



Universidad Autónoma de San Luis Potosí
Facultad de Ingeniería
Centro de Investigación y Estudios de Posgrado

Desarrollo de un acero de medio Mn de tercera generación y estudio de su soldabilidad mediante el proceso de soldadura de puntos por resistencia

TESIS

Que para obtener el grado de
Maestro en Metalurgia e Ingeniería de Materiales

Presenta:

IMM. Carlos Andrés Díaz Castro

Asesor:

Dr. Emmanuel José Gutiérrez Castañeda

Co-Asesora:

Dra. Rocío Saldaña Garcés

Tesis financiada por el fondo de Investigación Científica
Básica SEP-CONACYT No. A1-S-35877

San Luis Potosí, S. L. P.

Marzo de 2023





FACULTAD DE
INGENIERÍA

20 de octubre de 2022

**ING. CARLOS ANDRÉS DÍAZ CASTRO
P R E S E N T E.**

En atención a su solicitud de Temario, presentada por los **Dres. Emmanuel José Gutiérrez Castañeda y Rocío Saldaña Garcés**, Asesor y Coasesora de la Tesis que desarrollará Usted con el objeto de obtener el Grado de **Maestro en Metalurgia e Ingeniería de Materiales**, me es grato comunicarle que en la sesión del H. Consejo Técnico Consultivo celebrada el día 20 de octubre del presente, fue aprobado el Temario propuesto:

TEMARIO:

“Desarrollo de un acero de medio Mn de tercera generación y estudio de su soldabilidad mediante el proceso de soldadura de puntos por resistencia”

Introducción.

1. Fundamentos del proceso de soldadura de puntos por resistencia y su uso para la unión de láminas de acero de medio Mn.
2. Metodología para la obtención de láminas de acero de medio Mn tercera generación. Estudio de su soldabilidad mediante el proceso de soldadura de puntos por resistencia.
3. Análisis de los resultados del proceso de obtención del acero de medio Mn de tercera generación y de la evaluación de su soldabilidad.

Conclusiones.

Referencias.

“MODOS ET CUNCTARUM RERUM MENSURAS AUDEBO”

A T E N T A M E N T E

**DR. EMILIO JORGE GONZÁLEZ GALVÁN
DIRECTOR**

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA
DE SAN LUIS POTOSÍ
FACULTAD DE INGENIERÍA
DIRECCIÓN



ANIVERSARIO DE LA
AUTONOMÍA
UASLP 2023

www.uaslp.mx

Copia. Archivo.
*etn.

Av. Manuel Nava 8
Zona Universitaria - CP 78200
San Luis Potosí, S.L.P.
tel. (444) 826 2330 al 39
fax (444) 826 2336

“Rumbo al centenario de la autonomía universitaria”

Agradecimientos

Quiero agradecer a mi Asesor de Tesis, Dr. Emmanuel José Gutiérrez Castañeda, por su ayuda, disposición y tiempo que dedicó a la escritura de esta tesis, ya que gracias a su soporte esta investigación se vio materializada.

A mi Co-Asesora, Dra. Rocío Saldaña Garcés, de la Corporación Mexicana de Investigación en Materiales (COMIMSA), por todo el apoyo y disposición para realizar este trabajo.

A mis sinodales, Dra. Esperanza Elizabeth Martínez Flores, Dr. Dirk Frederik De Lange, por sus valiosos consejos para culminar este trabajo.

Al Técnico Alfredo Ruiz Prado, por todo el apoyo en el laboratorio metalúrgico.

A Luis Alberto Espinosa por compartir todo su conocimiento en metalurgia.

A mis amigos Daniela, Ilse, Daniela, Iván, Cinthia, Jorge, Ailed, Erick, Beatriz, Raúl y Eduardo, por todo el apoyo brindado en este proceso.

A CONACYT por la beca otorgada, No. 1083913, para la obtención del grado de Maestro en Metalurgia e Ingeniería de Materiales.

También se agradece el apoyo económico recibido a través del proyecto de Investigación Científica Básica A1-S-35877, para culminar mi tesis de maestría.

Dedicatoria

Dedico este trabajo a mi Mamá y Hermanas, por confiar siempre en mí. Asimismo, a mi Familia y mis Amigos por todo el apoyo que me han brindado para cumplir mis metas.

Pero especialmente, lo dedico este trabajo a mi Papá, trataré siempre que donde estés, te sientas orgulloso.

Contenido

Resumen	i
Lista de abreviaturas, acrónimos y símbolos.....	ii
Índice de figuras	iv
Índice de tablas	vii
Índice de ecuaciones.....	ix
Introducción.....	1
Capítulo 1. Fundamentos del proceso de soldadura de puntos por resistencia y su uso para la unión de láminas de acero de medio Mn.	4
1.1 Fabricación de aceros con microestructuras a base de austenita y martensita.....	4
1.2 Proceso de soldadura por puntos de resistencia (RSW).....	6
1.2.1 Defectos de soldadura RSW.....	7
1.2.2 Generación de calor.....	9
1.3 Investigaciones previas sobre el efecto de los parámetros de soldadura por puntos de resistencia (RSW) en aceros de medio Mn.	10
Capítulo 2. Metodología para la obtención de láminas de acero de medio Mn de tercera generación. Estudio de su soldabilidad mediante el proceso de soldadura de puntos por resistencia.	18
2.1 Fabricación del acero	21
2.1.1 Simulación y obtención de lingotes de acero	21
2.1.2 Obtención de las láminas de acero.	24
2.2 Ciclo térmicos aplicados a las muestras laminadas en frío.....	29
2.3 Técnicas de caracterización	31
2.3.1 Análisis químico.....	31
2.3.2 Microscopía óptica.	32
2.3.3 Microdureza.	33
2.3.4 Ensayos de tensión uniaxial.	34
2.3.5 Difracción de rayos X.	36
2.3.6 Aplicación y evaluación de la soldadura RSW	37
2.3.6.1 Selección de parámetros.....	37
2.3.6.2 Preparación de las láminas	38
2.3.6.3 Equipo de soldadura.....	40
2.3.6.4 Microscopía óptica – Estereoscópica	41
2.3.6.5 Ajustes en los parámetros del proceso RSW.....	43

2.3.7 Tensión por corte.....	44
2.3.7.1 Resistencia bajo tensión por corte.....	45
Capítulo 3. Análisis de los resultados del proceso de obtención del acero de medio Mn de tercera generación y de la evaluación de su soldabilidad.....	46
3.1 Composición química del acero y diagrama CCT calculado con JMatPro para el acero experimental.....	46
3.2 Microestructura del material de llegada y efecto del tratamiento térmico.....	48
3.3 Propiedades mecánicas	52
3.3.1 Microdureza	52
3.3.2 Ensayo de tensión uniaxial.....	55
3.4 Identificación de fases mediante difracción de Rayos X.....	60
3.5 Evaluación de los botones obtenidos mediante soldadura por puntos de resistencia (RSW) y cálculo de calor generado en las pruebas preliminares.....	64
3.5.1 Inspección visual de las pruebas preliminares.	64
3.6 Evaluación de los botones obtenidos mediante soldadura por puntos de resistencia (RSW) y cálculo de calor generado en el segundo grupo de pruebas.....	70
3.7 Evaluación de los botones obtenidos mediante soldadura por puntos de resistencia (RSW) y cálculo de calor generado en el tercer grupo de pruebas.	78
3.8 Resistencia de las uniones bajo tensión por corte.....	86
Conclusiones.....	90
Referencias	92

Resumen

En este trabajo se utilizó el software JMatPro, para evaluar el efecto de la composición química sobre el comportamiento de los diagramas de transformación en enfriamiento continuo; con el fin de determinar una composición para la fabricación de un acero avanzado de tercera generación con una microestructura a base de austenita y martensita. Una vez establecida la composición química, se fabricó el acero mediante fusión y colada, y se procesó a escala laboratorio para obtener láminas de 1.5 mm de espesor, las cuales fueron sometidas a ciclos térmicos que simulan líneas de recocido continuo. Las mejores propiedades mecánicas se obtuvieron mediante recocido intercrítico y un tratamiento isotérmico, con el cual se obtuvo una resistencia a la tensión y una elongación a fractura, suficientes para que éste se considere dentro del grupo de la tercera generación de aceros avanzados de alta resistencia para uso automotriz. Las propiedades se atribuyen a una proporción adecuada de martensita y austenita. El acero obtenido se soldó mediante el proceso de puntos por resistencia (RSW, por sus siglas en inglés) haciendo variaciones en sus parámetros de corriente, tiempo y fuerza, para luego evaluar el botón de soldadura de acuerdo a la norma AWS D8.1M:2007 y la resistencia de las uniones bajo tensión por corte de acuerdo a la norma ISO 14329. Lo anterior para poder establecer la correlación entre los parámetros del proceso RSW, la calidad de los botones de soldadura, y las propiedades mecánicas de las uniones obtenidas.

Lista de abreviaturas, acrónimos y símbolos

Mn	Manganeso.
TRIP	Aceros de plasticidad inducida por transformación (por sus siglas en inglés).
UTS	Resistencia máxima a la tensión.
MPa	Megapascales.
AHSS	Aceros avanzados de alta resistencia (por sus siglas en inglés).
RSW	Soldadura por puntos de resistencia (por sus siglas en inglés).
P	Potencia eléctrica.
Q	Calor.
I	Corriente.
R	Resistencia.
t	Tiempo.
CTS	Resistencia a la tensión cruzada (por sus siglas en inglés).
kA	Kiloamperios.
kN	Kilonewtons.
kgf	Kilogramos-fuerza.
ms	Milisegundos.
t_{ci}	Tiempo entre cada pulso.
N	Número de pulsos.
IF	Falla interfacial (por sus siglas en inglés).
PIF	Fractura interfacial parcial
TSS	Resistencia bajo tensión por corte (por sus siglas en inglés).
PWHT	Tratamiento térmico post-soldadura.
t_H	Tiempo de espera.
F	Fuerza.
HAZ	Zona afectada por el calor (por sus siglas en inglés).
FZ	Zona de fusión.
YS	Límite elástico (por sus siglas en inglés).
BM	Material base.
C.E.	Carbono equivalente.
MEB	Microscopía electrónica de barrido.
AWS	Sociedad Americana de Soldadura (por sus siglas en inglés).
CCT	Transformación de fase en enfriamiento continuo (por sus siglas en inglés).
HCl	Ácido Clorhídrico.
IT	Tratamiento isotérmico (por sus siglas en inglés).
A_{c3}	Temperatura crítica de transformación de fase en calentamiento continuo a partir de la cual la fase estable es la austenita.
A_{c1}	Temperatura crítica de transformación de fase en calentamiento continuo a partir de la cual comienza a formarse la austenita.
M_s	Temperatura a la cual comienza la transformación de austenita a martensita.
M_{50%}	Temperatura a la cual la transformación de austenita a martensita va en 50%.
MO	Microscopía óptica.
H	Espesor.
a	Superposición.

b	Ancho.
ls	Longitud.
lf	Largo libre entre abrazaderas.
lt	Dimensión individual.
α'	Fase martensita en el acero con estructura cristalina tetragonal centrado en el cuerpo (BCT, por sus siglas en inglés).
γ	Fase austenita en el acero con estructura cristalina cúbica centrada en las caras (FCC, por sus siglas en inglés).
HV	Dureza Vickers (por sus siglas en inglés).
DP	Aceros de doble fase (por sus siglas en inglés).
CP	Aceros de fase compleja (por sus siglas en inglés).
ISO	Aceros isotrópicos (por sus siglas en inglés).
IF	Aceros libres de intersticiales (por sus siglas en inglés).
AUST.SS	Aceros austeníticos inoxidables (por sus siglas en inglés).
BH	Aceros endurecidos por el horneado (por sus siglas en inglés).
MART	Aceros martensíticos (por sus siglas en inglés).
MILD	Aceros de bajo carbono (por sus siglas en inglés).
HSLA	Aceros de alta resistencia y baja aleación (por sus siglas en inglés).
TWIP	Aceros con plasticidad inducida por maclaje (por sus siglas en inglés).
L-IP	Aceros ligeros con plasticidad inducida (por sus siglas en inglés).
TT	Tratamiento térmico.
ρ	Resistividad eléctrica.
Ω	Ohm, unidad de resistencia eléctrica.

Índice de figuras

Figura 1. Representación esquemática del proceso de soldadura por puntos de resistencia. .	6
Figura 2. a) Falta de soldadura, b) soldadura atascada, c) indentación excesiva, d) expulsión e) grietas y agujeros/poros, f) soldaduras no circulares, g) soldadura de tamaño insuficiente [13].	8
Figura 3. Carga máxima en tensión cruzada reportada para las distintas pruebas [14].	11
Figura 4. Curvas obtenidas mediante tensión cruzada en muestras con diferente tiempo de enfriamiento [15].	12
Figura 5. Proceso de soldadura y parámetros relacionados empleados por Ding [16].	13
Figura 6. a) Resistencia bajo tensión cruzada, CTS, de uniones sujetas a tratamiento térmico posterior, y b-e) imágenes de las uniones fracturadas [16].	14
Figura 7. Fracción de austenita (círculos azules), resistencia a la tensión (triángulo rojo dirigido hacia arriba), límite elástico YS (triángulo rojo dirigido hacia abajo) y elongación total (cuadrados azules) de la HAZ simulada [17].	15
Figura 8. (a) Programa RSW, se usaron dos pulsos de corriente idénticos para soldar las láminas de acero, seguido por un pulso de corriente de templado, (b) protocolo de tratamiento térmico posterior a la soldadura [18].	16
Figura 9. Resultados del ensayo de tensión cruzada de las juntas RSW con PWHT [18].	17
Figura 10. Diagrama de flujo de la metodología empleada para el desarrollo del proyecto.	20
Figura 11. Diagrama de transformación de fase en enfriamiento continuo calculado con la composición química del acero experimental.	22
Figura 12. Fusión y vaciado del acero.	23
Figura 13. Corte de lingotes después del tratamiento de homogeneizado.	24
Figura 14. Mufla marca Felisa empleada para el recalentamiento de los lingotes.	24
Figura 15. Proceso de laminación en caliente.	25
Figura 16. Láminas obtenidas de la primera laminación en caliente.	25
Figura 17. Desbaste de los bordes de las láminas. a) Esmeril, b) láminas con los bordes removidos.	26
Figura 18. Deformación plástica del acero a altas temperaturas.	26
Figura 19. Esquema de la reducción de espesor durante la segunda laminación en caliente.	27
Figura 20. Decapado de las muestras.	27
Figura 21. Laminadora IRM #3350.	28
Figura 22. Muestras laminadas en frío de 1.5 mm de espesor.	28
Figura 23. Ciclo térmico utilizado para obtener la microestructura deseada.	30
Figura 24. a) Determinador simultáneo de S y C marca Leco modelo CS 230, b) espectrofotómetro de emisión óptica por chispa marca Spectro modelo LabS.	31
Figura 25. Montadora metalográfica.	32
Figura 26. Pulidora metalográfica marca PRESI.	33
Figura 27. Microscopio metalográfico invertido marca Olympus modelo GX51.	33
Figura 28. Microdurómetro semiautomático Shimadzu HMV- G.	34
Figura 29. Dimensiones de la probeta subsize para el ensayo de tensión [21].	34
Figura 30. Equipo TINIUS-OLSEN.	35

Figura 31. Difractómetro de rayos X Bruker D8 Advance.....	36
Figura 32. Láminas que muestran el óxido formado durante los tratamientos térmicos.....	39
Figura 33. Superficie de las láminas después del decapado.....	39
Figura 34. Robot FANUC Robot R-2000 iB utilizado para realizar las uniones de AHSS mediante el proceso RSW.....	40
Figura 35. Estereoscopio Olympus – SZ STS.....	41
Figura 36. Sección transversal de una soldadura por puntos de resistencia [22].	41
Figura 37. Representación de la porosidad presente en botones de soldadura RSW [22]. ..	42
Figura 38. Nomenclatura de las dimensiones de la muestra [23].....	44
Figura 39. Diagrama CCT calculado con la composición química del acero experimental.	47
Figura 40. Imagen obtenida por microscopía óptica, que muestra la microestructura del acero laminado en frío, antes del tratamiento térmico.....	48
Figura 41. Imágenes obtenidas mediante microscopía óptica que muestran el efecto del tiempo y la temperatura de recocido sobre la microestructura de muestras con IT= 450°C por 2 min: a) 600°C, 3 min; b) 600°C, 5 min; c) 600°C, 10 min; d) 625°C, 3 min; e) 625°C, 5 min; f) 625°C, 10 min; g) 650°C, 3 min; h) 650°C, 5 min; i) 650°C, 10 min.	50
Figura 42. Imágenes obtenidas mediante microscopía óptica que muestran el efecto del tiempo y la temperatura de recocido sobre la microestructura de muestras con IT= 450°C por 5 min: a) 650°C, 5 min; b) 650°C, 10 min; c) 700°C, 5 min; d) 700°C, 10 min; e) 750°C, 5 min; f) 750°C, 10 min.	51
Figura 43. Efecto del tiempo y la temperatura de recocido sobre la microdureza de muestras con IT= 450°C, 2 min.	54
Figura 44. Efecto del tiempo y la temperatura de recocido sobre la microdureza de muestras con IT= 450°C, 5 min.....	54
Figura 45. Curvas esfuerzo vs. Deformación de los tratamientos térmicos M10 a M15.	56
Figura 46. Resistencia a la tensión vs. Temperatura de recocido.....	57
Figura 47. Esfuerzo de cedencia vs. Temperatura de recocido.	58
Figura 48. Elongación a fractura vs. Temperatura de recocido.....	58
Figura 49. Relación entre la elongación a fractura y la resistencia a la tensión de aceros automotrices [3]. Las propiedades mecánicas de los aceros Sin TT y con tratamiento térmico (M10 a M 15) también se incluyen en la gráfica (círculos verdes, amarillos y rojos).	60
Figura 50. Patrones de difracción de rayos-X que muestran el efecto de la temperatura y del recocido sobre las fases obtenidas. El tratamiento isotérmico a 450°C por 5 min se mantuvo constante.	61
Figura 51. Comportamiento de la cantidad de austenita con la temperatura de recocido. ...	62
Figura 52. Botones de soldadura obtenidos en pruebas preliminares.....	64
Figura 53. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 1.....	64
Figura 54. . Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 2.....	65
Figura 55. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 3.....	65
Figura 56. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 4.....	65
Figura 57. Porosidad identificada en los botones 1 al 4.	66

Figura 58. Relación entre el calor generado y a) Penetración, b) Profundidad de Indentación, c) Ancho de Botón, d) Porosidad.....	69
Figura 59. Botones de soldadura obtenidos en el segundo grupo de pruebas.	70
Figura 60. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 5.	71
Figura 61. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 6.	71
Figura 62. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 7.	71
Figura 63. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 8.	72
Figura 64. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 9.	72
Figura 65. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 10.	72
Figura 66. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 11.	73
Figura 67. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 12.	73
Figura 68. Porosidad identificada en los botones 5 a 8.	74
Figura 69. Porosidad identificada en los botones 9 a 12.	75
Figura 70. Relación entre el calor generado y a) Penetración, b) Profundidad de Indentación, c) Ancho de Botón, d) Porosidad.....	77
Figura 71. Botones de soldadura obtenidos en el tercer grupo de pruebas.	78
Figura 72. Botones de soldadura obtenidos en el tercer grupo de pruebas.	79
Figura 73. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 13.	79
Figura 74. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 14.	80
Figura 75. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 15.	80
Figura 76. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 16.	80
Figura 77. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 17.	81
Figura 78. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 18.	81
Figura 79. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 19.	81
Figura 80. Porosidad identificada en los botones 13 a 16.	82
Figura 81. Porosidad identificada en los botones 17 a 19.	83
Figura 82. Relación entre el calor generado y a) Penetración, b) Profundidad de Indentación, c) Ancho de Botón, d) Porosidad.....	85
Figura 83. Muestra a traslape unida por el proceso RSW para realizar el ensayo de tensión por corte.	86
Figura 84. Curvas carga-desplazamiento obtenidas mediante tensión por corte en juntas a traslape unidas por el proceso RSW.	87
Figura 85. Muestra A2 soldada fuera del centro de la lámina.	88
Figura 86. Relación entre la Carga máxima y a) Porosidad y b) Ancho de botón.	88
Figura 87. Relación entre la Carga máxima y a) Penetración y b) Profundidad de Indentación	89

Índice de tablas

Tabla 1. Composición química del acero empleado por Zhao (% peso) [14].	10
Tabla 2. Parámetros de la soldadura por puntos de resistencia aplicada con pulsos post-soldadura [14].	10
Tabla 3. Composición química del acero utilizado por Wang (% peso) [15].	11
Tabla 4. Composición química del acero empleado por Ding (% peso) [16].	13
Tabla 5. Parámetros del proceso empleados por Ding [16].	13
Tabla 6. Composición química del acero empleado por Stadler (% peso) [17].	14
Tabla 7. Composición química del acero empleado por Zhao (% peso) [18].	16
Tabla 8. Composición química propuesta para fabricar el acero experimental (% peso).	22
Tabla 9. Matriz de experimentos que muestra las variables del tratamiento térmico.	30
Tabla 10. Dimensiones de la probeta subsize [21].	35
Tabla 11. Parámetros de proceso RSW utilizados para realizar las pruebas preliminares.	37
Tabla 12. Parámetros de soldadura por puntos para AHSS sin recubrimiento [28].	38
Tabla 13. Parámetros seleccionados para la soldadura.	40
Tabla 14. Parámetros establecidos a partir de los resultados obtenidos en pruebas preliminares, para evitar defectos de soldadura en pruebas posteriores.	43
Tabla 15. Parámetros establecidos para evaluar los efectos de los parámetros del proceso RSW, sobre la calidad y la resistencia de las uniones obtenidas.	44
Tabla 16. Dimensiones de las muestras para el ensayo de tensión por corte [23].	44
Tabla 17. Parámetros del proceso RSW empleados para la obtención de juntas a traslape, las cuales fueron utilizadas para los ensayos de tensión por corte.	45
Tabla 18. Composición química del acero experimental (% peso).	47
Tabla 19. Efecto de las condiciones de recocido sobre la microdureza de muestras con IT = 450°C por 2 min.	53
Tabla 20. Efecto de las condiciones de recocido sobre la microdureza de muestras con IT = 450°C por 5 min.	53
Tabla 21. Resultados de las pruebas de tensión uniaxial.	57
Tabla 22. Condiciones empleadas en el recocido y propiedades mecánicas resultantes.	59
Tabla 23. Porcentaje de austenita en las muestras tratadas térmicamente.	62
Tabla 24. Mediciones realizadas en los botones de soldadura de pruebas preliminares.	66
Tabla 25. Porcentaje de porosidad en los botones de soldadura de pruebas preliminares.	67
Tabla 26. Calor generado durante el proceso de soldadura: pruebas preliminares.	68
Tabla 27. Mediciones realizadas en los botones de soldadura del segundo grupo de pruebas.	73
Tabla 28. Porcentaje de porosidad en los botones de soldadura del segundo grupo de pruebas.	75
Tabla 29. Calor generado durante el proceso de soldadura: segundo grupo de pruebas.	76
Tabla 30. Mediciones realizadas en los botones de soldadura del tercer grupo de pruebas.	82
Tabla 31. Porcentaje de porosidad en los botones de soldadura del tercer grupo de pruebas.	83

Tabla 32. Calor generado durante el proceso de soldadura: tercer grupo de pruebas.	84
Tabla 33. Resultados del ensayo de tensión realizado en juntas a traslape unidas por el proceso RSW.	87

Índice de ecuaciones

Ecuación 1, Generación de calor.	9
Ecuación 2, Diámetro de botón.	42
Ecuación 3, Resistencia mínima a la tensión por corte.	45
Ecuación 4, Cálculo de la resistencia eléctrica.	67

Introducción

La industria automotriz actualmente busca fabricar vehículos que tengan mayor ligereza y elevada resistencia, de esta forma se contribuye a reducir las emisiones de CO₂ y no se descuida la seguridad. Para lograr esto, se emplean materiales de menor densidad o que tengan menor espesor, y que cumplan con las propiedades que solicitan los estándares de calidad.

Para lograr reducir el espesor de las piezas, es importante determinar los parámetros en los procesos de manufactura que brindarán las propiedades necesarias para cumplir con estos estándares [1]. La carrocería es una estructura compleja que debe satisfacer numerosos requerimientos, tanto funcionales, como económicos y estéticos, además deben ser adecuadas para la producción en masa. Algunos de los requisitos de la carrocería de un automóvil incluyen rigidez, durabilidad, resistencia al impacto, vibración y dureza [2] [3].

Uno de los materiales más prometedores para cumplir con las especificaciones automotrices son los aceros de medio Mn, estos pueden contener de 3 a 12% en peso de Mn. La resistencia máxima a la tensión (UTS, por sus siglas en inglés) de estos materiales comúnmente excede los 1000 MPa, mientras que presentan alargamientos totales en un rango de 25 a 40%. En los últimos años, los aceros de medio Mn han recibido mucha atención, no solo por sus notables propiedades mecánicas comparadas con las de los AHSS de la primera generación, los cuales presentan una alta resistencia a la tensión, pero una baja elongación a fractura, como por ejemplo los aceros MART, DP, los TRIP, entre otros; sino también debido a sus costos más razonables, su procesamiento menos desafiante y soldabilidad mejorada en comparación con los aceros AHSS de la segunda generación, como los TWIP, los cuales tienen una alta resistencia a la tensión y alta elongación, pero presentan altos costos de producción y una baja / mala soldabilidad, es decir requieren más habilidad, tiempo y atención para lograr los mismos resultados [4].

Se ha reportado que una mezcla de martensita y austenita retenida, permite lograr una buena relación entre alta resistencia y alta elongación [3]. Esta microestructura se obtiene actualmente mediante un proceso que involucra el austenitizado completo a temperaturas por encima de la temperatura crítica Ac₃ (temperatura por encima de la cual la fase estable es austenita), seguido de un temple interrumpido hasta temperaturas por debajo de la

temperatura de inicio de la transformación martensítica (M_s), y un subsecuente tratamiento de partición (realizado isotérmicamente a temperaturas por encima de la M_s), para enriquecer la austenita restante con carbono, estabilizándola así a temperatura ambiente. Este proceso es difícil de reproducirse a nivel industrial, debido a las rampas isotérmicas de enfriamiento y calentamiento alrededor de la temperatura M_s . Por lo tanto, la obtención de este tipo de microestructuras mediante ciclos térmicos establecidos, representa un reto actual para los fabricantes de acero para uso automotriz [4].

Además del reto de obtener la microestructura que brinde las propiedades deseadas, es importante que el material utilizado presente una buena soldabilidad, la soldadura por puntos de resistencia (RSW, por sus siglas en inglés) continúa siendo el proceso más utilizado para realizar las uniones de piezas automotrices debido a la relativa facilidad de automatización, flexibilidad para unir una amplia gama de materiales y, principalmente, el corto tiempo de procesamiento. Por lo que, evaluar la soldabilidad de aceros AHSS de tercera generación, mediante el proceso de RSW, es un paso importante en la implementación de estos aceros en aplicaciones automotrices. En el proceso RSW, la corriente fluye a través de los metales que se van a unir. La alta resistencia en las superficies de contacto genera calor, provocando una fusión localizada formando el botón de soldadura [5] [6]. Las características de los botones y las propiedades de las uniones son influenciadas por los parámetros del proceso RSW.

El presente trabajo busca obtener AHSS de tercera generación de medio Mn con microestructuras a base de austenita y martensita, bajo ciclos térmicos similares a los empleados en una línea de recocido continuo. Las concentraciones de los elementos de aleación para la obtención del acero experimental, serán establecidas con base a los resultados de un estudio computacional de los efectos de la composición química sobre el comportamiento de los diagramas CCT, mientras que la microestructura requerida será obtenida bajo ciclos térmicos similares a los empleados en líneas de recocido continuo. Adicionalmente, se estudiará el efecto de los parámetros de soldadura como corriente, tiempo y fuerza del proceso RSW sobre la calidad de las uniones y sus propiedades mecánicas (resistencia bajo tensión por corte), con la finalidad de evaluar la factibilidad de producir aceros de medio Mn de tercera generación y que tengan buena soldabilidad.

Hipótesis

Un estudio computacional permitirá establecer la composición y las condiciones de tratamiento térmico para obtener un acero de medio manganeso de alta resistencia de tercera generación con buena soldabilidad. Las condiciones del proceso de soldadura RSW para el acero diseñado, se pueden establecer mediante variaciones en la corriente, el tiempo, y la fuerza, con el fin de obtener uniones que cumplan con los estándares de calidad requeridos por la industria automotriz.

Objetivo general

Desarrollar un acero de medio manganeso de alta resistencia, de tercera generación mediante simulación, fundición, laminación y tratamientos térmicos que simulan líneas de recocido continuo. Investigar los efectos de los parámetros como el tiempo, la corriente y la fuerza del proceso de soldadura por puntos de resistencia sobre la calidad de las uniones y sus propiedades mecánicas.

Objetivos específicos

- Realizar un estudio computacional para evaluar el efecto de la composición química sobre el comportamiento de los diagramas de transformación de fase en enfriamiento continuo. Lo anterior, para proponer una composición química que permita obtener un acero medio Mn con microestructuras a base de martensita y austenita.
- Obtener láminas delgadas de un acero avanzado de alta resistencia de tercera generación de medio Mn, con microestructuras de martensita y austenita, a partir de ciclos térmicos similares a los empleados en un proceso de recocido continuo.
- Analizar el efecto de los parámetros principales del proceso de soldadura RSW como corriente, tiempo y fuerza, sobre la calidad de los botones y la resistencia al corte de las uniones obtenidas.
- Establecer la correlación entre los parámetros del proceso de soldadura, la calidad de los botones y la resistencia bajo tensión por corte de las uniones obtenidas.

Capítulo 1. Fundamentos del proceso de soldadura de puntos por resistencia y su uso para la unión de láminas de acero de medio Mn.

En este capítulo se describe primeramente el proceso convencional reportado por varios autores para la obtención de aceros avanzados de alta resistencia con microestructuras a base de austenita y martensita. Posteriormente, se describe el proceso de soldadura de puntos por resistencia (RSW), los posibles defectos que se pueden presentar en los botones obtenidos por dicho proceso y algunas investigaciones reportadas en la literatura en donde se ha empleado el proceso RSW para la unión de aceros de alta resistencia de medio Mn.

1.1 Fabricación de aceros con microestructuras a base de austenita y martensita

A continuación, se describen algunos trabajos de investigación enfocados a la obtención de aceros con microestructuras a base de austenita y martensita.

Dong y col. [7], obtuvieron microestructuras de austenita y martensita en un acero con 0.49 %C, 1.78 %Mn y 0.48 %Si. El ciclo térmico empleado consistió de tres etapas: temple interrumpido (enfriamiento desde la temperatura de austenizado hasta 150°C, temperatura por debajo de la M_s), etapa de partición (recalentamiento de 150°C a 400°C), y etapa de enfriamiento (enfriamiento desde 400°C a temperatura ambiente). La etapa de partición favorece el enriquecimiento de carbono en la austenita, requerido para retener dicha fase a temperatura ambiente. Como se mencionó anteriormente, las condiciones requeridas para la etapa de partición, son difíciles de reproducir en un proceso típico de recocido continuo.

Sun y col. [8], obtuvieron microestructuras de austenita y martensita en un acero con 0.2 %C, 1.9 %Mn y 1.5 %Si, el carbono y el manganeso fueron empleados para mejorar la estabilidad de la austenita y el silicio para suprimir la precipitación de carburo durante la etapa de partición. El ciclo térmico realizado consistió en un calentamiento hasta 800°C, seguido de un enfriamiento rápido hasta 320°C (por debajo de la temperatura M_s) para promover la transformación parcial de austenita a martensita, y un calentamiento isotérmico para facilitar el enriquecimiento de carbono en la austenita, y la retención de dicha fase a temperatura ambiente.

Wang y col. [9], emplearon un acero con 0.21 %C, 1.75 %Si, 0.29 %Mn y un ciclo térmico similar al descrito en los trabajos anteriores. El acero fue austenizado y posteriormente enfriado a una temperatura entre M_s (inicio de martensita) y M_f (final de martensita) para crear una mezcla de martensita y austenita sin transformar. Después del temple interrumpido, el acero calentado por encima de M_s para promover el enriquecimiento de carbono en austenita, y enfriado hasta temperatura ambiente. El silicio fue utilizado para suprimir la precipitación de carburo y favorecer el enriquecimiento de carbono en la austenita. La microestructura final del acero consistió de una mezcla de martensita inicial (empobrecida en carbono, formada en el primer enfriamiento rápido), martensita recién transformada (con mayor contenido de carbono, formada en el enfriamiento final) y austenita retenida.

Microestructuras similares fueron obtenidas por Hauserová y col. [10], en un acero con 0.25 %C y 1.5 %Mn (microaleado con Si y Mo); aunque es importante mencionar que, los ciclos térmicos empleados, consistieron esencialmente de las mismas etapas descritas en los trabajos anteriores. Otros autores [11], también obtuvieron una mezcla de austenita retenida y martensita, pero en aceros con 0.22 %C, 1.41 %Si y 1.88 %Mn; sin embargo, no reportaron los ciclos térmicos utilizados para la obtención de dicha microestructura.

Estos estudios demuestran que la obtención de aceros con microestructuras a base de martensita y austenita, a partir de ciclos térmicos que puedan reproducirse a nivel industrial, sigue siendo un reto. De acuerdo con la información descrita, el C, Mn y Si, favorecen la obtención de dichas microestructuras, por lo que es de esperarse que, los cambios en la concentración de dichos elementos, modifiquen la cinética de las transformaciones de fase que pueden ocurrir durante los ciclos térmicos, abriendo la posibilidad de proponer nuevas composiciones que permitan el desarrollo de dichos aceros, bajo condiciones empleadas en procesos establecidos. Sin embargo, es bien conocido que, cambios en la composición química del acero, causan cambios importantes en su respuesta a la soldabilidad, y de ahí la importancia de investigar los efectos del proceso de soldadura aplicado a un acero de composición química particular. En las siguientes secciones, se describen los aspectos más importantes del proceso RSW y su uso para la obtención de uniones de aceros de medio Mn; ya que el contenido de Mn empleado para la fabricación del acero experimental, es similar al utilizado en este tipo de aceros de alta resistencia.

1.2 Proceso de soldadura por puntos de resistencia (RSW).

La soldadura de puntos por resistencia (RSW), es un proceso en el que las superficies de contacto se unen en uno o más puntos por el calor generado por la resistencia al flujo de corriente eléctrica, a través de las piezas de trabajo que se mantienen unidas bajo la fuerza de dos electrodos (figura 1). Las superficies de contacto en la región de concentración de corriente, se calientan mediante un pulso de corta duración de bajo voltaje y alto amperaje para formar un botón de soldadura. Cuando cesa el flujo de corriente, la fuerza del electrodo se mantiene mientras el metal de soldadura se enfría y solidifica rápidamente. Los electrodos se retraen después de cada soldadura, lo que generalmente se completa en una fracción de segundo [12].

Las principales ventajas de la soldadura por puntos incluyen altas velocidades de operación, la idoneidad para la automatización o robotización y la inclusión en líneas de ensamblaje de alta producción junto con otras operaciones de fabricación. Con el control automático de la corriente, la sincronización y la fuerza de los electrodos, se pueden producir soldaduras por puntos sólidas de manera constante a altas tasas de producción y bajos costos de mano de obra por unidad, utilizando operadores semicalificados [12].

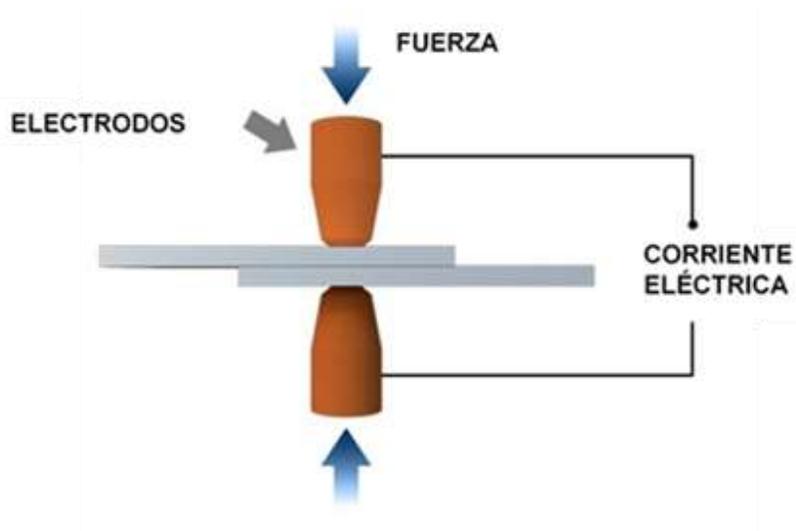


Figura 1. Representación esquemática del proceso de soldadura por puntos de resistencia.

Los parámetros de mayor impacto en el proceso RSW son la corriente de soldadura, la fuerza del electrodo y el tiempo de soldadura. Éstos se establecen de acuerdo con la composición química del acero empleado, y el espesor de las láminas. El uso de parámetros incorrectos, promoverá la obtención de un botón de soldadura con uno o varios defectos, resultando en una unión catalogada como “fuera de especificación”.

1.2.1 Defectos de soldadura RSW

En la producción en masa de carrocerías ligeras de automóviles, la soldadura por puntos de resistencia es la técnica de unión más importante. Los vehículos típicos contienen alrededor de 3000 a 5000 puntos de soldadura. Por lo tanto, evitar los defectos en el proceso debe ser clave en cualquier grado de acero que se utilice en la producción de automóviles.

Dentro de estos defectos se encuentra la falta de soldadura que ocurre cuando no hay fusión de metal base o recubrimientos en la ubicación prevista de la unión debido a una corriente baja o a un tiempo de soldadura muy corto. Cuando las piezas de trabajo se mantienen juntas mediante fusión localizada en la interfaz de soldadura, pero no se forma ningún botón, se considera soldadura atascada, defecto atribuido a una corriente baja o fuerza alta. La indentación excesiva ocurre cuando la fuerza dejada por el electrodo en la pieza de trabajo excede la especificación, cuando la corriente utilizada es excesiva, o el tiempo de soldadura es muy largo. Una corriente de soldadura muy alta provoca la expulsión de metal fundido de la unión. Una expulsión severa puede arrojar suficiente material para crear un orificio en la pieza de trabajo. Mientras que una corriente o fuerza muy bajas, provocan discontinuidades dentro del botón y/o área circundante causadas por cambios metalúrgicos resultantes de la soldadura. Si las uniones o los botones de soldadura no son circulares, también es considerado un defecto, ocasionado por utilizar una corriente baja, o un tiempo de soldadura corto. Finalmente, pueden presentarse soldaduras de tamaño insuficiente, en este caso, el diámetro del botón no cumple con las especificaciones aplicables, debido a una corriente baja, a una fuerza baja, o a un tiempo de soldadura corto. La figura 2 ilustra los principales defectos que se pueden presentar durante el proceso de soldadura RSW. La raíz de estos defectos podría deberse no solo a una de las causas antes mencionadas, sino a una combinación de varias [13].

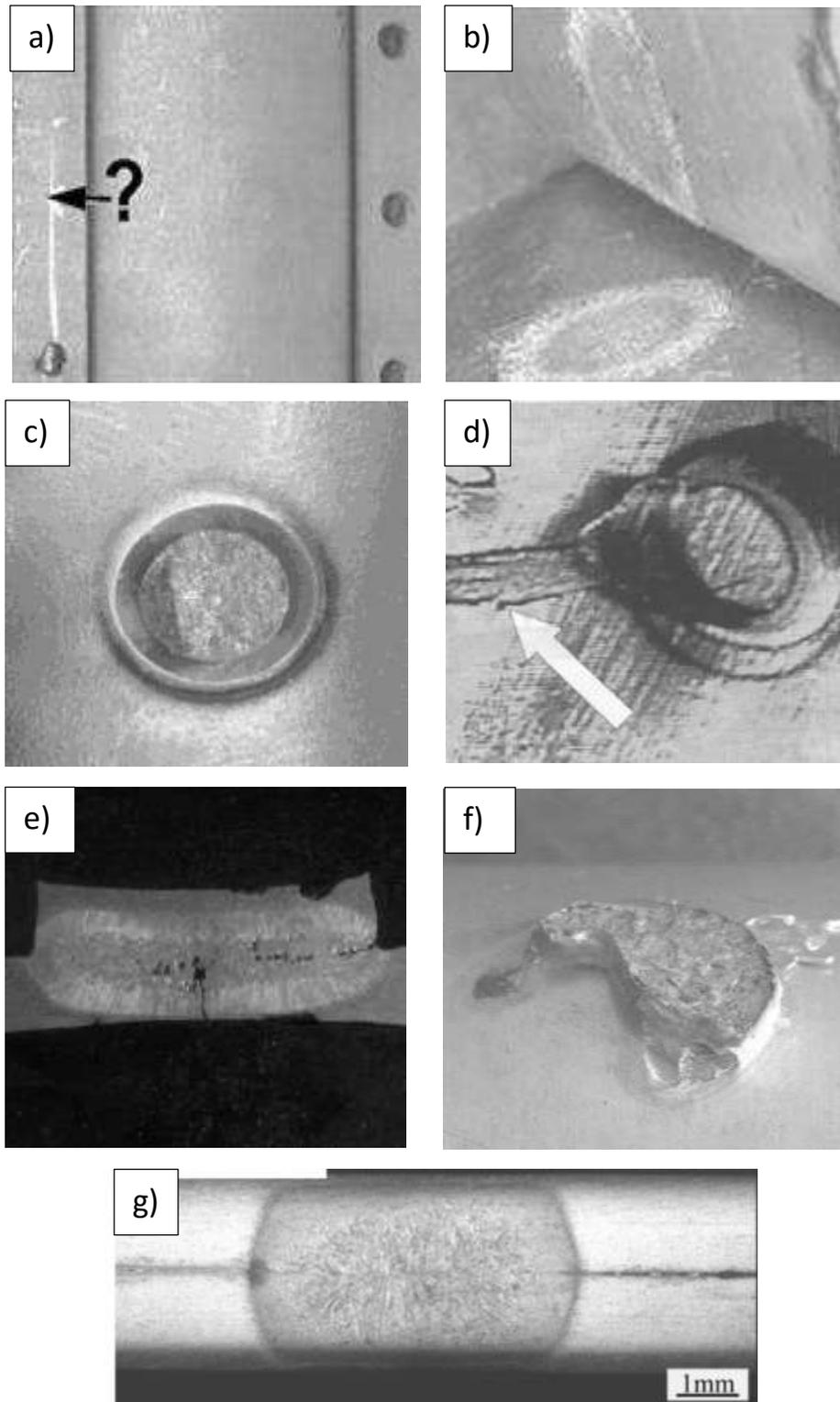


Figura 2. a) Falta de soldadura, b) soldadura atascada, c) indentación excesiva, d) expulsión e) grietas y agujeros/poros, f) soldaduras no circulares, g) soldadura de tamaño insuficiente [13].

1.2.2 Generación de calor

La soldadura de puntos por resistencia depende de la resistencia del metal base y de la cantidad de corriente que fluye para producir el calor necesario y realizar la soldadura por puntos; otro factor importante es el tiempo. En la mayoría de los casos, se utilizan varios miles de amperios para realizar este tipo de soldadura. Tales valores de amperaje, fluyendo a través de una resistencia relativamente alta, generarán mucho calor en poco tiempo. Para hacer buenas soldaduras de puntos por resistencia, es necesario tener un control estricto de la cantidad de calor generado. La relación entre la cantidad de calor con la corriente, la resistencia del conductor y el tiempo en que fluye la corriente, es descrita por la siguiente ecuación [13].

$$Q = I^2 R t \quad \text{Ecuación 1}$$

donde Q= Calor generado por una corriente eléctrica que fluye a través de un conductor, I= Corriente, R= resistencia del conductor y t= tiempo que fluye la corriente por el conductor.

Debido a esto, para un acero de composición química particular, es necesario que además de aplicar una fuerza apropiada, se tenga un control adecuado de la corriente y el tiempo, para obtener soldaduras de buena calidad mediante el proceso RSW.

En el presente trabajo, a partir del estudio computacional realizado para establecer la composición química del acero experimental, se observó que el Mn fue el elemento de aleación empleado en una mayor cantidad para promover una microestructura a base de austenita y martensita; siendo su contenido, similar al empleado en aceros de medio Mn. En la siguiente sección, se describen algunos trabajos, en los cuales se empleó el proceso de soldadura RSW para la unión de láminas delgadas de aceros avanzados de alta resistencia de medio Mn. Lo anterior, para conocer los parámetros del proceso RSW reportados en la literatura para la unión de dichos aceros y para establecer los valores de las variables de estudio empleadas en las pruebas preliminares realizadas para estudiar la soldabilidad en el acero experimental. También se describen las microestructuras de dichos aceros, en cada uno de esos trabajos, para resaltar la aportación científica/tecnológica del presente trabajo de investigación.

1.3 Investigaciones previas sobre el efecto de los parámetros de soldadura por puntos de resistencia (RSW) en aceros de medio Mn.

Se han realizado diversas investigaciones enfocadas a establecer la ventana de soldabilidad de distintos aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) de medio Mn, para establecer los efectos de los parámetros del proceso RSW sobre la calidad de las uniones. Zhao y col. [14], realizaron ensayos de tensión cruzada (CTS, por sus siglas en inglés) a un acero de medio Mn unido mediante RSW, este tipo de ensayo consiste en soldar dos placas formando una cruz, para luego realizar un ensayo de tensión a las mismas. Se utilizó una lámina de acero laminada en frío sin revestir, con un espesor de 1.4 mm. La composición química de la lámina se muestra en la tabla 1.

Tabla 1. Composición química del acero empleado por Zhao (% peso) [14].

Elemento	C	Mn	Si	Al	S	P	Fe
Composición	0.13	6.98	0.22	<0.04	0.0011	0.006	Balance

La soldadura se realizó con doble pulso, la corriente y el tiempo de soldadura fueron de 7.5 kA y 100 ms respectivamente, con una fuerza de electrodo de 4.2 kN, y 20 ms entre pulsos, luego del segundo pulso la fuerza se mantuvo durante otros 100 ms para enfriar. Además, se realizó un revenido in-situ agregando 7-10 pulsos posteriores a la soldadura [14]. La tabla 2 muestra los parámetros utilizados en los pulsos post-soldadura, donde t_{CM} es el tiempo de enfriamiento antes de los pulsos, t_{CT} es el tiempo entre cada pulso, I_3 es la corriente utilizada, N es el número de pulsos, y W corresponde a cada botón de soldadura. El botón correspondiente a $W1$ no se muestra en la tabla, ya que a esta muestra no se le realizó tratamiento post-soldadura.

Tabla 2. Parámetros de la soldadura por puntos de resistencia aplicada con pulsos post-soldadura [14].

	W2	W3	W4	W5	W6	W7	W8	W9
t_{CM} (ms)	1000	1000	2000	2000	2000	2000	2000	2000
t_{CT} (ms)	20	20	20	40	60	80	100	20
I_3 (kA)	4	5	4	4	4	4	4	4
N	7	7	7	7	7	7	7	10

La carga máxima en tensión cruzada se mejora drásticamente al optimizar las condiciones de soldadura, como se muestra en la figura 3, la carga aumenta de 1.5 a 3.7 kN. El tratamiento térmico posterior a la soldadura puede refinar la martensita y disminuir la segregación de impurezas en el límite del grano, se concluyó que un tratamiento post-soldadura adecuado, podría promover el modo de falla por extracción [14].

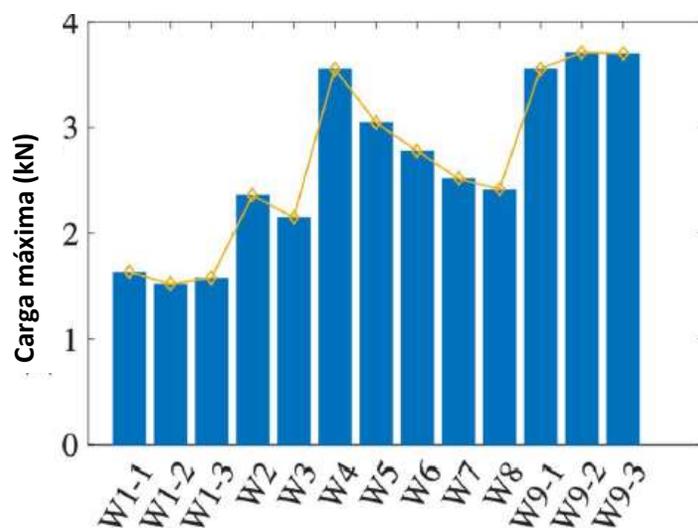


Figura 3. Carga máxima en tensión cruzada reportada para las distintas pruebas [14].

Wang y col. [15], estudiaron el efecto del tiempo de enfriamiento sobre la resistencia a la tracción cruzada, en un acero de medio Mn soldado por puntos de resistencia. Utilizaron láminas de acero con un espesor de 1.4 mm y la composición química que se muestra en la tabla 3.

Tabla 3. Composición química del acero utilizado por Wang (% peso) [15].

Elemento	C	Mn	Si	Al	P	S	Fe
Composición	0.13	6.98	0.22	0.03	0.006	0.005	Balance

La fuerza del electrodo fue de 4.2 kN, la corriente y el tiempo de soldadura de los dos primeros pulsos se mantuvieron en 7.5 kA y 100 ms respectivamente, con un intervalo de 20 ms entre los dos pulsos. Como siguiente tiempo de enfriamiento se seleccionaron 100, 1000 y 2000 ms. La corriente y el tiempo de soldadura del pulso de post-soldadura fueron 4 kA y 2000 ms, respectivamente. Finalmente, se retiraron los electrodos de las muestras después de

mantenerlos durante 100 ms [15]. Las curvas de tensión cruzada de las muestras con varios tiempos de enfriamiento se muestran en la figura 4. La fuerza máxima en tensión cruzada de muestras con tiempos de enfriamiento de 100, 1000 y 2000 ms fueron 1.8, 2.5 y 3.4 kN, respectivamente, lo que refleja el aumento de CTS con el tiempo de enfriamiento [15].

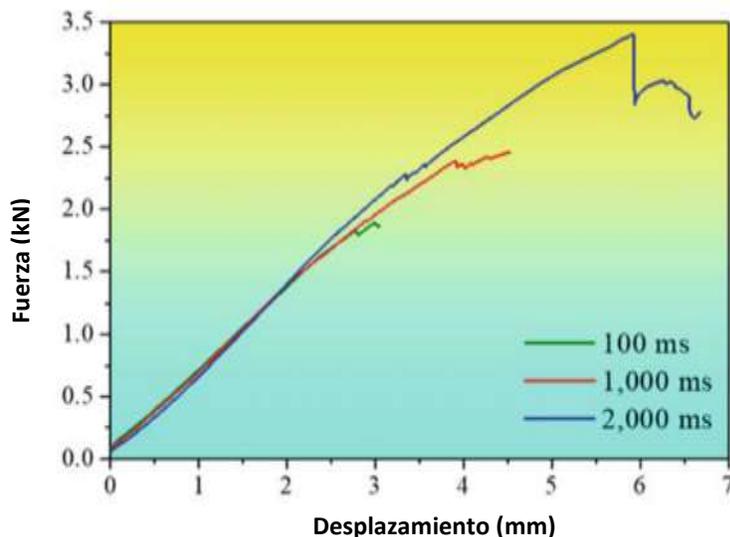


Figura 4. Curvas obtenidas mediante tensión cruzada en muestras con diferente tiempo de enfriamiento [15].

El modo de falla en las probetas fabricadas por 100 y 1000 ms fue interfacial (IF), mientras que la muestra con un tiempo de enfriamiento de 2000 ms falló de modo de fractura interfacial parcial (PIF), esto explicaría la diferencia en los resultados obtenidos.

Ding y col. [16], estudiaron la influencia del tratamiento térmico posterior a la soldadura (PWHT, por sus siglas en inglés) sobre la resistencia a la tracción cruzada (CTS) de un acero TRIP 800 de medio Mn unido por el proceso de soldadura por puntos de resistencia. La microestructura de este tipo de aceros se caracteriza por una mezcla de ferrita, bainita y austenita retenida. El espesor de las láminas utilizadas fue de 1.4 mm, la composición química se muestra en la tabla 4, mientras que los parámetros del proceso se muestran en la tabla 5 y la figura 5.

Tabla 4. Composición química del acero empleado por Ding (% peso) [16].

Elemento	C	Mn	Si	Al	P	S	Fe
Composición	0.13	6.98	0.22	0.03	0.006	0.005	Balance

Tabla 5. Parámetros del proceso empleados por Ding [16].

Corriente (kA)	Tiempo de soldadura (ms)	Tiempo de enfriamiento (ms)	Tiempo de espera [t_H] (ms)	Fuerza del electrodo [F] (kN)
$I_1 = I_2 = 8.6$ $I_3 = 3.4$	$t_1 = t_2 = t_3 = 100$	$t_{C1} = 20$ $t_{C2} = 400$	400	5.5

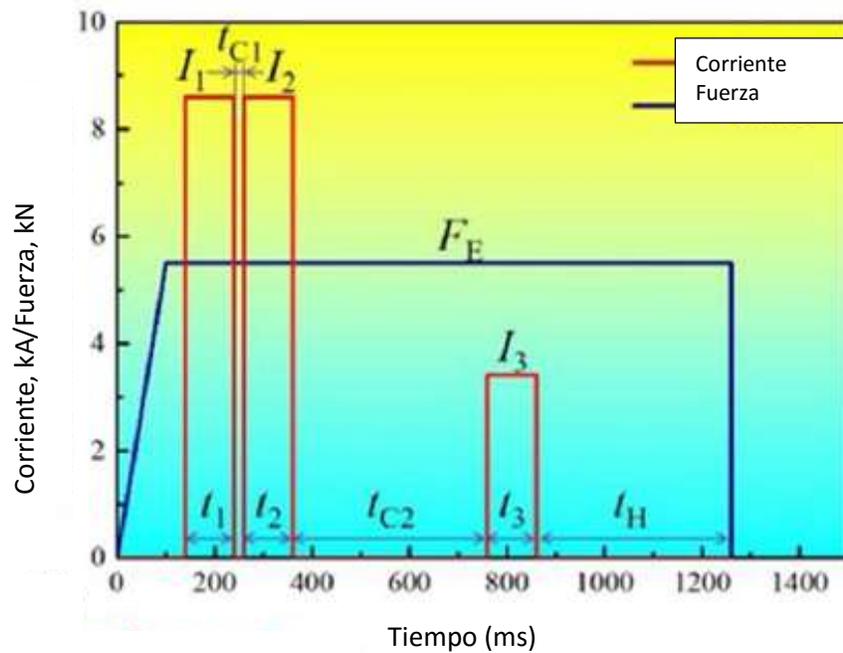


Figura 5. Proceso de soldadura y parámetros relacionados empleados por Ding [16].

Los resultados mostraron que el PWHT aumenta la CTS del acero TRIP 800 de 7% de Mn soldado por puntos de resistencia casi 3 veces en comparación con el de la muestra sin PWHT (figura 6).

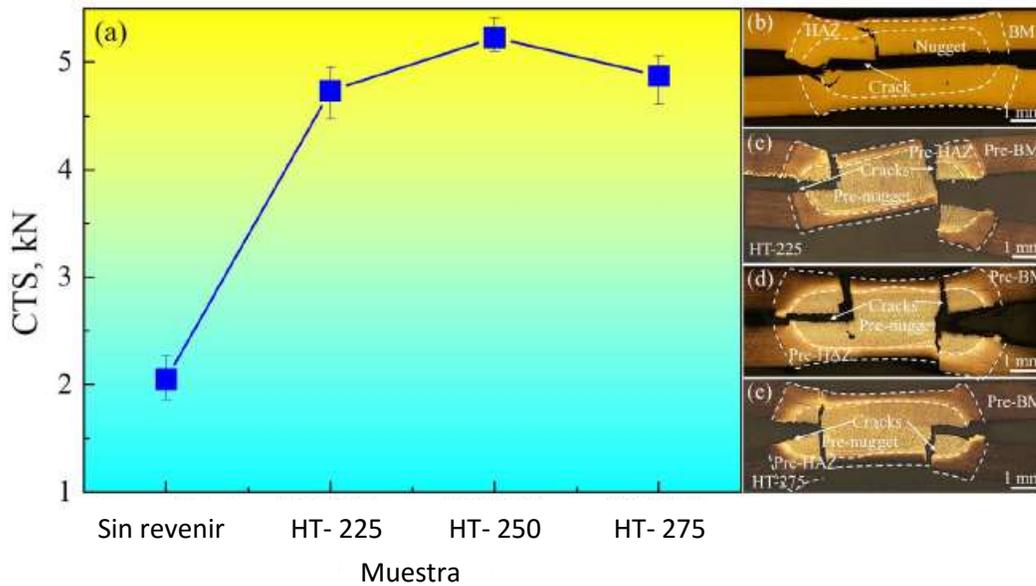


Figura 6. a) Resistencia bajo tensión cruzada, CTS, de uniones sujetas a tratamiento térmico posterior, y b-e) imágenes de las uniones fracturadas [16].

Stadler y col. [17], estudiaron la microestructura y propiedades mecánicas de un acero de medio Mn unido por el proceso RSW. Las propiedades fueron determinadas en la zona afectada por calor (HAZ, por sus siglas en inglés) en función de la distancia a la zona de fusión (FZ, por sus siglas en inglés). Para obtener las propiedades mecánicas locales de la HAZ, las muestras se trataron térmicamente. La composición química del acero investigado (espesor de 1.18 mm), se muestra en la tabla 6.

Tabla 6. Composición química del acero empleado por Stadler (% peso) [17].

Elemento	C	Mn	Si	Fe
Composición	0.1	6.4	0.6	Balance

Las muestras se soldaron durante 280 ms a una corriente de 4.8 kA, y una fuerza de 4.0 kN. Con base a la caracterización, las temperaturas superiores a 1200°C conducen a una distribución uniforme de manganeso, lo que resulta en una microestructura predominantemente martensítica, por debajo de 1100°C, se inhibe la difusión de manganeso y se logra que una fracción considerable de austenita permanezca estable.

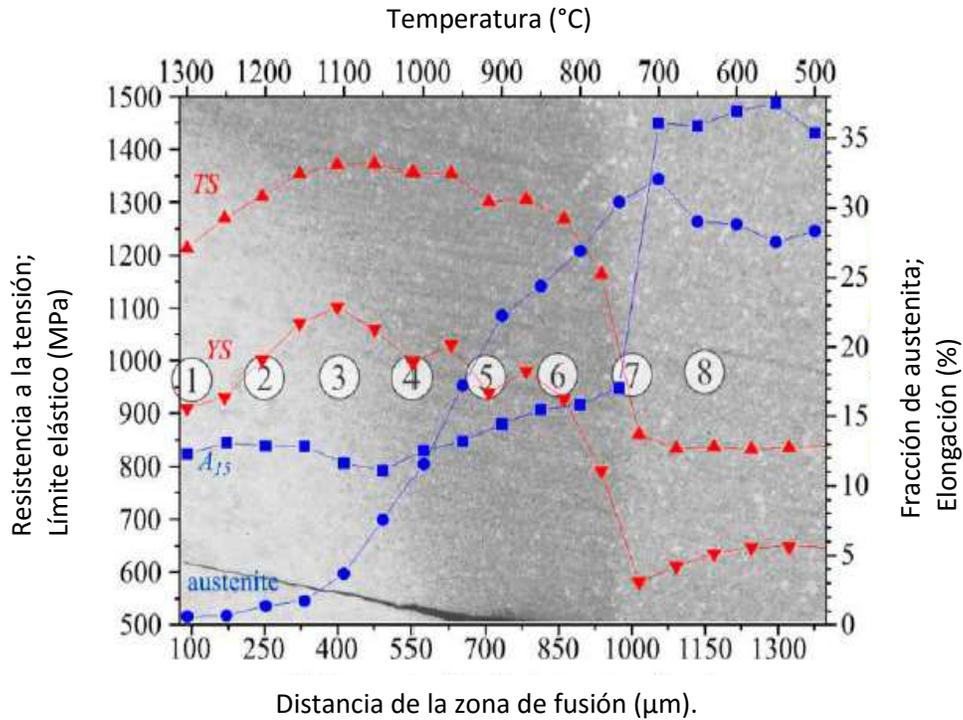


Figura 7. Fracción de austenita (círculos azules), resistencia a la tensión (triángulo rojo dirigido hacia arriba), límite elástico YS (triángulo rojo dirigido hacia abajo) y elongación total (cuadrados azules) de la HAZ simulada [17].

Temperaturas por debajo de 700°C no causaron ningún efecto sobre la microestructura o las propiedades mecánicas (figura 7). Se demostró que, mediante un tratamiento térmico post-soldadura se puede mejorar potencialmente el rendimiento mecánico de toda la soldadura.

Zhao y col. [18], realizaron un tratamiento térmico posterior a la soldadura que consistía en un recocido intercrítico para ajustar la microestructura del botón. En este caso, el C y el Mn atrapados durante RSW pueden difundirse por completo, disminuyendo la fragilización del límite de grano. Se utilizaron láminas de acero de 1.4 mm de espesor, con la composición química que se muestra en la tabla 7. Los parámetros utilizados en el proceso de soldadura y el tratamiento térmico posterior se muestran en la figura 8.

Tabla 7. Composición química del acero empleado por Zhao (% peso) [18].

Elemento	C	Mn	Si	Al	S	P	Fe
Composición	0.13	6.98	0.22	0.03	0.005	0.006	Balance

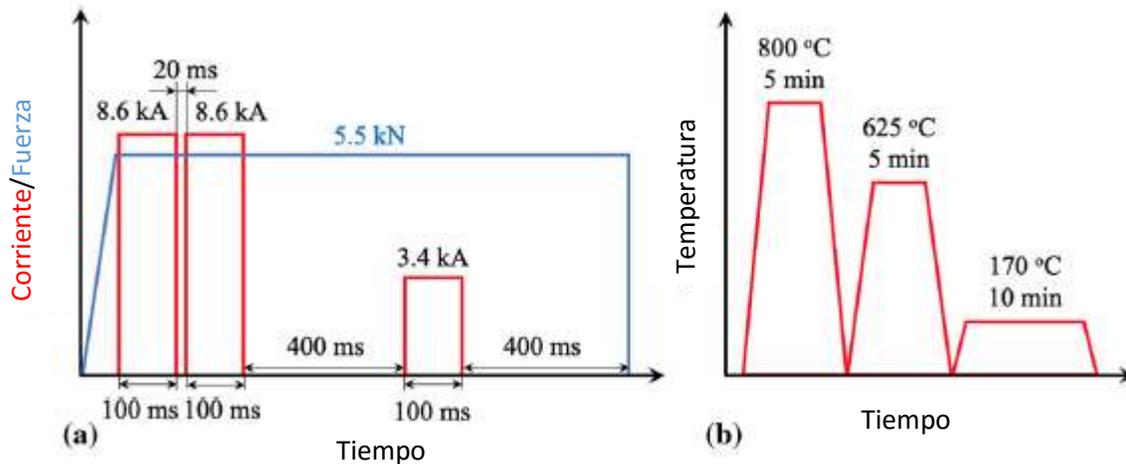


Figura 8. (a) Programa RSW, se usaron dos pulsos de corriente idénticos para soldar las láminas de acero, seguido por un pulso de corriente de templado, (b) protocolo de tratamiento térmico posterior a la soldadura [18].

Se ha demostrado que la martensita es la microestructura dominante en el botón después del proceso RSW en el acero medio Mn. Con PWHT, la microestructura de toda la junta, incluido el botón, HAZ y material base (BM, por sus siglas en inglés), se puede cambiar significativamente a una mezcla de austenita y ferrita.

La figura 9 muestra las curvas de carga-desplazamiento de las juntas RSW de 7Mn con PWHT. La CTS de estos tres especímenes fue de 11.4, 11.6 y 11.0 kN, respectivamente, lo que corresponde a un valor medio de 11.3 kN. En comparación con estudios de otros autores, donde la CTS de juntas de aceros al medio Mn similar, es de 1.4 kN o máximo 6.7 kN.

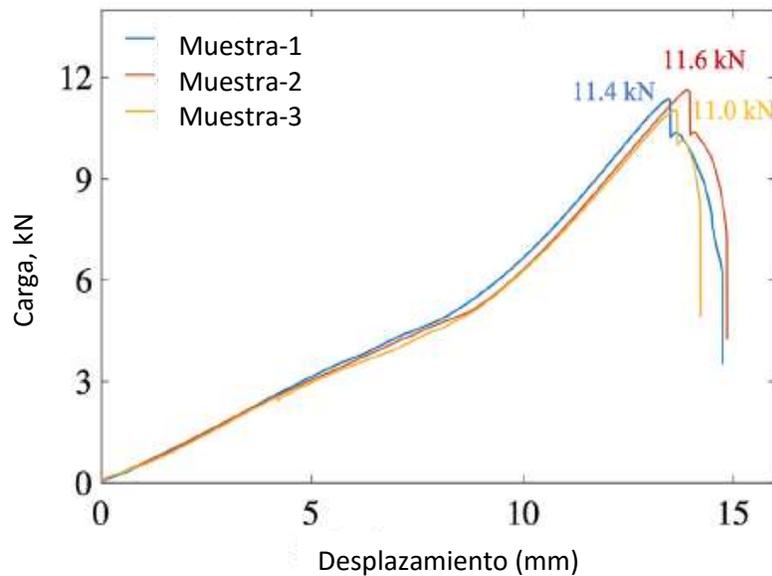


Figura 9. Resultados del ensayo de tensión cruzada de las juntas RSW con PWHT [18].

De acuerdo a lo descrito en este capítulo, las concentraciones de los elementos de aleación y el espesor de las láminas de aceros de medio Mn, juegan un papel de suma importancia para determinar los parámetros a utilizar en el proceso de soldadura de puntos por resistencia, siendo las variables con mayor impacto en una soldadura, la corriente, la fuerza y el tiempo. Debido a esto, es posible esperar que la variación de dichos parámetros permita obtener botones que cumplan con normas específicas para un acero de composición química en particular. La información presentada en este capítulo, fue utilizada como punto de referencia, en el presente trabajo, para realizar las pruebas preliminares de soldadura por RSW.

Es claro que, la microestructura de aceros de medio Mn, antes y después del proceso de soldadura, es afectada por la composición química y por los tratamientos térmicos realizados al acero. Por otra parte, como se mostró en este capítulo, existe poca información respecto a la obtención de aceros con microestructuras de austenita y martensita, mediante ciclos térmicos que simulen líneas de recocido continuo. Adicionalmente, existen pocos estudios sobre la soldabilidad, por el proceso RSW, de aceros de medio Mn con estas microestructuras. La escasez de esta información, representa una gran motivación para investigar los efectos de dicho proceso, sobre las características de los botones y las propiedades mecánicas de uniones de aceros de medio Mn con microestructuras de austenita y martensita.

Capítulo 2. Metodología para la obtención de láminas de acero de medio Mn de tercera generación. Estudio de su soldabilidad mediante el proceso de soldadura de puntos por resistencia.

En este capítulo se explica la metodología utilizada para establecer la composición química del acero, las condiciones del tratamiento térmico y las variables proceso de soldadura por puntos de resistencia (RSW), sobre la calidad de los botones y las propiedades mecánicas de las uniones obtenidas en láminas de aceros de medio Mn con microestructuras de austenita y martensita. Lo anterior, para evaluar la factibilidad de obtener uniones mediante el proceso RSW de buena calidad (que cumplan con las especificaciones de las normas establecidas para aplicaciones en la industria automotriz) en estos aceros.

La figura 10 muestra la metodología empleada para el desarrollo de este trabajo. Como punto de partida, se realizó una simulación computacional para evaluar los efectos de la composición química sobre el comportamiento de los diagramas de transformación de fase en enfriamiento continuo (CCT, por sus siglas en inglés). Los cálculos se realizaron con el programa JMatPro y se hicieron con la finalidad de proponer una composición química que permitiera obtener aceros con microestructuras a base de martensita y austenita, bajo ciclos térmicos similares a los empleados en los procesos de recocido continuo. Los resultados de la simulación, mostraron que, a partir de los efectos combinados del C, Al, Cr, Mn, Si y Cu, es posible obtener aceros con las microestructuras deseadas; siendo el Mn, el elemento empleado en mayor cantidad y cuya concentración, es similar a la que comúnmente se emplea para la fabricación de aceros de medio Mn.

El acero experimental fue posteriormente obtenido a escala laboratorio, mediante fusión y vaciado en lingoteras metálicas. Los lingotes obtenidos fueron homogeneizados (para lograr una composición química homogénea), laminados en caliente, decapados (para eliminar el óxido) y laminados en frío (para obtener láminas delgadas de 1.5 mm de espesor). Las muestras deformadas en frío, fueron sometidas a ciclos térmicos similares a los empleados en líneas de recocido continuo (con distintas temperaturas y tiempos de la etapa de recocido), con la finalidad de producir la microestructura deseada (martensita + austenita) y de obtener aceros de alta resistencia de tercera generación.

Las probetas se prepararon metalográficamente de acuerdo a la norma ASTM E3 [19], para ser caracterizadas mediante microscopía óptica, con la finalidad de observar la distribución de fases. La cuantificación de fases se realizó mediante difracción de rayos X y el uso del método Rietveld.

También se realizaron mediciones de microdureza para poder evaluar la capacidad de endurecimiento en el acero en función de las fases obtenidas; las mediciones se hicieron de acuerdo con los procedimientos de la norma ASTM E-384 [20]. Adicionalmente, con el fin de determinar la relación entre la resistencia y la ductilidad de las muestras tratadas térmicamente, se realizaron ensayos de tensión uniaxial empleando probetas subsize. Las propiedades mecánicas (resistencia a la cedencia, resistencia a la tensión y elongación a fractura), se determinaron con base a los procedimientos de la norma ASTM E8 [21]. A partir de los resultados obtenidos mediante microscopía óptica, difracción de rayos X, microdureza y ensayos de tensión uniaxial, se establecieron las condiciones del tratamiento térmico apropiadas para obtener un acero de alta resistencia de tercera generación con microestructuras a base de austenita y martensita. Dicho ciclo térmico, fue posteriormente realizado en muestras con dimensiones requeridas para aplicar la soldadura de puntos por resistencia, para poder investigar los efectos de las variables de dicho proceso sobre la soldabilidad del acero experimental.

Para el estudio de la soldabilidad, primeramente, se soldaron pares de láminas por el proceso RSW, empleando valores de corriente, fuerza y tiempo, reportados en la literatura para aceros avanzados de alta resistencia de medio Mn; dichos experimentos, fueron considerados como pruebas preliminares. Las muestras de soldadura se prepararon metalográficamente con base en la norma ASTM E3 [19]. Posteriormente, se analizaron en un estereoscopio para identificar los posibles defectos presentes en los botones de soldadura. La inspección de las muestras se realizó de acuerdo con los procedimientos de la norma AWS D8.1M:2007 [22]. Se realizaron mediciones en los botones respecto al ancho y la profundidad de indentación, zona afectada por el calor (HAZ), ancho de botón y la penetración, además se calculó la entrada de calor. Estas mediciones se realizaron para determinar si las soldaduras realizadas cumplían con los criterios de calidad indicados en la norma, y de esta manera, establecer las mejores condiciones para las pruebas de soldaduras posteriores. Después de la modificación

de los parámetros del proceso RSW, las uniones obtenidas fueron analizadas mediante microscopía óptica-estereoscópica, para medir para medir los mismos aspectos anteriormente mencionados, y/o identificar defectos en la soldadura. A partir de los resultados obtenidos de la inspección metalográfica, se seleccionaron los mejores parámetros para obtener uniones de láminas con las dimensiones requeridas por la norma ISO 14273:2000, para evaluar la resistencia bajo tensión por corte [23][24].

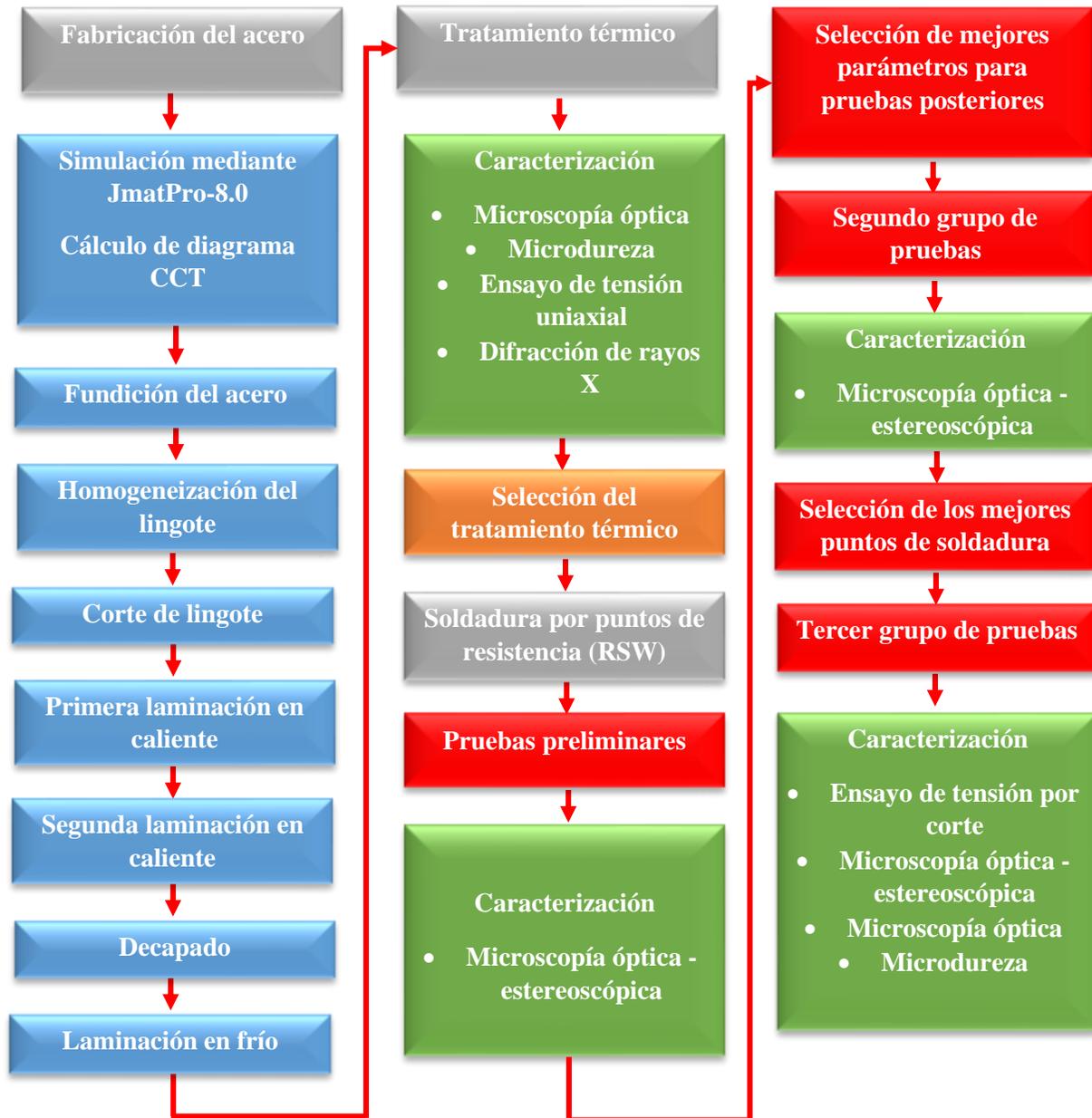


Figura 10. Diagrama de flujo de la metodología empleada para el desarrollo del proyecto.

2.1 Fabricación del acero

En esta sección, se describen los detalles de las etapas realizadas, incluyendo la etapa de la simulación computacional (para establecer la composición química del acero), así como las etapas realizadas para la obtención (fusión y colada), tratamiento (homogeneización) y procesamiento (cortes, laminación en caliente, laminación en frío) del acero, para obtener las láminas del espesor deseado.

2.1.1 Simulación y obtención de lingotes de acero

La composición química propuesta para fabricar el acero experimental, fue establecida con base en los efectos de los elementos de aleación, sobre el comportamiento de los diagramas de transformación de fase en enfriamiento continuo (CCT). Para evaluar dicho efecto, se realizó el cálculo de los diagramas CCT con el software JMatPro 8.0, usando distintas combinaciones de concentraciones de cada uno de los elementos de aleación. Se consideró un bajo contenido de carbono, ya que este elemento deteriora significativamente la soldabilidad del acero en comparación con otros elementos. Elementos como el C, Mn, Ni y Cu, tienden a estabilizar a la austenita, mientras que elementos como el Si, Al y Cr, promueven la estabilización de la ferrita [25]. Elementos como el azufre y fósforo, se encuentran comúnmente en las ferroaleaciones comerciales, por lo tanto, es necesario tener un control adecuado de estos elementos durante la fabricación del acero. El Mo y el Nb, se agregan al acero para mejorar su resistencia mecánica.

La tabla 8 muestra la composición química propuesta para la fabricación del acero experimental, y la figura 11, ilustra el diagrama CCT calculado con dicha composición. Como se puede observar en dicha tabla, el Mn fue el elemento de aleación principal sugerido para la fabricación del acero experimental; este elemento permite endurecer el acero mediante solución sólida sustitucional y, además ofrece, la posibilidad de disminuir las temperaturas de inicio y fin de la transformación martensítica. De acuerdo con el diagrama CCT, el Mn en conjunto con los otros elementos de aleación, abre la posibilidad para obtener aceros de medio Mn, con microestructuras a base de austenita y martensita a partir del enfriamiento desde 850°C. Sin embargo, estas microestructuras también pueden obtenerse a menores temperaturas mediante el incremento en el tiempo; lo cual puede permitir, la descomposición parcial de la martensita en el rango intercrítico, el enriquecimiento de

carbono en austenita y la retención de ésta última a temperatura ambiente [25]. Es bien sabido que, la combinación de austenita y martensita, permite obtener una buena combinación entre alta resistencia a la tensión y alta elongación a fractura, siendo su obtención atractiva, desde el punto de vista científico y tecnológico, para el desarrollo de aceros avanzados de alta resistencia de tercera generación.

Tabla 8. Composición química propuesta para fabricar el acero experimental (% peso).

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Al
0.095	2.15	9.2	0.11	0.02	0.06	0.6
Cu	Nb	P	S	Fe		
0.23	0.0013	0.02	0.02	Balance		

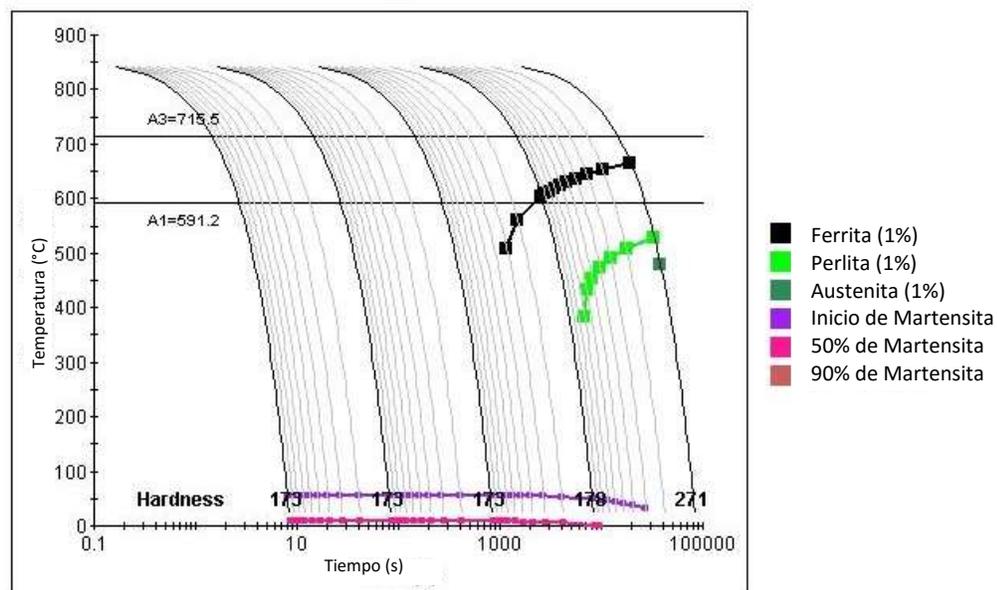


Figura 11. Diagrama de transformación de fase en enfriamiento continuo calculado con la composición química del acero experimental.

Para obtener el acero experimental (mediante fusión y colada, figura 12), con la composición química propuesta, se realizó primeramente, un balance de cargas a partir de la composición química de las ferroaleaciones utilizadas. Se establecieron las cantidades requeridas de cada una de ellas, y se procedió con su alimentación en el horno, para su fusión. El material líquido, fue posteriormente vaciado en lingoteras metálicas para la obtención de lingotes.



Figura 12. Fusión y vaciado del acero.

Los lingotes obtenidos, fueron sometidos a un tratamiento térmico de homogenización a 1200°C durante 1 h, con la finalidad de homogeneizar la composición química y la microestructura. Posteriormente, fueron seccionados para obtener muestras con dimensiones de alrededor de 4.5 cm de ancho x 3.0 cm de espesor x 10.0 cm de largo (figura 13).



Figura 13. Corte de lingotes después del tratamiento de homogeneizado.

2.1.2 Obtención de las láminas de acero.

Para realizar la laminación en caliente, las muestras se calentaron hasta 1100°C en una mufla marca Felisa (figura 14), se mantuvieron durante 10 min y se sacaron de la mufla para su deformación a alta temperatura. En la primera etapa, se realizó una reducción hasta lograr un espesor de 4 mm. La figura 15 esquematiza el proceso de laminación en caliente, mientras que la figura 16, muestra las láminas de acero obtenidas en la primera etapa de laminación a alta temperatura.



Figura 14. Mufla marca Felisa empleada para el recalentamiento de los lingotes.

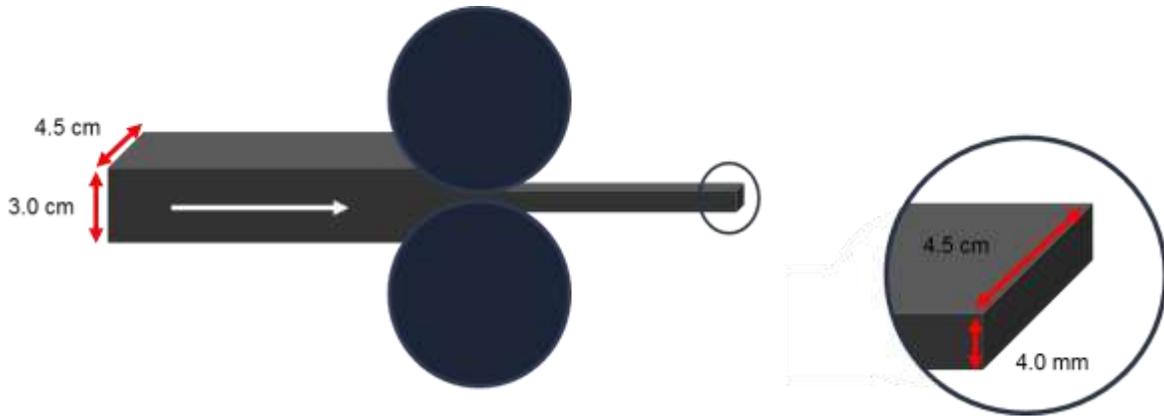


Figura 15. Proceso de laminación en caliente.



Figura 16. Láminas obtenidas de la primera laminación en caliente.

Como se puede observar, las muestras obtenidas en esta etapa, exhiben un defecto en las orillas o bordes, los cuales fueron removidos con la ayuda de un esmeril (figura 17). Las láminas se calentaron nuevamente hasta 1100°C por 10 minutos, y posteriormente, fueron laminadas en caliente en una segunda etapa para obtener un espesor de 2.0 mm. La laminación a alta temperatura se realizó en un molino reversible marca Hille. La figura 18 muestra la realización del proceso de reducción de espesor a alta temperatura, mientras que la figura 19, ilustra esquemáticamente la segunda etapa de la laminación en caliente.

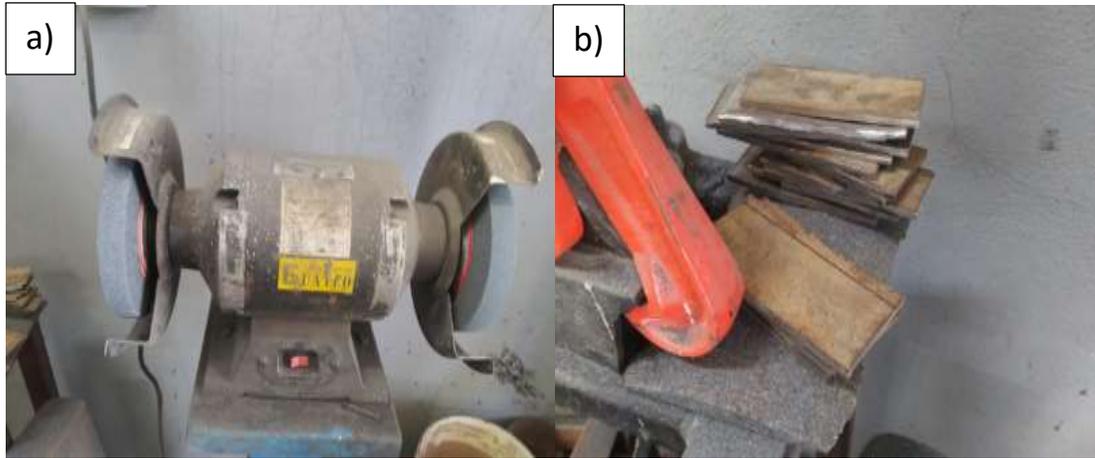


Figura 17. Desbaste de los bordes de las láminas. a) Esmeril, b) láminas con los bordes removidos.



Figura 18. Deformación plástica del acero a altas temperaturas.

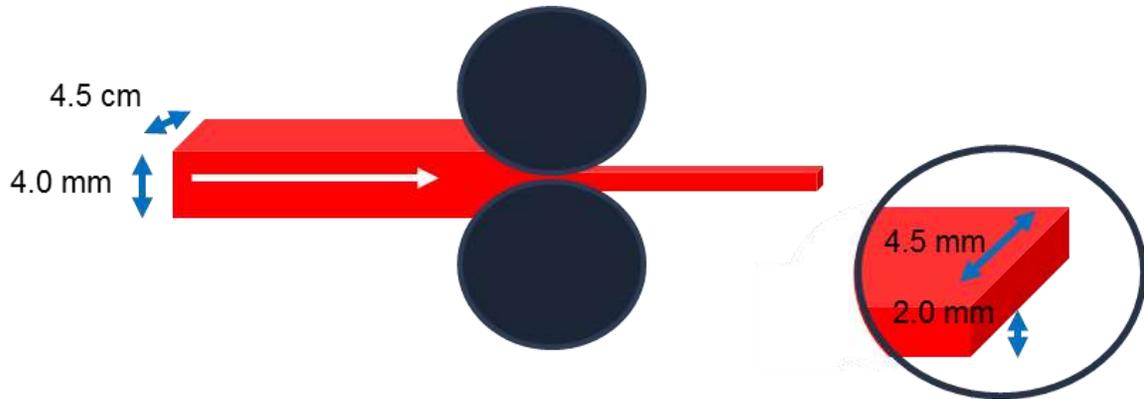


Figura 19. Esquema de la reducción de espesor durante la segunda laminación en caliente.

La deformación a altas temperaturas causó la formación de una capa de óxido en la superficie del acero, la cual fue removida antes del proceso de laminación en frío. Para esto, se realizó un decapado utilizando una solución de HCl al 20% (figura 20). Las muestras permanecieron inmersas en la solución por 20 min, tiempo suficiente para remover el óxido.



Figura 20. Decapado de las muestras.

El espesor final de las muestras se logró mediante laminación en frío, empleando un molino de laminación reversible IRM #3350 (figura 21). Se obtuvieron láminas delgadas de 1.5 mm de espesor (figura 22), las cuales fueron tratadas térmicamente buscando obtener aceros avanzados de alta resistencia de tercera generación (con microestructuras a base de austenita y martensita), para posteriormente evaluar los efectos de los parámetros del proceso RSW, sobre la calidad de los botones y la resistencia bajo tensión por corte de las uniones obtenidas.



Figura 21. Laminadora IRM #3350.



Figura 22. Muestras laminadas en frío de 1.5 mm de espesor.

2.2 Ciclos térmicos aplicados a las muestras laminadas en frío

Aunque los diagramas CCT permiten tener una aproximación del comportamiento de la descomposición de austenita, en función de la velocidad de enfriamiento, cabe mencionar que, dichos diagramas no muestran los efectos del tiempo de permanencia durante el recocido (que tiene lugar en la etapa del recocido), no consideran el enriquecimiento de austenita que puede ocurrir durante el recocido intercrítico ni las características microestructurales del material laminado en frío.

Por lo tanto, considerando que la transformación austenítica es una transformación difusional (depende del tiempo y la temperatura), existe la posibilidad de obtener microestructuras a base de martensita y austenita mediante tratamientos térmicos inferiores a 850°C, lo cual puede permitir una reducción en la temperatura de tratamiento térmico y, por consiguiente, de los costos de operación para el procesamiento del acero. Por este motivo, se decidió investigar, en primera instancia, el efecto del tiempo y la temperatura del recocido sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de los aceros resultantes.

La figura 23 muestra esquemáticamente el ciclo térmico empleado para simular físicamente las condiciones empleadas en procesos de recocido continuo. La tabla 9 muestra la matriz de experimentos y los parámetros del tratamiento térmico utilizados.

Primero, se calentó el acero hasta la temperatura deseada para promover la formación de austenita, variando el tiempo a dicha temperatura. Posteriormente, y para cada condición de temperatura y tiempo, se continuó con un tratamiento isotérmico (IT, por sus siglas en inglés) a 450°C, en donde el tiempo de permanencia fue de 2 y 5 min. Lo anterior para tener distintas condiciones de enriquecimiento de C y Mn en la austenita, y así poder modificar intencionalmente la proporción de las fases resultantes; esto, con la finalidad de obtener propiedades mecánicas que pudieran clasificarse dentro de la tercera generación de aceros avanzados de alta resistencia para uso automotriz. El enfriamiento se realizó en aire, ya que de acuerdo con el diagrama CCT calculado para el acero, la transformación de austenita a martensita puede ocurrir en un rango muy amplio de velocidades de enfriamiento incluyendo velocidades lentas.

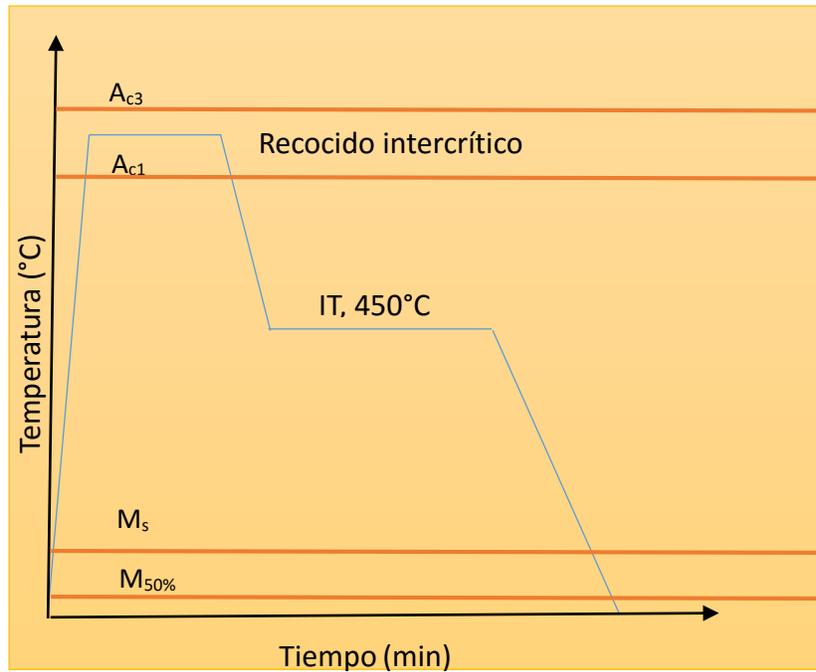


Figura 23. Ciclo térmico utilizado para obtener la microestructura deseada.

Tabla 9. Matriz de experimentos que muestra las variables del tratamiento térmico.

Designación	Recocido		IT	
	Temperatura ($^{\circ}\text{C}$)	Tiempo (min)	Temperatura ($^{\circ}\text{C}$)	Tiempo (min)
M1	600	3	450	2
M2	600	5	450	2
M3	600	10	450	2
M4	625	3	450	2
M5	625	5	450	2
M6	625	10	450	2
M7	650	3	450	2
M8	650	5	450	2
M9	650	10	450	2
M10	650	5	450	5
M11	650	10	450	5
M12	700	5	450	5
M13	700	10	450	5
M14	750	5	450	5
M15	750	10	450	5

2.3 Técnicas de caracterización

A continuación, se describen las técnicas empleadas para la caracterización química y microestructural, y para la evaluación de las propiedades mecánicas de muestras tratadas térmicamente, así como las técnicas empleadas para la caracterización de los botones de soldadura y la evaluación de la resistencia bajo tensión por corte de las uniones obtenidas mediante el proceso RSW.

2.3.1 Análisis químico

Los contenidos de carbono y azufre, en el acero experimental, se evaluaron en un determinador simultáneo de C y S (carbono y azufre), marca LECO modelo CS 230 (figura 24a). Las mediciones se realizaron mediante el método de absorción infrarroja por combustión, con base en los procedimientos de la norma ASTM E-1019 [26]. La concentración de los elementos restantes se determinó mediante espectrometría de emisión óptica por chispa, de acuerdo a la norma ASTM E-415 [27], el equipo utilizado fue el Spectro modelo LabS (figura 24b). Este análisis se realizó en muestras de 2.5 cm de ancho x 2.5 cm de largo; el valor reportado corresponde al promedio obtenido de 3 mediciones.

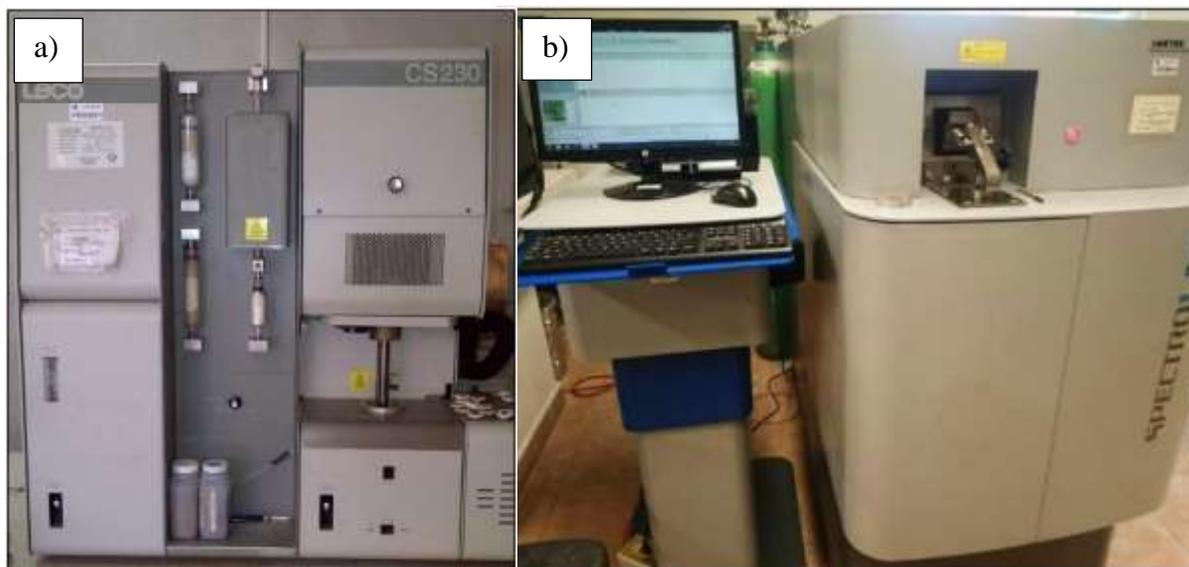


Figura 24. a) Determinador simultáneo de S y C marca Leco modelo CS 230, b) espectrofotómetro de emisión óptica por chispa marca Spectro modelo LabS.

2.3.2 Microscopía óptica

La caracterización de la microestructura del acero, antes y después de ser sometido a los tratamientos térmicos, se realizó mediante microscopía óptica (MO). Para su observación, las muestras se prepararon mediante técnicas de metalografía convencionales, en base a la norma ASTM-E3 [19]. Las muestras fueron montadas en caliente utilizando resina fenólica (baquelita) y una montadora metalográfica marca Struers modelo Prestopress – 3 (figura 25). El desbaste se realizó utilizando lijas de carburo de silicio, marca Fandeli número 80 al 1500, y el pulido se realizó hasta lograr un acabado espejo, empleando como abrasivo pasta de diamante de 3 μm . El desbaste y el pulido se realizaron en una pulidora metalográfica marca PRESI (figura 26). Para revelar la microestructura, las muestras fueron atacadas con reactivo nital al 5% durante 2 s, el cual permite revelar la martensita. Las muestras reveladas, se observaron mediante microscopía óptica utilizando un microscopio óptico Olympus GX51 (Figura 27). Los cambios en la microestructura se evaluaron en un plano paralelo a la dirección de la laminación, obteniéndose imágenes de la microestructura con el software QCapture Pro.



Figura 25. Montadora metalográfica.



Figura 26. Pulidora metalográfica marca PRESI.



Figura 27. Microscopio metalográfico invertido marca Olympus modelo GX51.

2.3.3 Microdureza

Las mediciones de microdureza se realizaron en un microdurómetro Shimadzu semiautomático (Figura 28). Las muestras fueron preparadas de forma convencional en base a la norma ASTM E-384 [20] para obtener superficies planas y paralelas. Para obtener datos representativos, se realizaron 20 indentaciones por muestra, esto en dirección de la laminación. Se utilizó un indentador de diamante con punta piramidal con una carga de 0.5

kg_f durante 15 s. Esta técnica permitió evaluar la capacidad de ablandamiento y/o endurecimiento del acero después de los ciclos térmicos y seguir la evolución de las transformaciones de fases en el acero.



Figura 28. Microdurómetro semiautomático Shimadzu HMV- G.

2.3.4 Ensayo de tensión uniaxial

Las propiedades mecánicas (resistencia a la cedencia, resistencia a la tracción y elongación a fractura), de las muestras tratadas térmicamente, fueron determinadas a partir de las curvas esfuerzo vs. deformación, obtenidas mediante ensayos de tensión uniaxial en muestras estandarizadas de tamaño subsize (longitud calibrada de 25 mm). Los ensayos se realizaron de acuerdo con las especificaciones de la norma ASTM E8 [21]; las dimensiones de las probetas empleadas se muestran en la figura 29 y en la tabla 10. Estos ensayos se realizaron en una máquina universal TINIUS-OLSEN (figura 30).

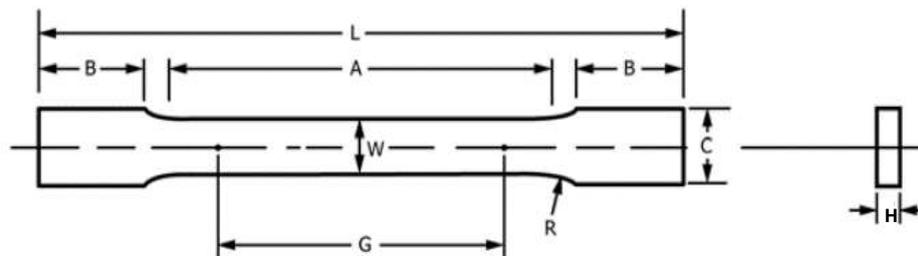


Figura 29. Dimensiones de la probeta subsize para el ensayo de tensión [21].

Tabla 10. Dimensiones de la probeta subsize [21].

Designación	Dimensiones (mm)
G	25.0 ± 0.1
W	6.0 ± 0.1
H	Espesor de lámina
R	6
L	100
A	32
B	30
C	10



Figura 30. Equipo TINIUS-OLSEN.

2.3.5 Difracción de rayos X

Se realizaron análisis por difracción de rayos X en muestras de acero tratadas térmicamente (M10 a M15, tabla 9). Los análisis se realizaron en un difractómetro Bruker D8 Advance (figura 31). Para dichos análisis, las muestras fueron primeramente desbastadas empleando lijas Fandeli desde No. 500 hasta No. 2000, y pulidas con pasta de diamante de 3 μm hasta conseguir un acabado espejo. Estos análisis se realizaron para identificar las fases y poder establecer la correlación entre la microestructura y las propiedades mecánicas de las muestras tratadas térmicamente. Se aplicó el refinamiento Rietveld con el software Maud, para la identificación y la cuantificación de fases.



Figura 31. Difractómetro de rayos X Bruker D8 Advance.

2.3.6 Aplicación y evaluación de la soldadura RSW

En esta sección, se describen los aspectos considerados para la selección de los parámetros de soldadura RSW, así como las técnicas y normas utilizadas para evaluar la calidad de los botones obtenidos por dicho proceso.

2.3.6.1 Selección de parámetros

La tabla 11 muestra los parámetros utilizados para la realización de las pruebas de soldadura preliminares, estos parámetros fueron establecidos con base en la información reportada en la literatura para aceros avanzados de alta resistencia. Debido a que los cambios en la composición química afectan la soldabilidad de los aceros en general, estos parámetros fueron solamente utilizados como punto de partida para el desarrollo de las pruebas preliminares, con las cuales se pudieran más adelante, seleccionar las mejores condiciones para la obtención de uniones con buena soldabilidad.

Tabla 11. Parámetros de proceso RSW utilizados para realizar las pruebas preliminares.

Fuente	Espesor (mm)	% en peso de Mn	Corriente (kA)	Fuerza (kN)	Tiempo (ms)
[6]	1.40	6.98	7.5	4.2	100
[7]	1.40	6.98	7.5	4.2	100
[8]	1.40	6.98	8.6	5.5	100
[9]	1.18	6.40	4.8	4.0	280
[10]	1.40	6.98	8.6	5.5	100

De acuerdo a las recomendaciones de la norma AWS, “Recommended Practices for Resistance Welding” para aceros AHSS [28], también se consideraron los parámetros que se muestran en la tabla 12, para realizar pruebas preliminares, ya que estos parámetros dependen del espesor de la lámina y del tipo de corriente; en este caso 1.5 mm y corriente alterna, respectivamente.

Tabla 12. Parámetros de soldadura por puntos para AHSS sin recubrimiento [28].

Tipo de corriente	Espesor del acero (mm)	Corriente (kA)	Fuerza (kN)	Tiempo (ms)
Corriente directa de frecuencia media (MDFC por sus siglas en inglés)	1.30 – 1.59	10.6	5.3	350
Corriente alterna (AC por sus siglas en inglés)	1.30 – 1.59	10	4.2	200

Una vez realizada la caracterización e inspección visual de los puntos de soldadura obtenidos con estos parámetros, se estableció un nuevo grupo de experimentos, esto con la finalidad de reducir al máximo los defectos observados y obtener uniones que cumplieran con las especificaciones de las normas utilizadas para la evaluación de la calidad de las uniones.

2.3.6.2 Preparación de las láminas

Se cortaron muestras de acero laminado en frío de 10.5 cm de largo x 4.5 cm de ancho, para realizarles el tratamiento térmico M13 de la tabla 9. Para realizar dicho tratamiento, se usaron dos muflas; una para realizar la etapa de recocido, y la otra, para realizar el tratamiento isotérmico a 450°C. El enfriamiento de las láminas se realizó en aire. Durante el tratamiento térmico, se formó una capa de óxido, la cual fue posteriormente removida mediante decapado, utilizando ácido clorhídrico (HCl) al 15% (figura 32 y 33).



Figura 32. Láminas que muestran el óxido formado durante los tratamientos térmicos.



Figura 33. Superficie de las láminas después del decapado.

De acuerdo con las composiciones químicas y los espesores de las láminas empleadas en los trabajos descritos en el capítulo 1, y además de las recomendaciones de la norma AWS para AHSS de tercera generación, se seleccionaron los parámetros reportados en la tabla 13.

Tabla 13. Parámetros seleccionados para la soldadura.

Botón de soldadura	Corriente (kA)	Fuerza (kN)	Tiempo (ms)
1	7.5	4.2	100
2	8.6	5.5/4.9*	100
3	4.8	4.0	280
4	10	4.2	200

*Aunque algunos trabajos reportados en la literatura utilizan una presión de 5.5 kN, el equipo utilizado en el presente trabajo alcanza una presión máxima de 4.9 kN, siendo éste, el valor utilizado para obtener el botón 2.

2.3.6.3 Equipo de soldadura

Las soldaduras mediante el proceso RSW se realizaron con un robot FANUC Robot R-2000 iB (figura 34), empleando electrodos de cobre de 6 mm de diámetro.



Figura 34. Robot FANUC Robot R-2000 iB utilizado para realizar las uniones de AHSS mediante el proceso RSW.

2.3.6.4 Microscopía óptica – Estereoscópica

Para la inspección visual de los puntos de soldadura, se utilizó un estereoscopio, marca Olympus modelo SZ STS (figura 35). Las muestras metalográficas se prepararon de manera convencional, se montaron en baquelita, se desbastaron y pulieron hasta obtener un acabado espejo. Posteriormente, se atacaron químicamente con reactivo nital al 5% por 2 s. En el estereoscopio se pudieron observar defectos, que según la Welding Issue and Cause (2013) [13], están relacionados con el uso de parámetros de soldadura incorrectos. Además, de acuerdo con la AWS D8.1M:2007 [22], la calidad del botón de soldadura no solo dependerá de evitar la presencia de defectos, sino también de su tamaño y la profundidad de indentación. En la figura 36, se ilustran las zonas que se toman en cuenta al caracterizar un botón de soldadura en una sección transversal.



Figura 35. Estereoscopio Olympus – SZ STS.

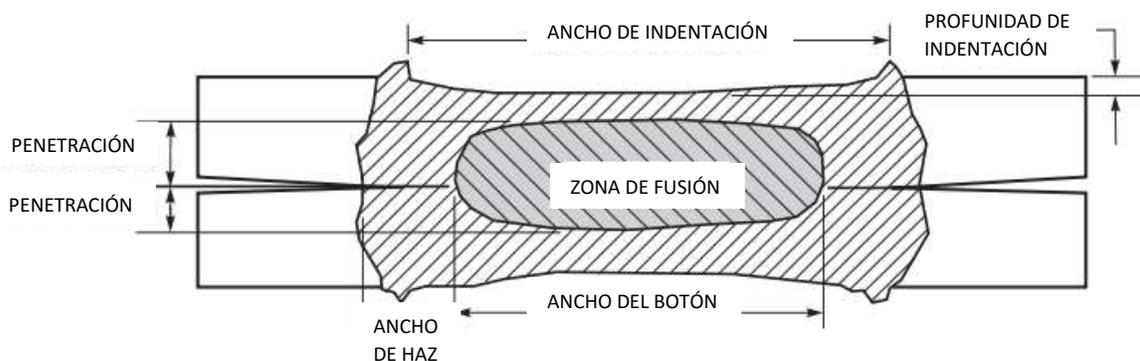


Figura 36. Sección transversal de una soldadura por puntos de resistencia [22].

El diámetro mínimo en el botón de soldadura se relaciona con el espesor de la lámina, y está definido por la siguiente ecuación [22].

$$\text{Dímetro de botón} = 4\sqrt{t} \quad \text{Ecuación 2}$$

donde t = espesor de la lámina (en mm).

Considerando el uso de láminas de 1.5 mm de espesor, se puede establecer que el diámetro mínimo requerido en el botón de soldadura debe ser de 4.89 mm. La norma también especifica que la profundidad de indentación deberá ser máximo el 30% del espesor de la lámina, y que la penetración deberá ser mayor al 20%, considerando láminas de 1.5 mm de espesor, la máxima profundidad de indentación será de 0.45 mm, y la mínima penetración requerida será de 0.3 mm.

Es bien sabido que la presencia de poros provoca una disminución en la resistencia del material, ya que un poro se considera un iniciador de fracturas, es por ellos que su cantidad de poros se debe mantener dentro de un rango en el cual dicha resistencia no se vea disminuida de manera considerable.

Según la AWS D8.1M:2007 [22], para que la cantidad de poros no representen un problema para la resistencia a la tensión, la suma de las longitudes (L) no deberá ser mayor al 35% del ancho del botón, o bien, la suma de las áreas (P) no deberá ser mayor al 15% del área del botón, como se muestra en la figura 37.

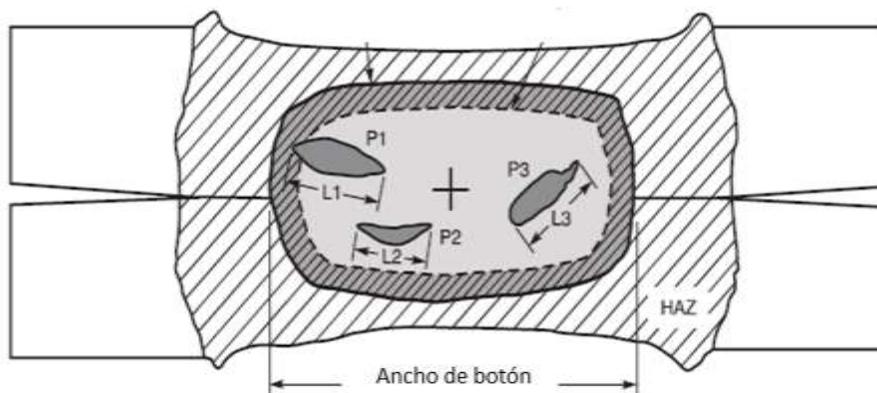


Figura 37. Representación de la porosidad presente en botones de soldadura RSW [22].

2.3.6.5 Ajustes en los parámetros del proceso RSW

Una vez realizadas las pruebas preliminares, se seleccionaron los parámetros con los que se obtuvieron los mejores botones de soldadura, con base en las especificaciones de la norma AWS D8.1M:2007 [22]. Estos parámetros, se tomaron como punto de partida, para realizar modificaciones en la corriente, tiempo y fuerza, para las siguientes pruebas. La tabla 14 muestra los parámetros seleccionados para realizar este ajuste.

Tabla 14. Parámetros establecidos a partir de los resultados obtenidos en pruebas preliminares, para evitar defectos de soldadura en pruebas posteriores.

Muestra	Corriente (kA)	Fuerza (kN)	Tiempo (ms)
5	4.8	4.2	280
6	4.8	4.5	280
7	4.8	4.8	280
8	5	4	280
9	5.5	4	280
10	6	4	280
11	5	4.2	280
12	8.6	4.9	150

Finalmente, con el fin de optimizar la calidad de los botones, reducir la presencia de defectos y buscar garantizar las propiedades mecánicas de las uniones, se realizaron otros ajustes en las variables del proceso. Estos últimos parámetros se emplearon para soldar probetas que serían posteriormente ensayadas mediante ensayos de tensión para determinar la resistencia al corte. La tabla 15 muestra los parámetros seleccionados para estas últimas pruebas.

Tabla 15. Parámetros establecidos para evaluar los efectos de los parámetros del proceso RSW, sobre la calidad y la resistencia de las uniones obtenidas.

Muestra	Corriente (kA)	Fuerza (kN)	Tiempo (ms)
13	5	4	280
14	5	4	320
15	5	4.8	280
16	4.9	4	280
17	4.9	4	320
18	4.8	4.8	320
19	5.1	4	280

2.3.7 Tensión por corte

Como parte de la evaluación de la calidad de la soldadura, se realizaron pruebas de tensión por corte, para ello, se utilizaron láminas con dimensiones de acuerdo a la ISO 14329:2000 [23], las cuales se muestran en la tabla 16 y se ilustran en la figura 38.

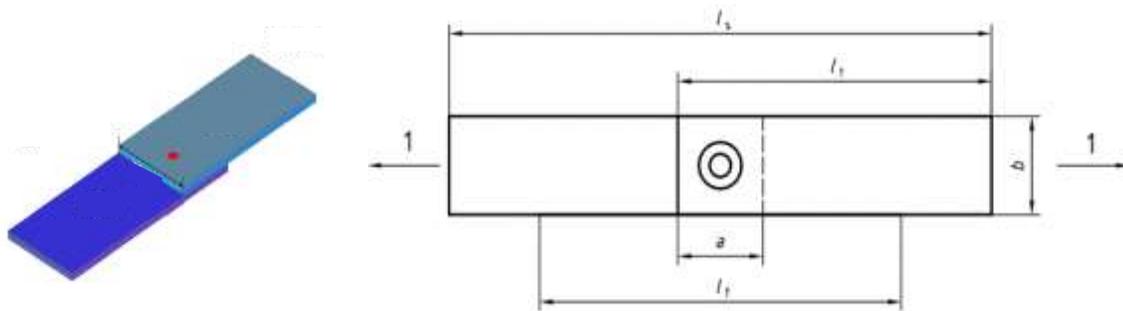


Figura 38. Nomenclatura de las dimensiones de la muestra [23].

Tabla 16. Dimensiones de las muestras para el ensayo de tensión por corte [23].

Espesor [H] (mm)	Superposición [a] (mm)	Ancho [b] (mm)	Longitud [l _s] (mm)	Largo libre entre abrazaderas [l _f] (mm)	Dimensión individual [l _t] (mm)
0.5 ≤ t ≤ 1.5	35	45 (30)	175	95	105

*La cifra entre paréntesis resultará en aproximadamente un 10% de reducción en la resistencia, este ancho solo puede usarse por acuerdo previo.

Los parámetros con los que se obtuvieron los mejores resultados en la sección anterior, fueron aquellos con los que se obtuvieron los botones 13, 14 y 18, y se resumen en la tabla 17. Para cada grupo (A, B y C) de parámetros, se realizaron 2 repeticiones.

Tabla 17. Parámetros del proceso RSW empleados para la obtención de juntas a traslape, las cuales fueron utilizadas para los ensayos de tensión por corte.

Grupo	Corriente (kA)	Fuerza (kN)	Tiempo (ms)
A	5	4	280
B	4.8	4.8	320
C	5	4	320

2.3.7.1 Resistencia bajo tensión por corte.

Según la norma AWS D8.1M:2007, la resistencia bajo tensión por corte (mínima permisible) se calcula utilizando la siguiente ecuación :

$$ST = \frac{(-6.36 \times 10^{-7} \times S^2 + 6.58 \times 10^{-4} \times S + 1.674) \times S \times 4 \times t^{1.5}}{1000} \quad \text{Ecuación 3}$$

Donde:

ST = Resistencia bajo tensión por corte (kN)

S = Resistencia a la tensión (uniaxial) del material base (MPa)

t = Espesor del material (mm)

En el siguiente capítulo se describen y se discuten los resultados obtenidos en cada una de las etapas: simulación computacional, obtención de aceros de tercera generación con microestructuras de austenita y martensita, unión de láminas delgadas mediante el proceso RSW, caracterización de botones y evaluación de la resistencia bajo tensión por corte de las uniones obtenidas.

Capítulo 3. Análisis de los resultados del proceso de obtención del acero de medio Mn de tercera generación y de la evaluación de su soldabilidad.

En este capítulo se describen y se discuten los resultados obtenidos de la simulación computacional, caracterización química y microestructural del acero experimental, evolución de la microestructura y las propiedades mecánicas después de los tratamientos térmicos, y del estudio de la soldabilidad de láminas de AHSS de tercera generación (con microestructuras de austenita y martensita), unidas mediante el proceso RSW.

3.1 Composición química del acero y diagrama CCT calculado con JMatPro para el acero experimental

La tabla 18 muestra la composición química del acero experimental determinada mediante espectrometría de emisión óptica por chispa. Como se puede observar, el acero tiene un bajo contenido de carbono; las concentraciones de Si, Cr, Ni, Al, Mo, Nb y Cu, fueron ajustadas con base al estudio computacional para poder promover la obtención de aceros con microestructuras de martensita y austenita bajo ciclos térmicos que pudieran reproducirse a nivel industrial. El C, Mn, Cu y Ni tienen un carácter gammágeno [25], es decir, promueven la estabilización de la fase gamma (austenita); mientras que el Si, Cr y Al, tienen un carácter alfégeno [25], es decir, estabilizan la fase alfa (ferrita). El contenido de Mn (8.147%), cae dentro del rango reportado para aceros de medio Mn. Es claro que la proporción de los elementos gammágenos es mayor que la de los alfégenos, lo cual permite incrementar la estabilidad de la austenita y desplazar la curva de la ferrita hacia la derecha del diagrama.

La figura 39, muestra el diagrama CCT calculado con la composición química experimental, se observa que, los valores de las temperaturas de transformación de fase para el inicio (A_{c1}) y el fin (A_{c3}) de la transformación austenítica son 635.1°C y 721.9°C , respectivamente. Los valores de estas temperaturas calculados con la composición química propuesta fueron 591.2°C y 715.5°C , respectivamente. En el caso de las temperaturas de la transformación martensítica, el valor de la temperatura de inicio (M_s), cambia de aproximadamente 50°C a 100°C mientras que la temperatura para lograr el 50% de la transformación ($M_{50\%}$) cambia de aproximadamente 0 a 50°C , cuando los cálculos fueron realizados considerando la

composición química propuesta y la experimental, respectivamente. Estos cambios se atribuyen a las variaciones que se tuvieron entre las concentraciones de los elementos de aleación. Algunas variaciones fueron las siguientes: 9.2% Mn (propuesto) vs. 8.147 % Mn (experimental); 0.095 % C (propuesto) vs. 0.113 % C (experimental); entre otras. Para garantizar el enriquecimiento de carbono en austenita y promover la retención de dicha fase a temperatura ambiente, se procedió a investigar los efectos del tiempo y la temperatura de recocido sobre la evolución de la austenita. Los resultados se describen en la siguiente sección.

Tabla 18. Composición química del acero experimental (% peso).

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	Nb
0.113	1.87	8.147	0.91	0.0398	0.115	0.567	0.325	0.0114
Ti	V	P	S	Co	W	B	N	Fe
0.0078	0.0294	0.0098	0.0121	0.0024	<0.0010	0.0017	0.0125	Balance

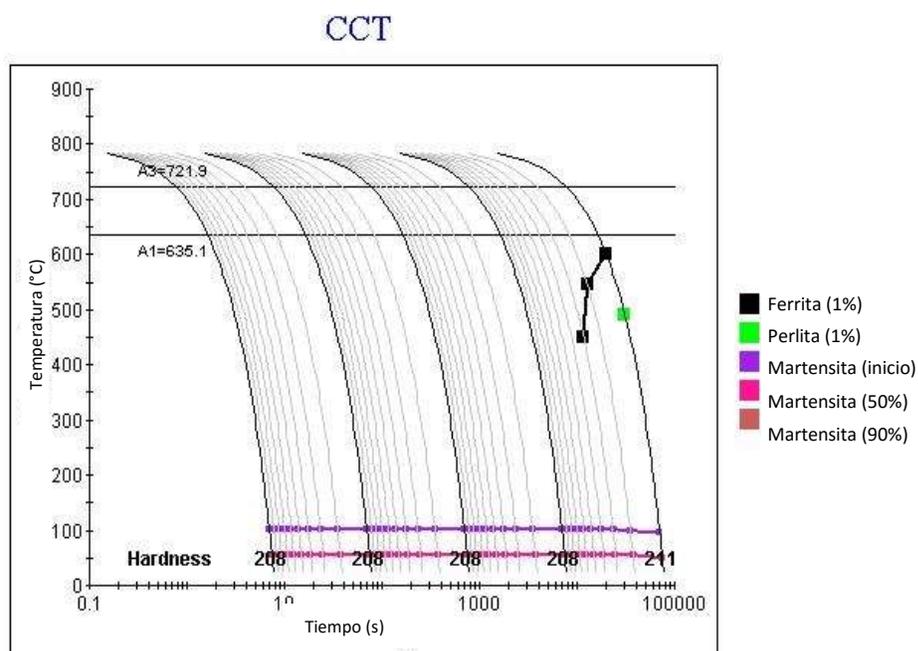


Figura 39. Diagrama CCT calculado con la composición química del acero experimental.

3.2 Microestructura del material de llegada y efecto del tratamiento térmico.

El diagrama CCT calculado con la composición química del acero (figura 39), muestra la posibilidad de obtener una mezcla de martensita y austenita después del enfriamiento continuo (como ocurre durante el enfriamiento después de la laminación en caliente). La figura 40 muestra la microestructura del acero laminado en frío, se observa que la martensita (α') es la fase predominante (zonas oscuras) y la austenita retenida (γ) se encuentra en menor cantidad (zonas claras). La fase de austenita que se enriquece en carbono, es termodinámicamente estable a temperatura ambiente, pero sufre una transformación martensítica cuando el material es sometido a un esfuerzo. Por lo tanto, las diferencias observadas en la proporción de fases se relacionan con la transformación de austenita a martensita como resultado de la deformación inducida durante la laminación en frío (a temperatura ambiente). La presencia de una mayor cantidad de martensita en la microestructura del acero, por lo general, se relaciona con una baja elongación y una alta resistencia a la tensión, debido a que dicha fase es muy dura y resistente, pero frágil. Esto trae como consecuencia que, en dicha condición de procesamiento, las propiedades mecánicas no puedan clasificarse dentro de las propiedades requeridas para un acero avanzado de alta resistencia (AHSS) de tercera generación. Debido a esto, es necesario realizar un tratamiento térmico al acero laminado en frío.



Figura 40. Imagen obtenida por microscopía óptica, que muestra la microestructura del acero laminado en frío, antes del tratamiento térmico.

Las figuras 41 y 42 muestran las imágenes obtenidas mediante microscopía óptica en función del tiempo y la temperatura de recocido, considerando un tratamiento isotérmico, IT = 450°C, por 2 y 5 min, respectivamente.

Se ha reportado, que el laminado en frío aumenta significativamente la energía almacenada en el acero de medio Mn, lo que da como resultado una nucleación profunda de la austenita y una partición elemental rápida durante el recocido intercrítico [29] [30]. Simultáneamente, los átomos de manganeso Mn y C se difunden en austenita, mientras que la martensita se enriquece con Al y Si. El enriquecimiento de carbono y principalmente manganeso en austenita mejora significativamente la estabilidad térmica de la austenita y reduce la temperatura de inicio de martensita (baja la Ms) por debajo de la temperatura ambiente. Como consecuencia, una gran cantidad de austenita queda retenida en la microestructura a temperatura ambiente [31] [32]. También se ha reportado que, existe una temperatura máxima dentro del recocido intercrítico, que promueve una mayor fracción de austenita retenida a temperatura ambiente. La fracción de austenita en equilibrio aumenta con el aumento de la temperatura de recocido intercrítico, sin embargo, la cantidad de carbono y manganeso en la austenita disminuye continuamente. Por encima de dicha temperatura máxima, la cantidad de carbono y manganeso ya no es suficiente para estabilizar la austenita por debajo de la temperatura ambiente, dando como resultado una mayor cantidad de martensita recién formada durante el enfriamiento [29].

Lo mencionado por Ya Ma [29], no es tan notorio en la figura 41. El progreso de la fracción de austenita retenida (zonas blancas) en función del tiempo, se muestra en la figura 42, ésta se presenta en bandas después de 5 min a 650°C, y continúa aumentando con la temperatura hasta los 750°C y 5 min resultando una mayor cantidad de bandas. Un mantenimiento más prolongado dentro del rango intercrítico provoca un aumento en la cantidad de austenita durante el tratamiento térmico (transformación difusional), pero como se observa en las figuras 42e y 42f, el incremento en el tiempo de 5 min a 10 min resulta en una disminución de la austenita a temperatura ambiente. Este resultado sugiere que durante el tratamiento térmico intercrítico, se forma una mayor cantidad de austenita, a expensas de una disminución en la cantidad de C y Mn en la misma. Este evento promueve un aumento en la temperatura de transformación Ms y, por consiguiente, una disminución de la austenita a

temperatura ambiente, como se observa en la figura 42f. El efecto de los cambios en la microestructura sobre las propiedades mecánicas de muestras tratadas térmicamente se discute en la siguiente sección.

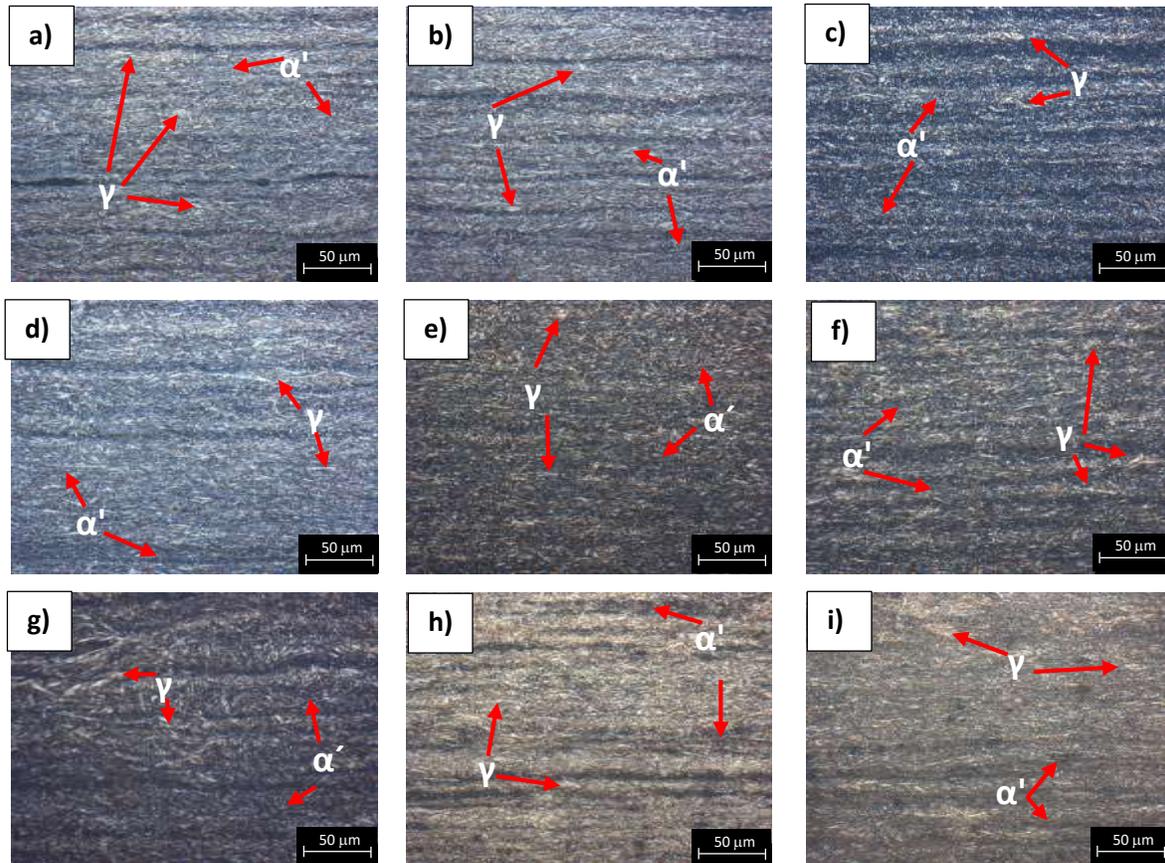


Figura 41. Imágenes obtenidas mediante microscopía óptica que muestran el efecto del tiempo y la temperatura de recocido sobre la microestructura de muestras con $IT= 450^{\circ}\text{C}$ por 2 min: a) 600°C , 3 min; b) 600°C , 5 min; c) 600°C , 10 min; d) 625°C , 3 min; e) 625°C , 5 min; f) 625°C , 10 min; g) 650°C , 3 min; h) 650°C , 5 min; i) 650°C , 10 min.

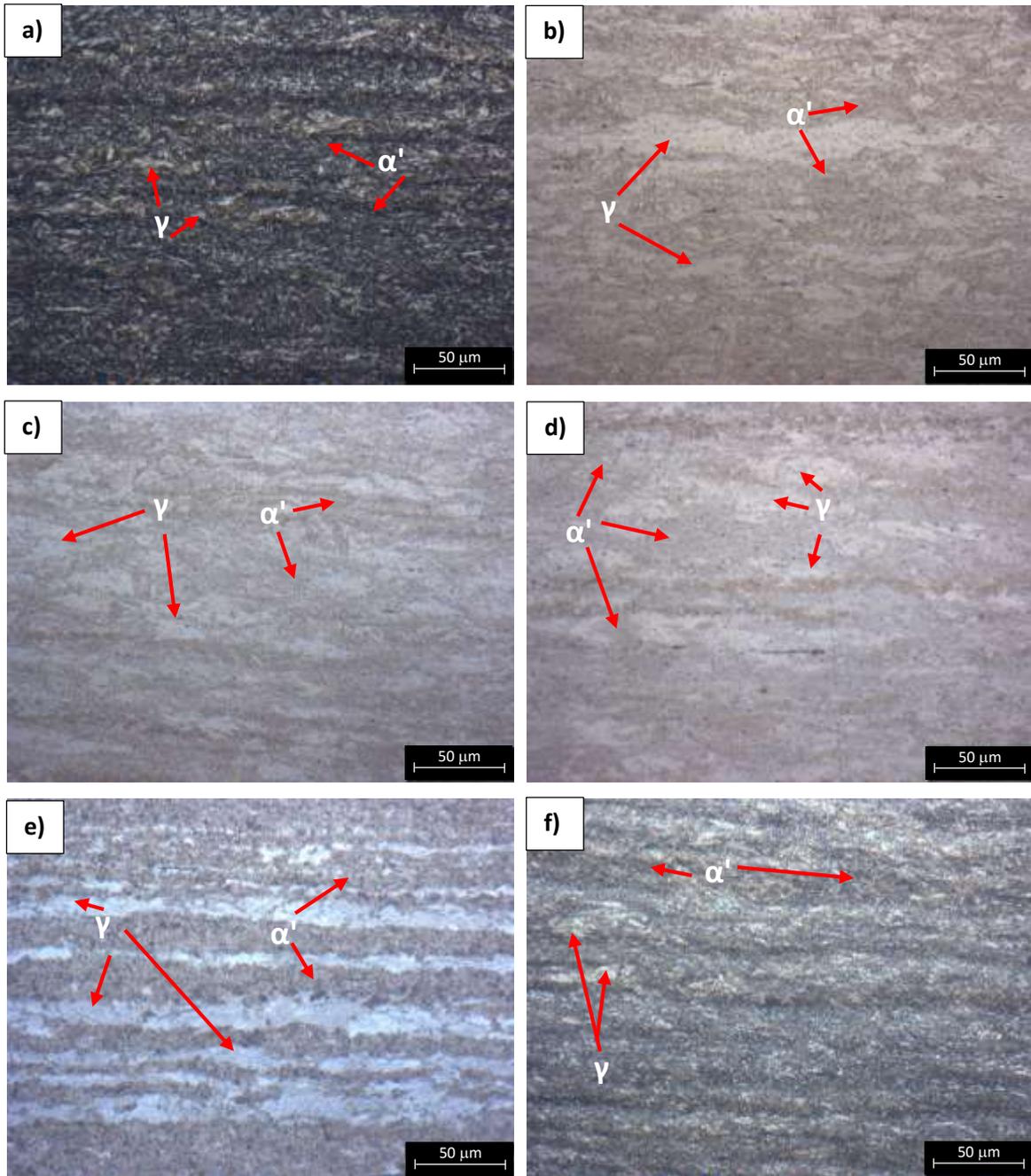


Figura 42. Imágenes obtenidas mediante microscopía óptica que muestran el efecto del tiempo y la temperatura de recocido sobre la microestructura de muestras con $IT=450^{\circ}\text{C}$ por 5 min: a) 650°C , 5 min; b) 650°C , 10 min; c) 700°C , 5 min; d) 700°C , 10 min; e) 750°C , 5 min; f) 750°C , 10 min.

3.3 Propiedades mecánicas

En esta sección se presentan y discuten los resultados de las mediciones de microdureza y de los ensayos de tensión uniaxial, de muestras laminadas en frío (Sin TT) y con tratamiento térmico (M1 a M15). Los cambios en las propiedades mecánicas fueron correlacionados con las características microestructurales obtenidas mediante microscopía óptica. A partir de los resultados obtenidos, se seleccionaron las mejores condiciones del tratamiento térmico que permitieran obtener un AHSS de tercera generación con microestructuras a base de austenita y martensita.

3.3.1 Microdureza

Los resultados de microdureza se presentan en dos grupos, uno que corresponde al tratamiento isotérmico (IT) de 450°C durante 2 min y otro donde IT = 450°C, 5 min. Las variables del tratamiento térmico en ambos grupos fueron la temperatura y el tiempo de recocido. La tabla 19 y la figura 43, muestran los resultados obtenidos del primer grupo (2 min de IT), y los resultados correspondientes al segundo grupo se presentan en la tabla 20 y la figura 44 (5 min de IT).

En general, la dureza del material laminado en frío disminuye con la aplicación del tratamiento térmico en ambos grupos, sin embargo, las muestras del grupo 1, exhiben valores de dureza más altos que las del grupo 2. Con base en los resultados obtenidos mediante microscopía óptica, estas variaciones pueden estar asociadas con las diferencias en el porcentaje de austenita. Las muestras del grupo 2, las cuales mostraron una mayor cantidad de austenita, también muestran los valores de dureza más bajos. En el caso del grupo 2 se observó que, la muestra con tratamiento térmico a 750°C durante 10 min y IT = 450°C, 5 min (M15), presenta un incremento de la dureza. En este caso, dicho comportamiento puede ser atribuido a una mayor cantidad de martensita formada durante el enfriamiento final. Esta observación es soportada por los cambios en la microestructura observados mediante microscopía óptica (Figura 42f).

Estos resultados sugieren que, bajo tales condiciones de tratamiento térmico, los contenidos de C y Mn en la austenita disminuyen más que en las otras condiciones, causando una

disminución en la estabilidad de la austenita y una mayor transformación a martensita durante el enfriamiento final. Como resultado, se observa un mayor incremento en el valor de microdureza de la muestra M15 en comparación con las otras muestras tratadas térmicamente (tabla 20, figura 44).

Tabla 19. Efecto de las condiciones de recocido sobre la microdureza de muestras con IT = 450°C por 2 min.

Muestra	Microdureza (HV)
Sin TT	531
M1	458
M2	439
M3	399
M4	422
M5	418
M6	418
M7	436
M8	424
M9	410

Tabla 20. Efecto de las condiciones de recocido sobre la microdureza de muestras con IT = 450°C por 5 min.

Muestra	Microdureza (HV)
M10	417
M11	410
M12	407
M13	398
M14	397
M15	492

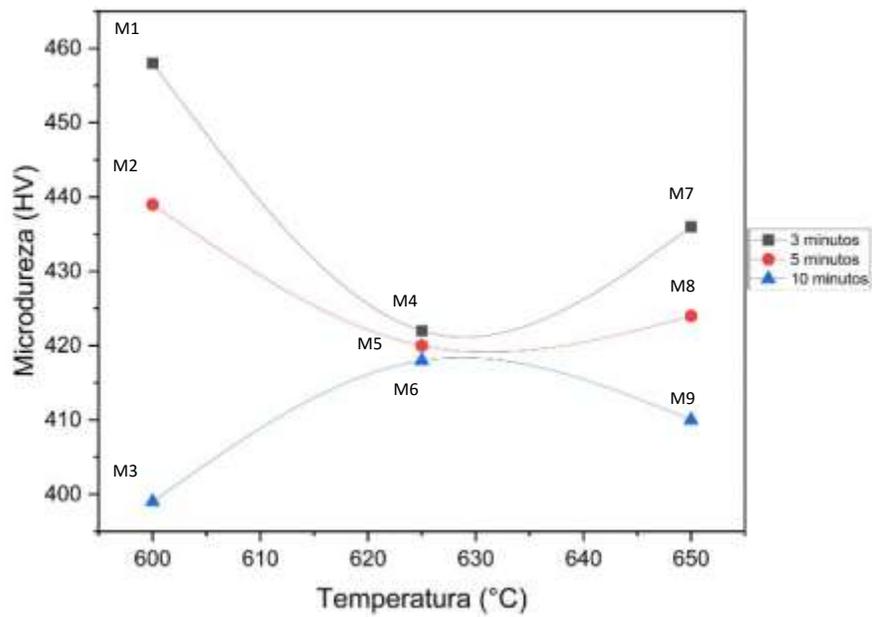


Figura 43. Efecto del tiempo y la temperatura de recocido sobre la microdureza de muestras con IT= 450°C, 2 min.

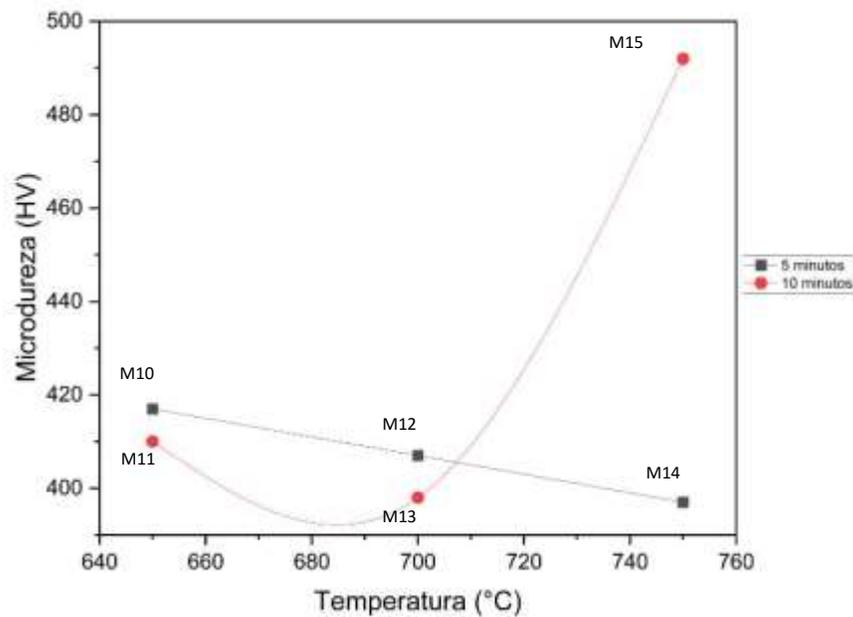


Figura 44. Efecto del tiempo y la temperatura de recocido sobre la microdureza de muestras con IT= 450°C, 5 min..

3.3.2 Ensayo de tensión uniaxial

Las muestras con IT de 5 min (M10 a M15 en la tabla 20), mostraron una menor dureza en comparación con las muestras con IT de 2 min, lo cual se atribuyó a una mayor cantidad de austenita. Por este motivo, estas muestras fueron seleccionadas para determinar sus propiedades mecánicas (resistencia a la cedencia, resistencia a la tensión y elongación a fractura) mediante ensayos de tensión uniaxial. Cabe recordar que, la relación entre la resistencia a la tensión y la elongación a fractura, permite determinar si el acero cumple o no, con las propiedades mecánicas requeridas en aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) de tercera generación.

Las curvas esfuerzo-deformación, obtenidas con el uso de extensómetro, de las muestras sin (Sin TT) y con tratamiento térmico (M10 a M15), se muestran en la figura 45. Las propiedades mecánicas determinadas a partir de dichas curvas se presentan en la tabla 21 y en las figuras 46, 47 y 48. Las condiciones de recocido de cada muestra fueron las siguientes: M10 (650°C, 5 min), M11 (650°C, 10 min), M12 (700°C, 5 min), M13 (700°C, 10 min), M14 (750°C, 5 min) y M15 (750°C, 10 min); todas ellas con IT = 450°C, 5 min. Como se puede observar, la elongación a fractura se incrementa y la resistencia a la tensión (UTS) disminuye con el aumento en la temperatura de recocido hasta 700°C. Para una misma temperatura, la elongación a fractura es mayor para un mayor tiempo de recocido (M10 a M13). Sin embargo, incrementos adicionales en la temperatura de recocido hasta 750°C, causan un incremento en la resistencia a la tensión y una disminución en la elongación a fractura. El efecto es más significativo para un mayor tiempo de recocido (M14 y M15). Este comportamiento es consistente con los cambios observados en la microestructura del acero, los cuales mostraron un incremento significativo en la cantidad de martensita. Lo anterior, puede ser atribuido entonces al incremento en la cantidad de austenita durante el tratamiento térmico, pero a expensas de un empobrecimiento de carbono y manganeso, lo cual causa una disminución en la estabilidad de la austenita a temperatura ambiente, causando un incremento en la temperatura Ms y promoviendo una mayor transformación a martensita.

El esfuerzo de cedencia de las muestras M10 (recocido = 650°C, 5 min) y M11 (recocido = 650°C, 10 min) no exhibe un cambio significativo. Sin embargo, el incremento en la temperatura y en el tiempo de recocido causa una disminución de dicha propiedad, y el efecto

es más significativo a una mayor temperatura y un mayor tiempo ; como se observa en las muestras M12 y M13 (recocido = 700°C, por 5 y 10 min, respectivamente), M14 y M15 (recocido = 750°C, por 5 y 10 min, respectivamente). La resistencia a la cedencia es inversamente proporcional al tamaño de grano, lo cual sugiere que el recocido a $T \geq 700^\circ\text{C}$ promovió un mayor incremento en el tamaño de grano, en comparación con las demás muestras, esto explicaría la reducción en la resistencia a la cedencia con el incremento en la temperatura y el tiempo de recocido en muestras M12 a M15.

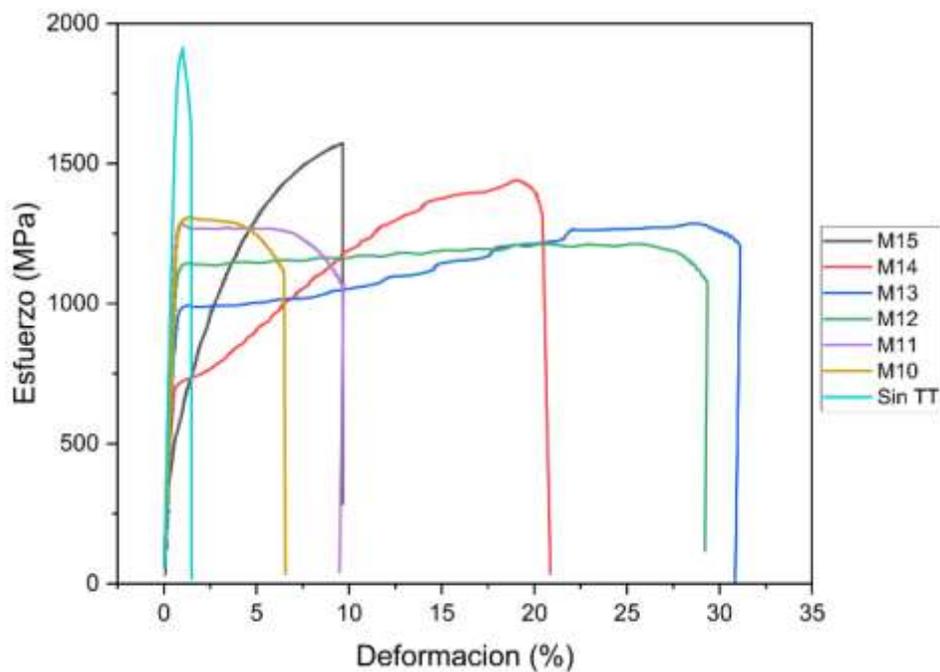


Figura 45. Curvas esfuerzo vs. Deformación de los tratamientos térmicos M10 a M15.

Tabla 21. Resultados de las pruebas de tensión uniaxial.

No de muestra.	Dimensiones (mm)		Esfuerzo de cedencia (MPa)	Resistencia a la tensión (MPa)	Deformación (%)
	Espesor	Ancho			
Sin TT	1.49	6.44	NA	1952.000	1.500
M10	1.54	6.27	1280	1315.163	6.562
M11	1.52	6.10	1290	1293.677	9.733
M12	1.52	5.75	1130	1221.103	29.349
M13	1.51	6.32	983	1297.748	31.127
M14	1.53	6.35	710	1444.097	20.869
M15	1.53	6.34	510	1573.993	9.654

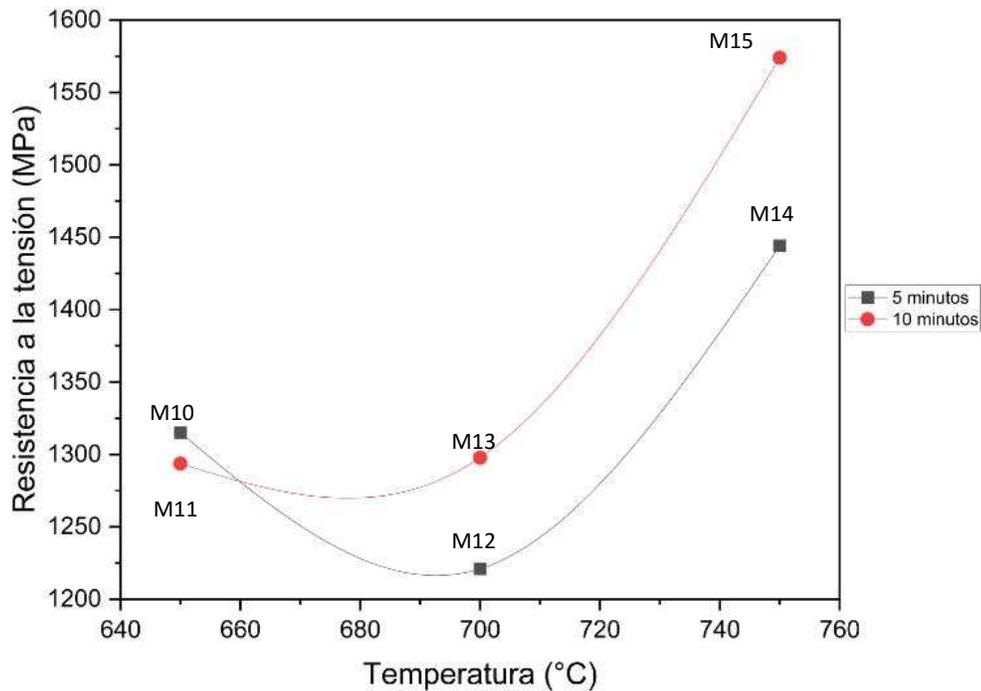


Figura 46. Resistencia a la tensión vs. Temperatura de recocido.

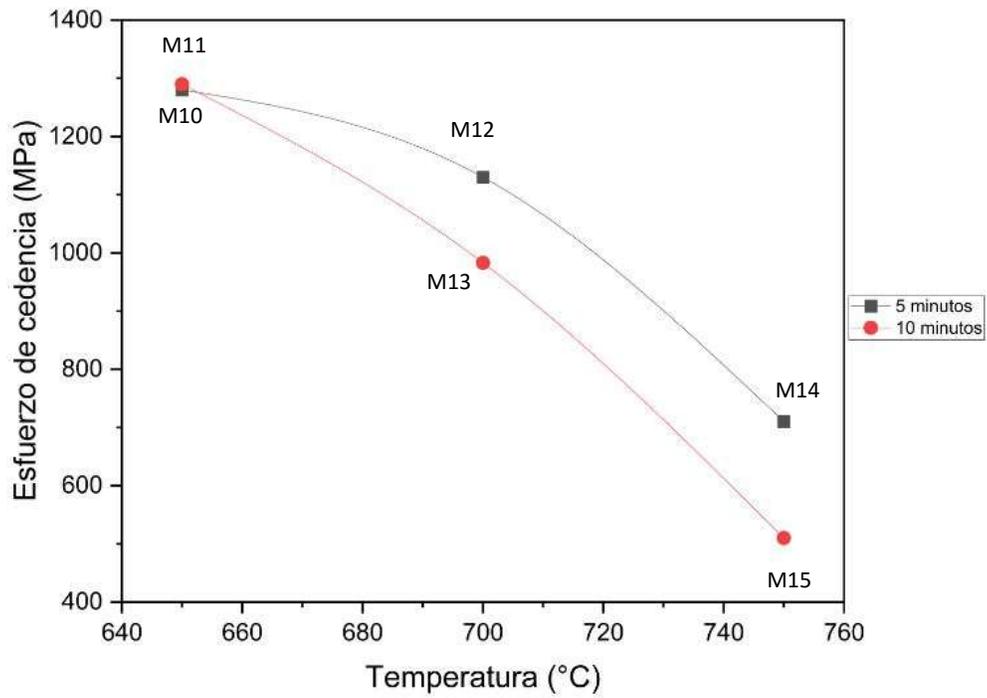


Figura 47. Esfuerzo de cedencia vs. Temperatura de recocido.

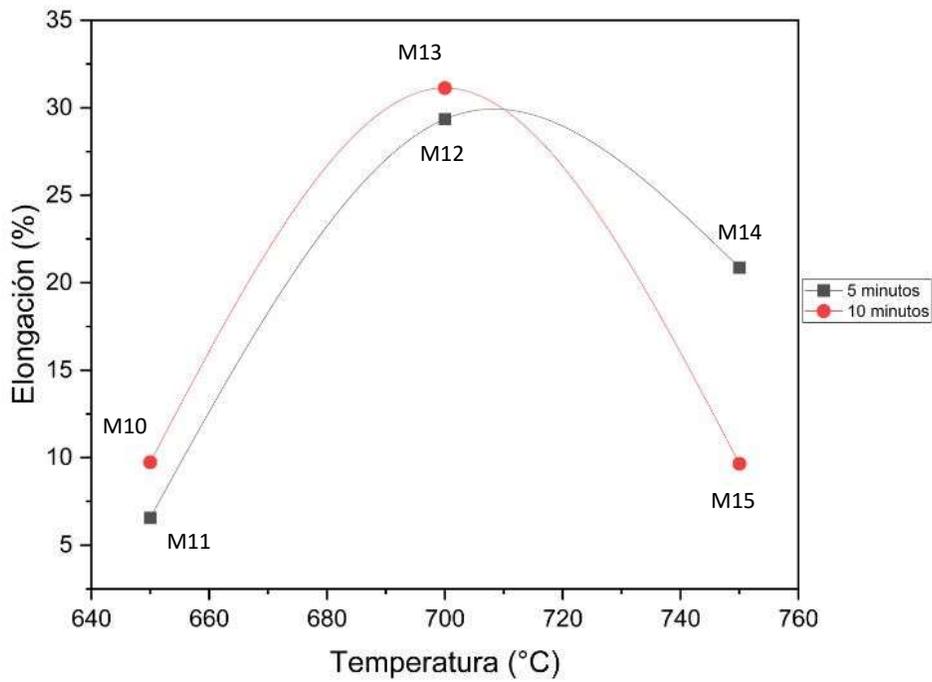


Figura 48. Elongación a fractura vs. Temperatura de recocido.

Si bien, la muestra M15 presentó la mejor resistencia a la tensión, la elongación a fractura fue menor en comparación con la de las muestras M12, M13 y M14. Estas últimas mostraron una excelente combinación entre la resistencia a la tensión y elongación a fractura. Para determinar si las propiedades mecánicas obtenidas cumplen con los requerimientos de un acero avanzado de alta resistencia (AHSS) de tercera generación, los valores de resistencia a la tensión y de elongación a fractura de muestras Sin TT y con tratamiento térmico (M10 a M15), tabla 22, fueron sobrepuestos sobre la gráfica de resistencia vs. elongación a fractura de aceros automotrices (figura 49). Como se puede observar en esta figura, las muestras M12, M13 y M14 obtuvieron la combinación de propiedades mecánicas, permitiendo clasificar al acero como un acero avanzado de alta resistencia (AHSS) de tercera generación. Siendo las propiedades obtenidas (resistencia a la tensión y elongación a fractura) para cada muestra: M12 (1221.103 MPa y 29.349%), M13 (1297.748 MPa y 31.127%), y M14 (1444.097 MPa y 20.869%), respectivamente. Es bien conocido que, la martensita es una fase muy dura y muy resistente, pero es muy frágil; en cambio, la austenita retenida, mejora significativamente la tenacidad en los aceros. Por lo tanto, los resultados obtenidos muestran que una cantidad de austenita considerable presente en la microestructura del acero, puede contribuir no solo con una buena elongación a fractura, sino también con el endurecimiento del acero por la transformación de fase (austenita a martensita) que ocurre durante la deformación.

Tabla 22. Condiciones empleadas en el recocido y propiedades mecánicas resultantes.

Designación	Recocido		Resistencia a la tensión (MPa)	Deformación (%)
	Temperatura (°C)	Tiempo (min)		
Sin TT	NA	NA	1952.000	1.500
M10	650	5	1315.163	6.562
M11	650	10	1293.677	9.733
M12	700	5	1221.103	29.349
M13	700	10	1297.748	31.127
M14	750	5	1444.097	20.869
M15	750	10	1573.993	9.654

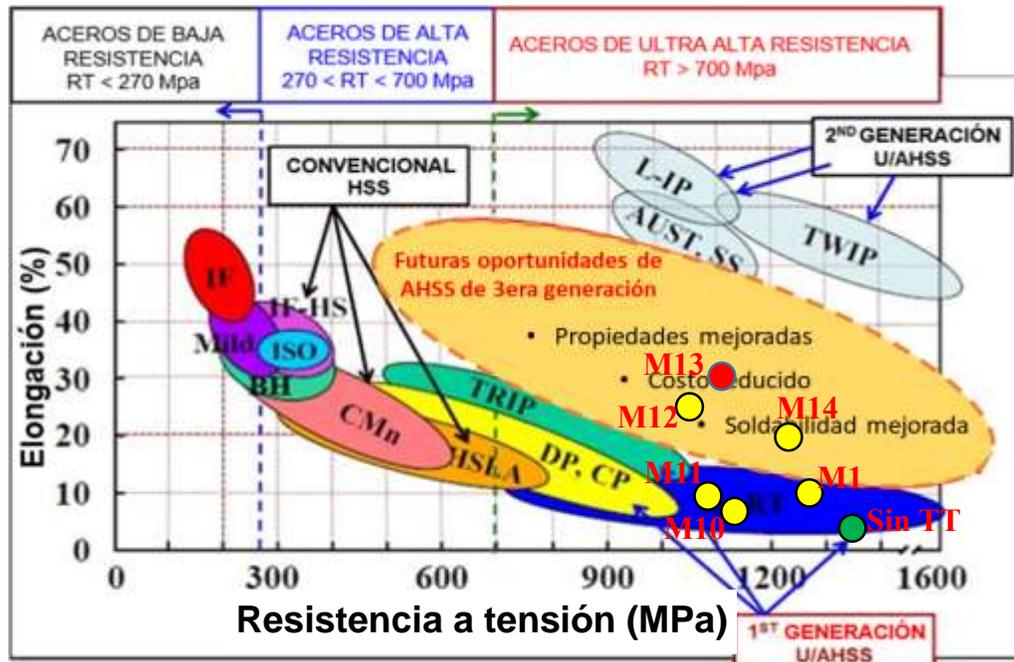


Figura 49. Relación entre la elongación a fractura y la resistencia a la tensión de aceros automotrices [3]. Las propiedades mecánicas de los aceros Sin TT y con tratamiento térmico (M10 a M 15) también se incluyen en la gráfica (círculos verdes, amarillos y rojos).

3.4 Identificación de fases mediante difracción de Rayos X

La figura 50 muestra los patrones de difracción de rayos X obtenidos en las muestras sin (Sin TT) y con tratamiento térmico M10 (650°C, 5 min), M11 (650°C, 10 min), M12 (700°C, 5 min), M13 (700°C, 10 min), M14 (750°C, 5 min) y M15 (750°C, 10 min); todas ellas con IT = 450°C, 5 min y con tratamiento isotérmico de IT = 450°C, 5 min. Las muestras Sin TT, exhiben la presencia de los picos característicos de la martensita, pero no se observa la presencia de los picos característicos de la austenita, lo cual es consistente con las características microestructurales de esta condición, que muestran que la cantidad de austenita fue muy baja. Los picos característicos de austenita se observan en todas las muestras que fueron sometidas a los tratamientos térmicos, aunque es claro que, la intensidad de éstos es mayor en muestras M12, M13 y M14. Este resultado sugiere que dichas muestras presentaron una mayor cantidad de austenita, lo cual justifica el comportamiento observado en las propiedades mecánicas; ya que estas muestras, obtuvieron la mejor combinación entre resistencia a la tensión y elongación a fractura.

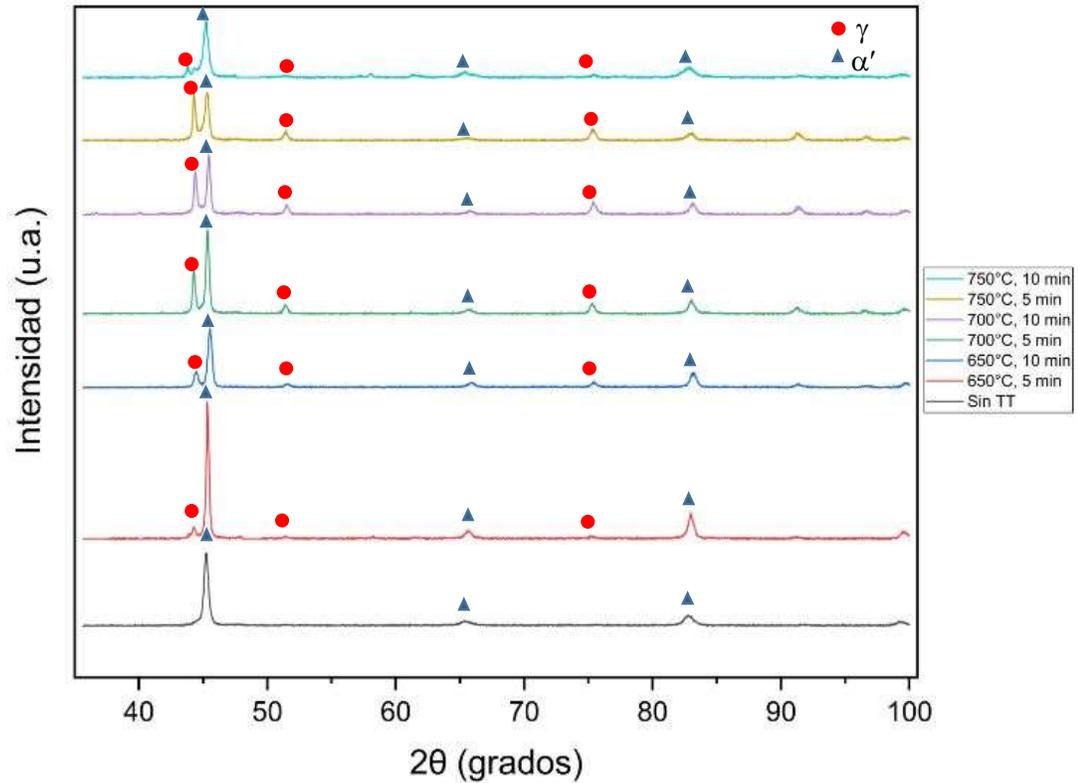


Figura 50. Patrones de difracción de rayos-X que muestran el efecto de la temperatura y del recocido sobre las fases obtenidas. El tratamiento isotérmico a 450°C por 5 min se mantuvo constante.

Los valores obtenidos en la cuantificación de fases por el método Rietveld se reportan en la tabla 23, adicionalmente, estos valores se presentan en la gráfica de la figura 51. Como se puede observar en muestras con 5 min de recocido, la cantidad de austenita se incrementa con el incremento en la temperatura: M10 (650°C), M12 (700°C) y M14 (750°C). En contraste, en muestras con 10 min de recocido, la cantidad de austenita se incrementa con el aumento en la temperatura en las muestras M11 (650°C) y M13 (700°C), pero disminuye a una mayor temperatura como se observa en la muestra M15 (750°C).

Tabla 23. Porcentaje de austenita en las muestras tratadas térmicamente.

Muestra	Martensita (%)	Austenita (%)
Sin TT	100	0
M10	92.2879	7.7121
M11	76.6284	23.3716
M12	64.1683	35.8317
M13	56.1274	43.8726
M14	54.2422	45.7578
M15	92.3602	7.6398

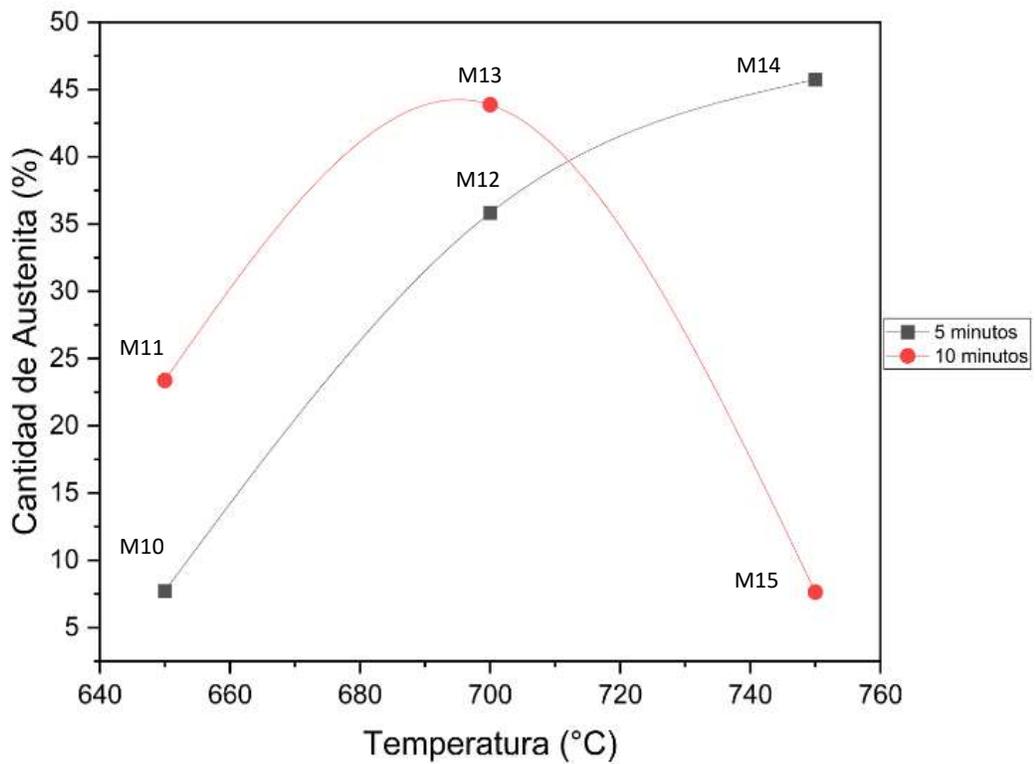


Figura 51. Comportamiento de la cantidad de austenita con la temperatura de recocido.

A partir de los resultados de la caracterización de la microestructura y de la evaluación de las propiedades mecánicas se puede establecer que, la deformación plástica a temperatura ambiente (laminación en frío), aplicada al acero laminado en caliente, promueve la formación de una microestructura mayoritariamente de martensita que resulta en una alta resistencia a la tensión y baja elongación a fractura. El enriquecimiento de carbono en austenita que puede ocurrir durante el tratamiento térmico posterior, es una parte importante para retener la austenita a temperatura ambiente y para el desarrollo de aceros avanzados de alta resistencia de tercera generación con microestructuras a base de austenita y martensita. Estos resultados muestran que es posible obtener dichas microestructuras bajo ciclos térmicos similares a los empleados en una ruta de recocido continuo. A continuación, se presentan y discuten los efectos del proceso de soldadura RSW, sobre la soldabilidad de láminas delgadas de AHSS de medio Mn de tercera generación con microestructuras a base de austenita y martensita.

3.5 Evaluación de los botones obtenidos mediante soldadura por puntos de resistencia (RSW) y cálculo de calor generado en las pruebas preliminares.

Esta sección muestra los resultados obtenidos de la caracterización de los botones de soldadura (1 al 4), obtenidos en las pruebas preliminares, de acuerdo a la norma AWS D8.1M:2007 [22].

3.5.1 Inspección visual de las pruebas preliminares.

Durante la inspección visual, solo un botón de los 4 obtenidos (figura 52), se presentó un defecto notorio. El botón de soldadura número 4, presentó indentación excesiva, siendo sus características muy similares a las de otros botones reportados en la literatura, como el que se muestra en la figura 2c [13], dicho defecto se atribuye a un exceso de corriente, fuerza, tiempo, o una combinación de dos o tres de estos parámetros. En las figuras 53 a la 56, se pueden observar las mediciones realizadas en cada botón de soldadura, de acuerdo a la norma AWS D8.1M:2007 [22]. La tabla 24, resume estas mediciones.



Figura 52. Botones de soldadura obtenidos en pruebas preliminares.

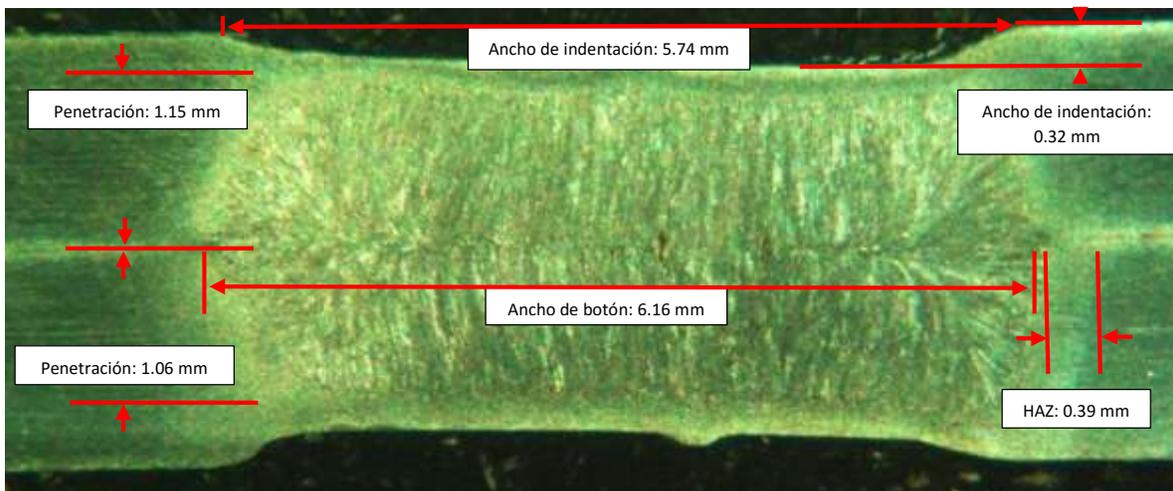


Figura 53. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 1.

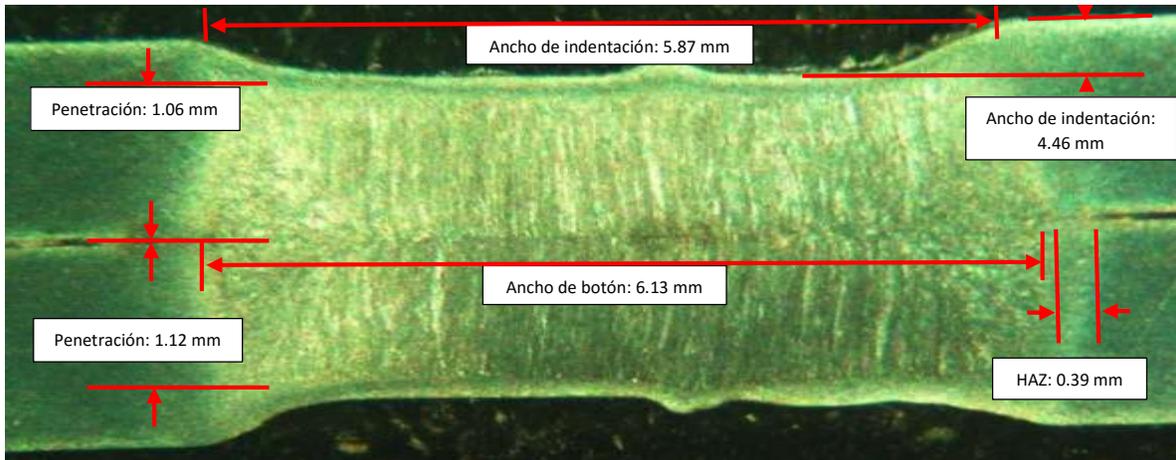


Figura 54. . Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 2.

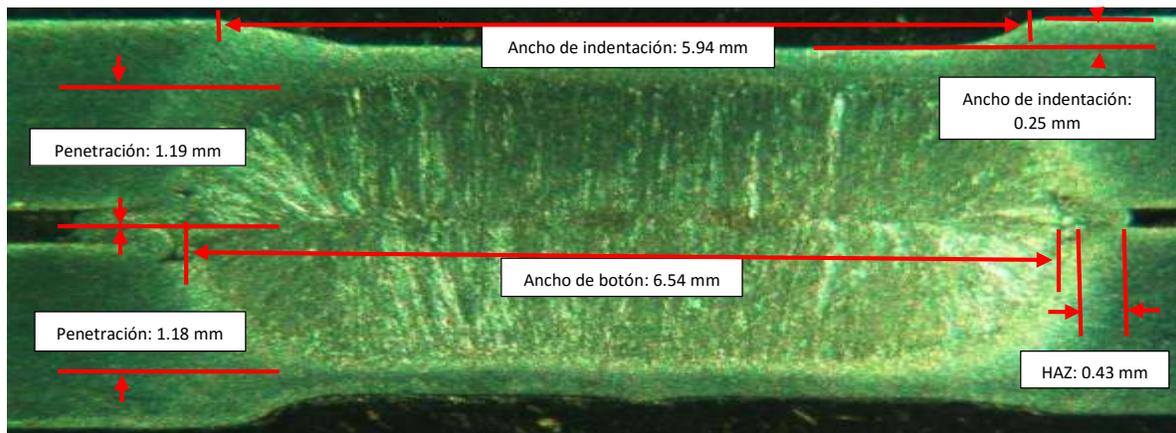


Figura 55. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 3.

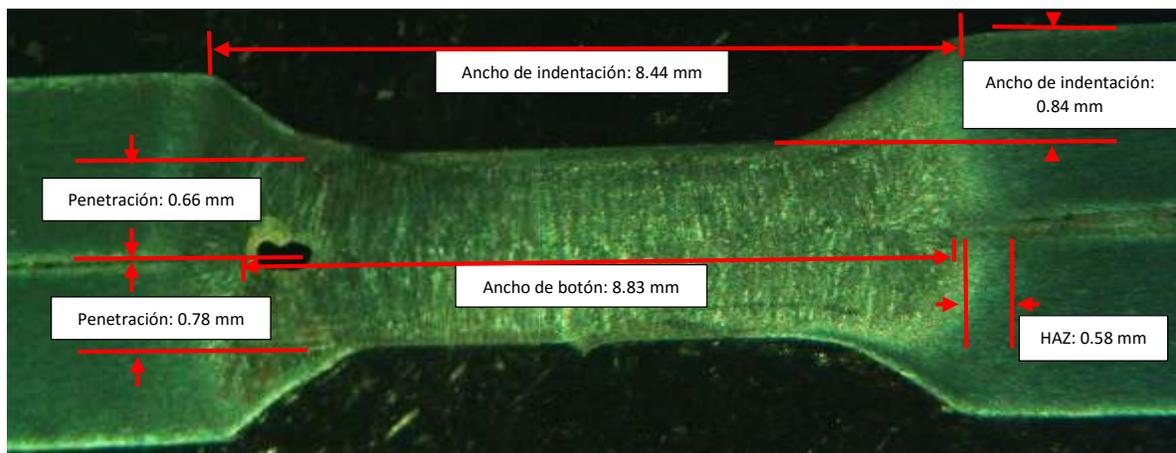


Figura 56. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 4.

Tabla 24. Mediciones realizadas en los botones de soldadura de pruebas preliminares.

Muestra	Penetración Superior (mm)	Penetración Inferior (mm)	Ancho de HAZ (mm)	Ancho de Botón (mm)	Ancho de Indentación (mm)	Profundidad de Indentación (mm)
1	1.15	1.06	0.39	6.16	5.74	0.32
2	1.06	1.12	0.39	6.13	5.87	0.46
3	1.19	1.18	0.43	6.54	5.94	0.25
4	0.66	0.78	0.58	8.83	8.44	0.84

Otro de los defectos identificados fue la porosidad, la cual se presentó en todas las muestras. En la figura 57, se presentan imágenes obtenidas mediante microscopía óptica en las cuales se observa la presencia de poros; el porcentaje de área de dichos poros se presenta en la tabla 25.

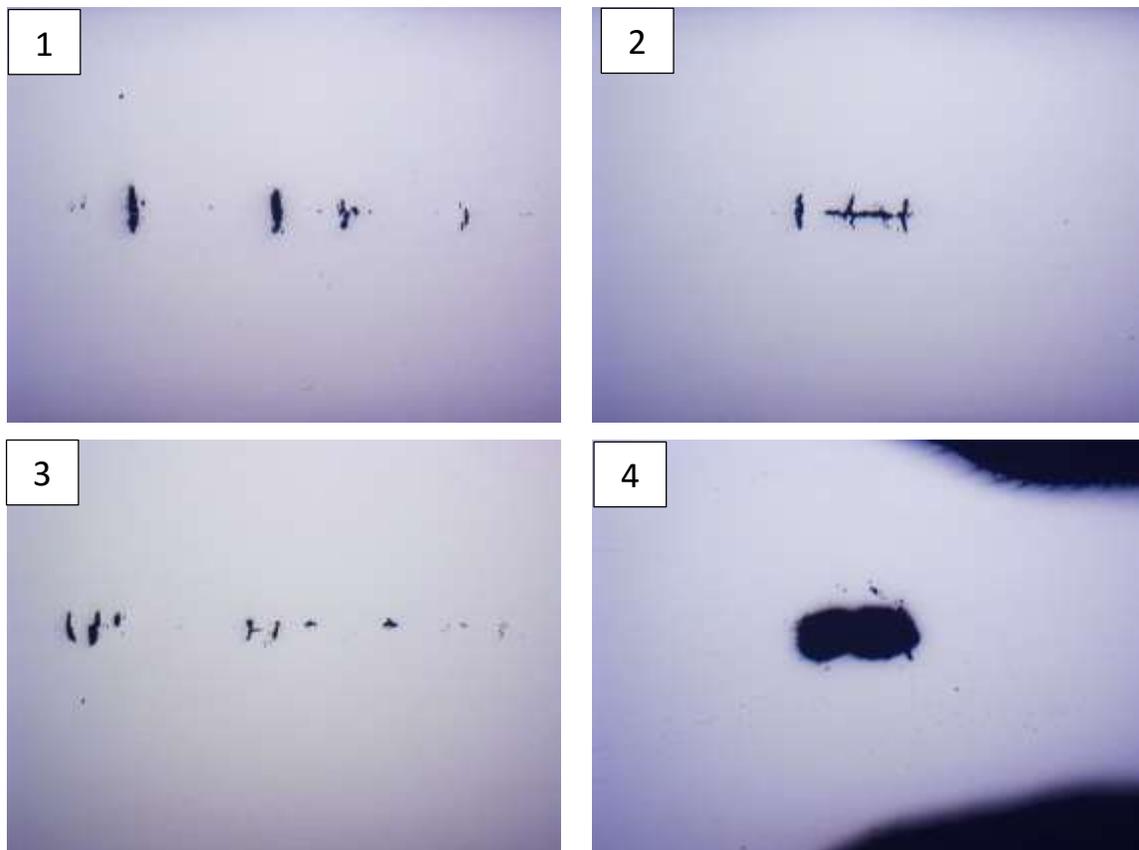


Figura 57. Porosidad identificada en los botones 1 al 4.

Tabla 25. Porcentaje de porosidad en los botones de soldadura de pruebas preliminares.

Botón	Porosidad permisible (mm²)	Porosidad medida (mm²)
1	0.924	0.2771
2	0.919	0.2358
3	0.981	0.1713
4	1.324	1.6934

De acuerdo a los resultados obtenidos, se descartan los puntos de soldadura 2 y 4 debido a que superan el 30% de profundidad de indentación; considerando el espesor de lámina de 1.5 mm, lo máximo permisible sería 0.45 mm. Ambos botones cumplen con la mínima penetración de 0.3 mm, la porosidad menor al 15%, y con el diámetro de botón mínimo de 4.89 mm, sin embargo, como se observa en la tabla 24 y en las figuras 54 y 55, el ancho del botón es mayor en la muestra 4. Aunque ésta presenta mejores características que el resto, aún tiene la porosidad como defecto. Esto se atribuye a una corriente y/o una fuerza baja, por lo tanto, es necesario aumentar el valor de uno o ambos parámetros, esto sin llegar a los parámetros utilizados en la muestra número 4, ya que esto llevaría a una indentación excesiva.

El calor de entrada se calculó mediante la ecuación 1. La resistividad eléctrica ($\rho=4.5 \times 10^{-7} \Omega \cdot m$), se calculó con en el software JMatPro 8.0 considerando la composición química del acero. La resistencia eléctrica se calculó mediante la siguiente ecuación:

$$R = \text{resistividad eléctrica} * (\text{Longitud}/\text{Área de contacto}) \quad \text{Ecuación 4}$$

La longitud está dada por el espesor de las láminas (0.0030 m) y el área de contacto ($2.8274 \times 10^{-5} \text{ m}^2$) se obtiene del producto $\pi * (\text{radio del electrodo})^2$. El valor calculado para la resistencia eléctrica a partir de la ecuación 4, fue de $R=4.77 \times 10^{-5} \Omega$.

Los resultados obtenidos en el cálculo de la generación de calor se reportan en la tabla 26.

Tabla 26. Calor generado durante el proceso de soldadura: pruebas preliminares.

Botón	Corriente (A)	Tiempo (s)	Espesor (m)	Calor generado (J)
1	7500	0.10	0.0015	268.571
2	8600	0.10	0.0015	353.129
3	4800	0.28	0.0015	308.018
4	10000	0.20	0.0015	954.920

La cantidad de calor generado se relaciona con el defecto de expulsión, a mayor calor generado, aumenta también la probabilidad de este defecto, la figura 58 muestra la relación entre expulsión y calor generado.

Como se observó en la inspección visual inicial, el punto de soldadura número 4 presentó expulsión debido a un exceso de corriente y/o tiempo de soldadura, lo que llevaría, en consecuencia, a un exceso de calor generado que se vería reflejado al presentar una menor penetración y una profundidad de indentación mayor, que incluso quedaría fuera del máximo permisible, por esta misma razón, este botón es más ancho y presenta una mayor porosidad. El resto de las muestras entraría en el mínimo o máximo permisible, con un calor generado que se consideraría correcto, con excepción del botón 2 en la profundidad de indentación (figura 58b), lo que descartaría esta combinación de parámetros, junto a la combinación utilizada en el botón 4.

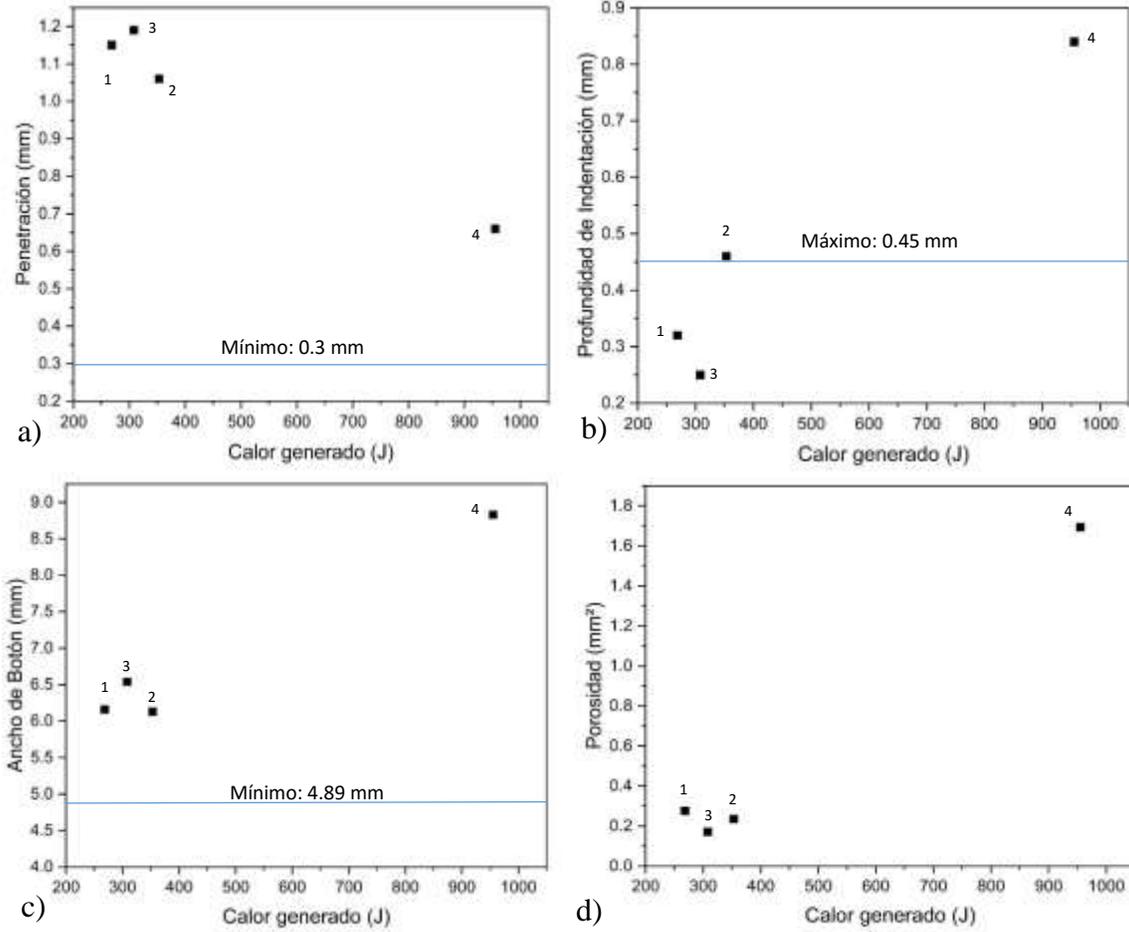


Figura 58. Relación entre el calor generado y a) Penetración, b) Profundidad de Indentación, c) Ancho de Botón, d) Porosidad.

3.6 Evaluación de los botones obtenidos mediante soldadura por puntos de resistencia (RSW) y cálculo de calor generado en el segundo grupo de pruebas.

Esta sección muestra los resultados obtenidos de la caracterización de los botones de soldadura (5 al 12) obtenidos en el segundo grupo de pruebas, de acuerdo a la norma AWS D8.1M:2007 [22] .

Durante la inspección visual, no se presentó ningún defecto notorio (figuras 59), sin embargo, esto no descarta la presencia de defectos en los botones de soldadura. En las figuras 60 a la 67, se muestran las mediciones realizadas en cada botón de soldadura. La tabla 27, resume estas mediciones.

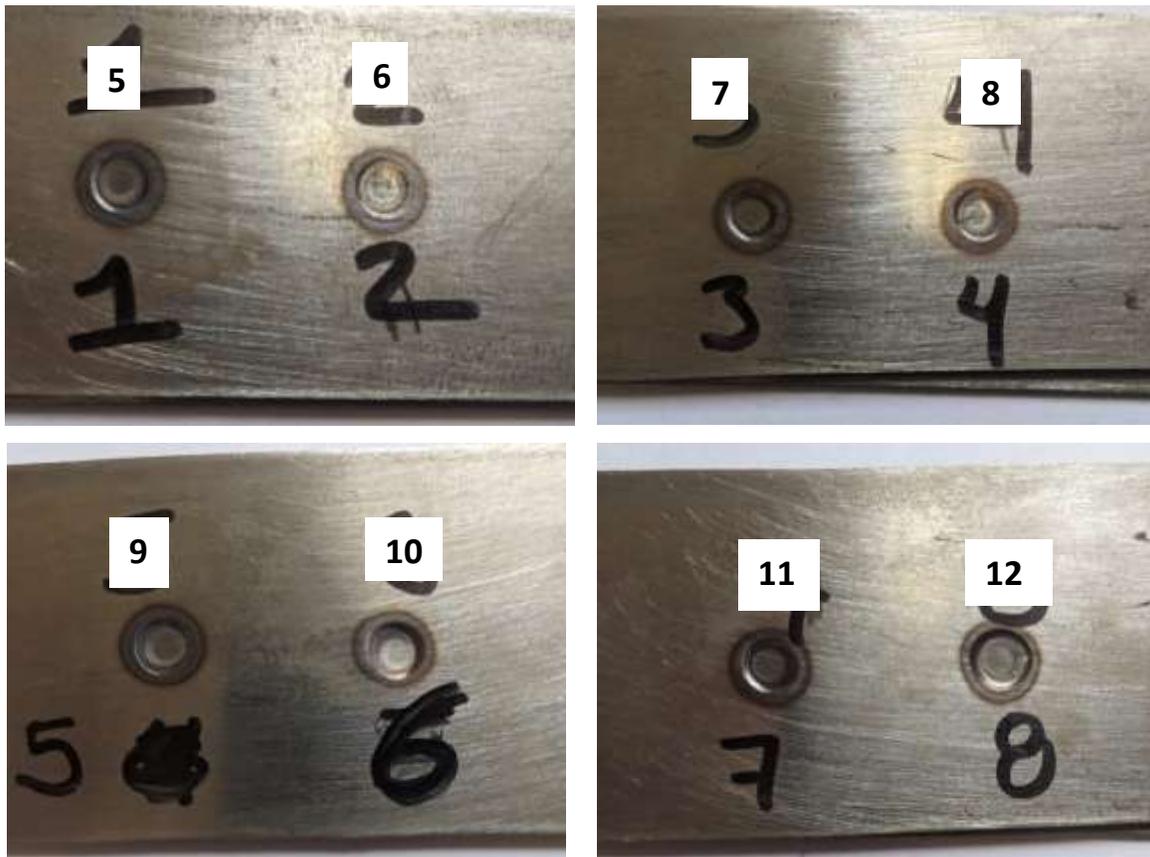


Figura 59. Botones de soldadura obtenidos en el segundo grupo de pruebas.

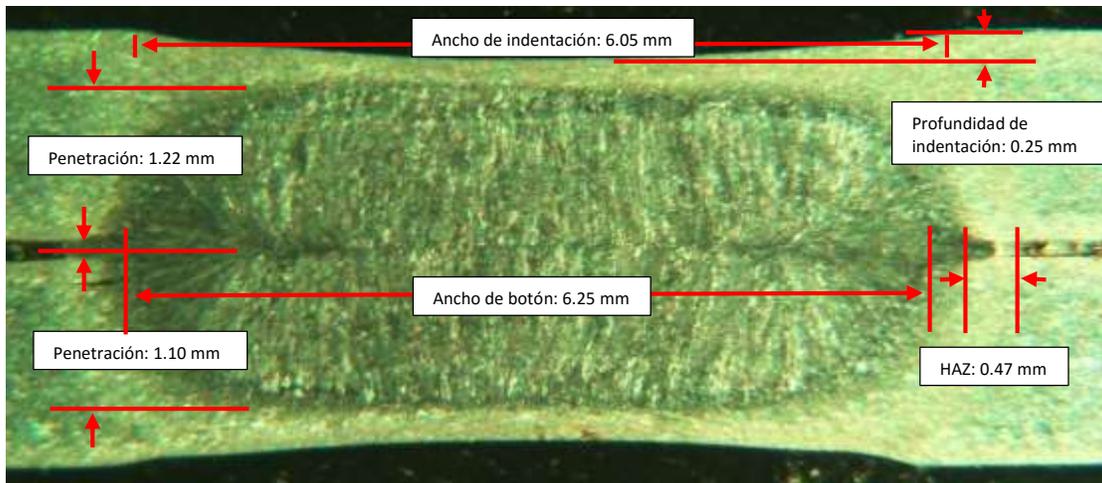


Figura 60. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 5.

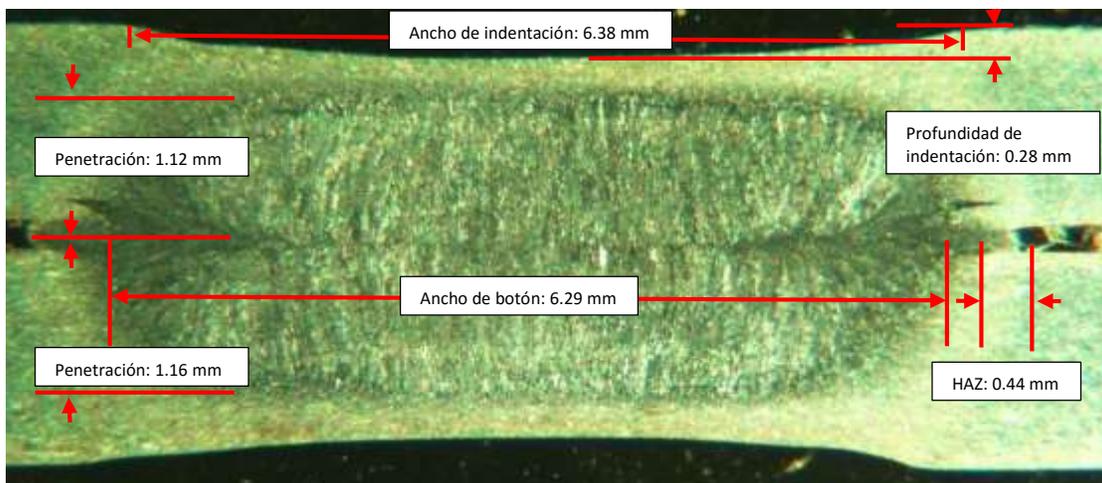


Figura 61. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 6.



Figura 62. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 7.

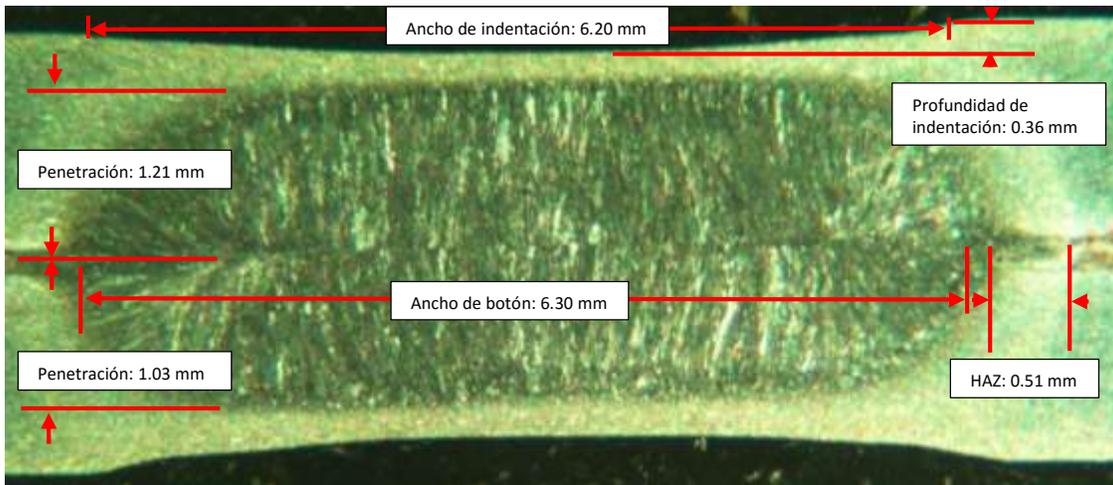


Figura 63. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 8.

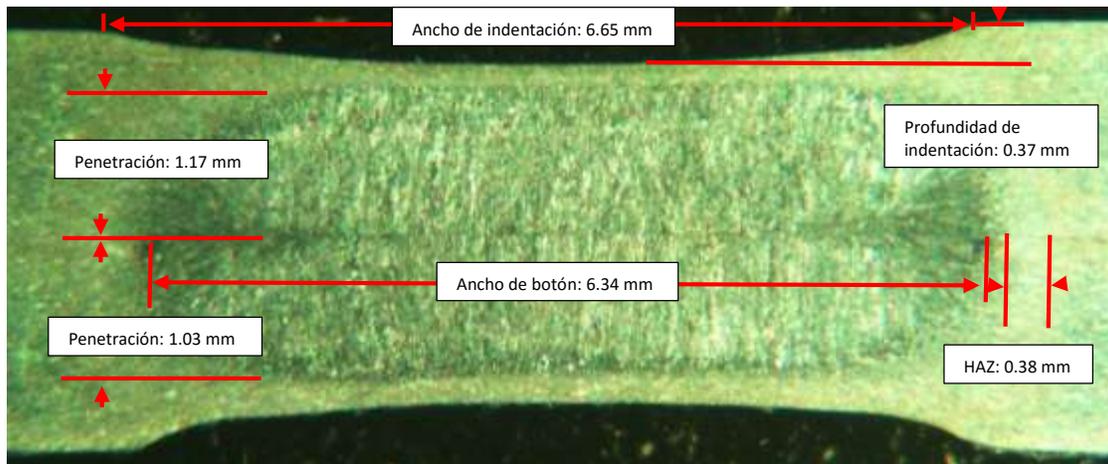


Figura 64. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 9.

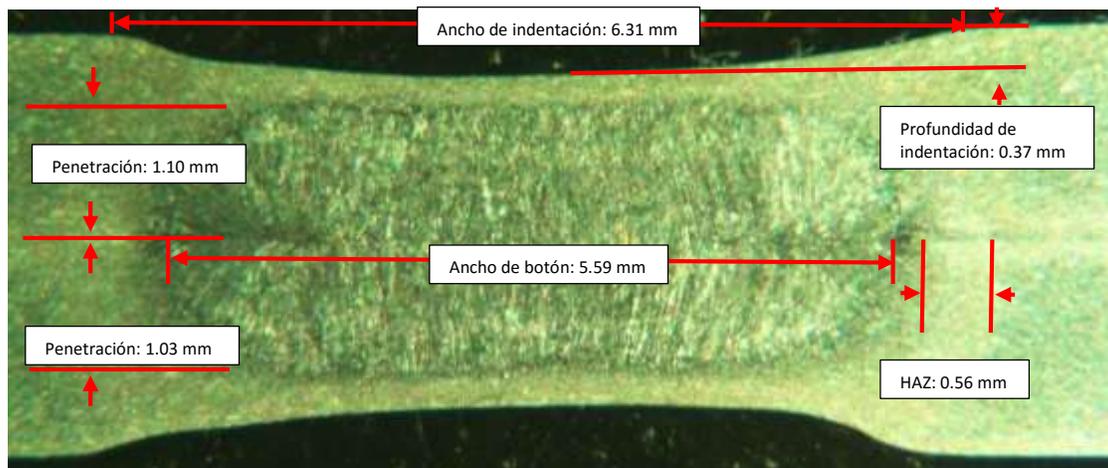


Figura 65. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 10.

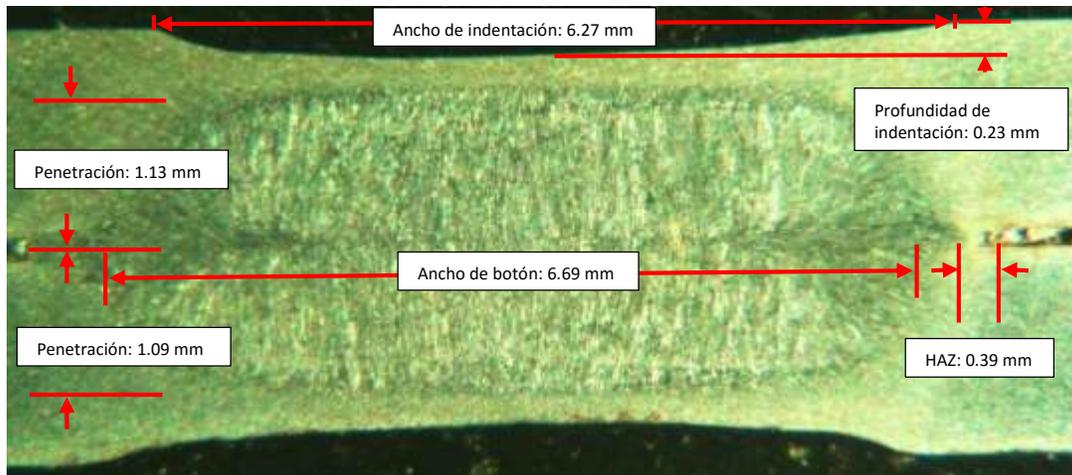


Figura 66. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 11.

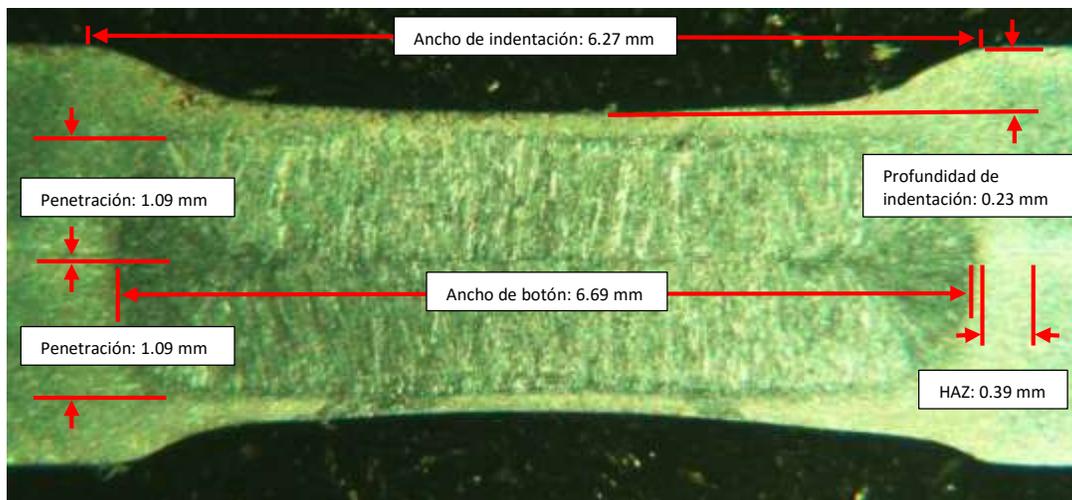


Figura 67. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 12.

Tabla 27. Mediciones realizadas en los botones de soldadura del segundo grupo de pruebas.

Muestra	Penetración Superior (mm)	Penetración Inferior (mm)	Ancho de HAZ (mm)	Ancho de Botón (mm)	Ancho de Indentación (mm)	Profundidad de Indentación (mm)
5	1.22	1.1	0.47	6.25	6.05	0.25
6	1.12	1.16	0.44	6.29	6.38	0.28
7	1.02	1.21	0.45	6.44	6.36	0.27
8	1.21	1.03	0.51	6.3	6.2	0.36
9	1.17	1.03	0.38	6.34	6.65	0.37
10	1.1	1.03	0.56	5.59	6.31	0.38
11	1.13	1.09	0.39	6.69	6.27	0.23
12	1.01	1.13	0.43	6.86	7.01	0.55

El porcentaje de porosidad medida por contraste mediante imágenes obtenidas por microscopía óptica (figura 68 y 69) se muestra en la tabla 28. Se observa, que a diferencia del grupo anterior de muestras, la porosidad es mucho menor

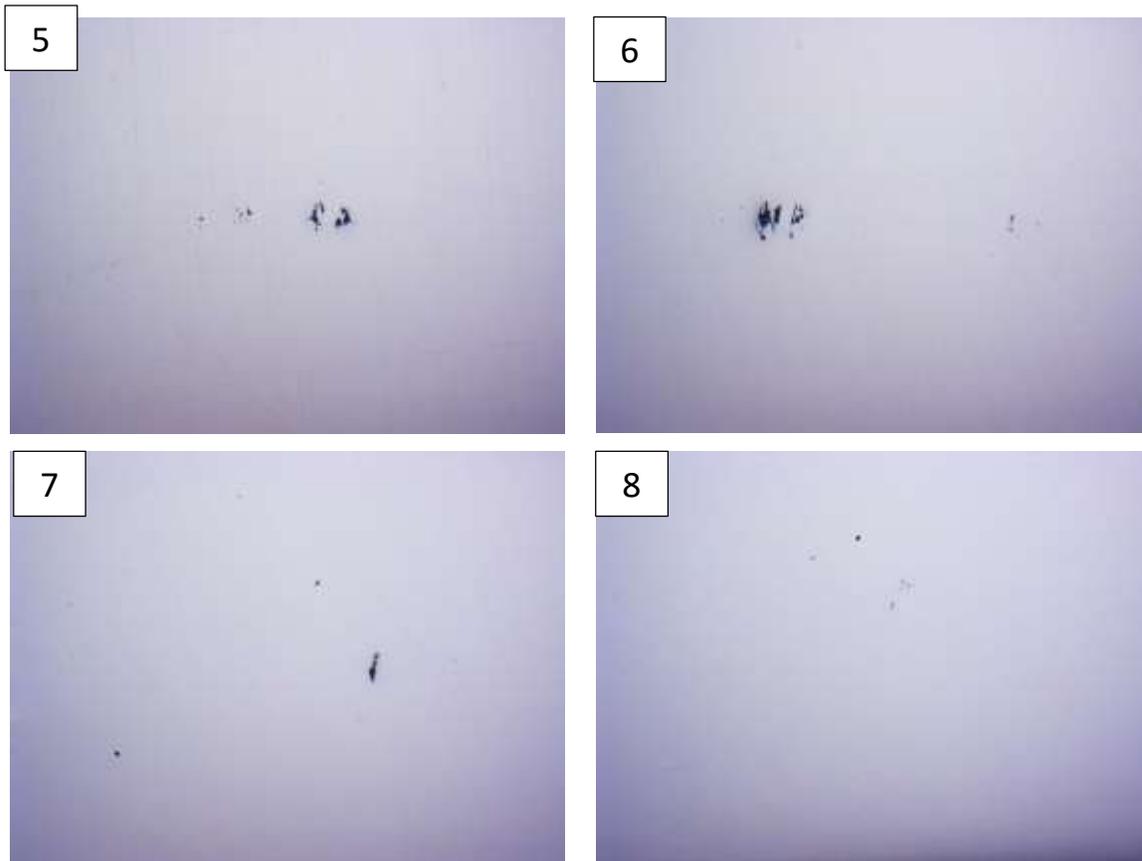


Figura 68. Porosidad identificada en los botones 5 a 8.

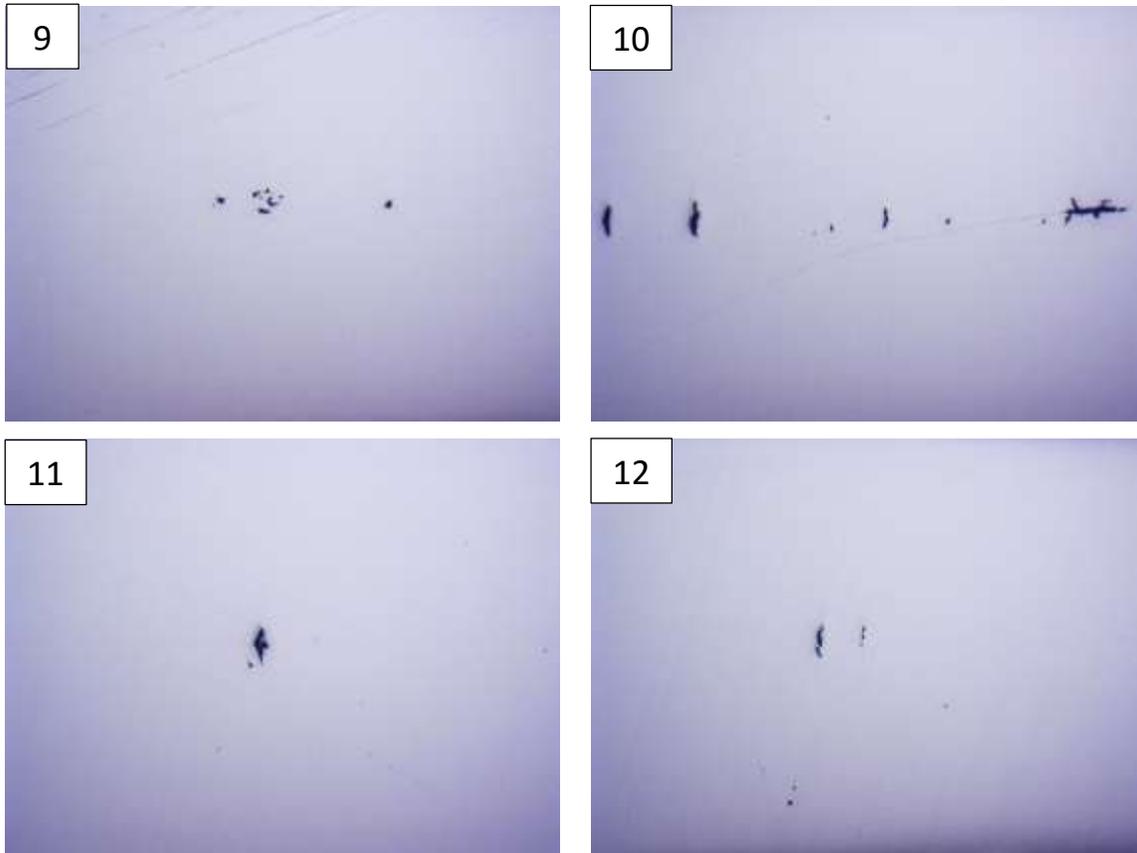


Figura 69. Porosidad identificada en los botones 9 a 12.

Tabla 28. Porcentaje de porosidad en los botones de soldadura del segundo grupo de pruebas.

Botón	Porosidad permisible (mm²)	Porosidad medida (mm²)
5	0.937	0.0619
6	0.943	0.1142
7	0.966	0.0389
8	0.945	0.0070
9	0.951	0.0504
10	0.838	0.2792
11	1.003	0.0593
12	1.029	0.0369

Los resultados muestran que todos los botones cumplen con la mínima penetración de 0.3 mm, el diámetro mínimo de 4.89 mm, y que ningún botón supera el 15% de porosidad;

respecto a la profundidad de indentación, solamente el botón número 12 supera el máximo permisible de 0.45 mm, con un valor de 0.55 mm.

El botón de soldadura número 8, presenta las mejores características, con una porosidad mucho menor, sin embargo, a pesar de que cumple con todos los requerimientos de la norma AWS D8.1M:2007, la porosidad existente se considera iniciadora de fallas, por lo que se busca eliminarla por completo del botón haciendo modificaciones en los parámetros del proceso de soldadura RSW.

Para estos cálculos se utilizó la ecuación 1 y el mismo valor de resistencia eléctrica calculado con el software JMatPro, considerando la composición química del acero. Los resultados del cálculo de la generación de calor se presentan en la tabla 29.

Tabla 29. Calor generado durante el proceso de soldadura: segundo grupo de pruebas.

Botón	Corriente (A)	Tiempo (s)	Espesor (m)	Calor generado (J)
5	4800	0.28	0.0015	308.018
6	4800	0.28	0.0015	308.018
7	4800	0.28	0.0015	308.018
8	5000	0.28	0.0015	334.222
9	5500	0.28	0.0015	404.408
10	6000	0.28	0.0015	481.279
11	5000	0.28	0.0015	334.222
12	8600	0.15	0.0015	264.847

En este grupo de muestras no se presentó expulsión y, como se muestra en la figura 70, todas las uniones, a excepción de una, se encuentran dentro de la norma, lo que indicaría que la cantidad de calor generada fue la correcta. Esta excepción, corresponde a la muestra número 12, respecto a la profundidad de indentación (figura 70b), siendo esta muestra la que mayor calor generó durante el proceso de soldadura.

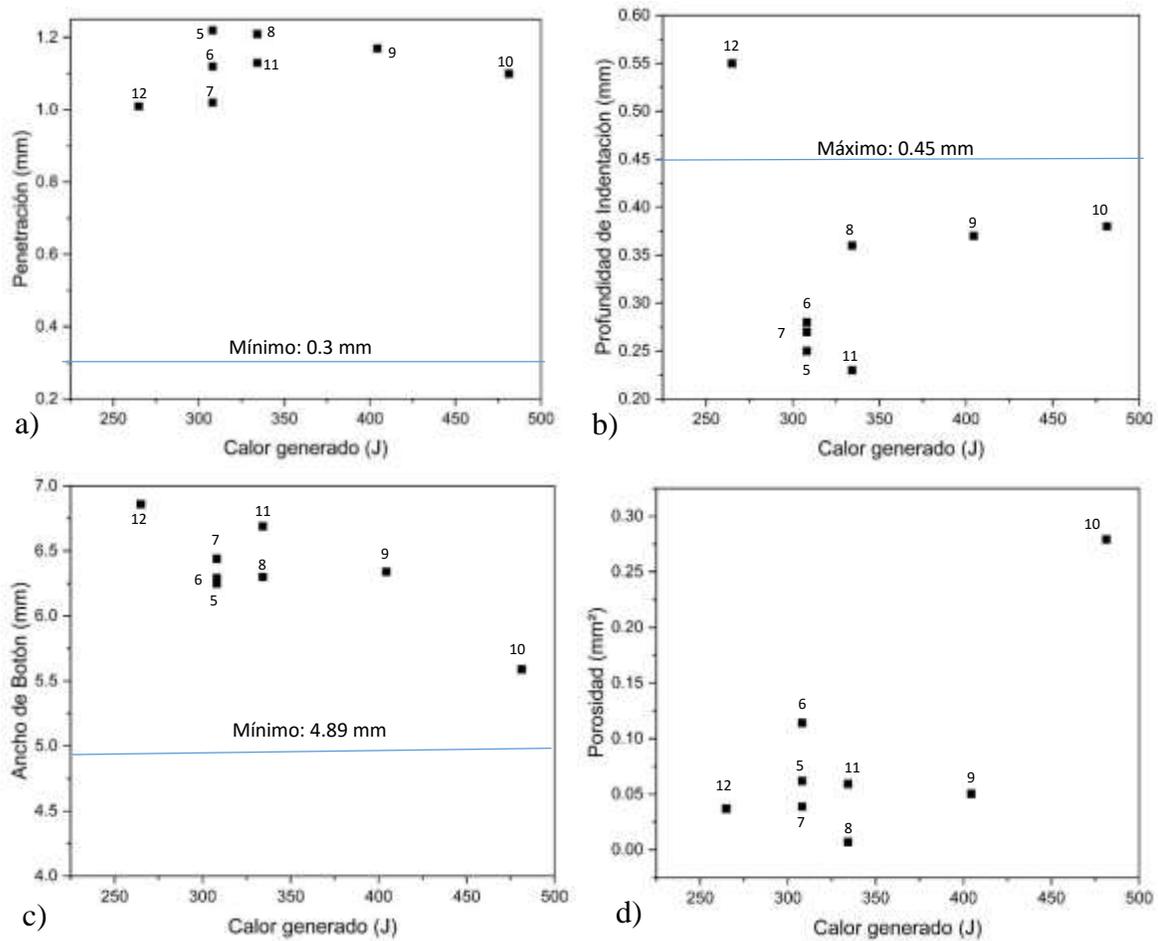


Figura 70. Relación entre el calor generado y a) Penetración, b) Profundidad de Indentación, c) Ancho de Botón, d) Porosidad.

3.7 Evaluación de los botones obtenidos mediante soldadura por puntos de resistencia (RSW) y cálculo de calor generado en el tercer grupo de pruebas.

Esta sección muestra los resultados obtenidos de la caracterización de los botones de soldadura (13 al 19) obtenidos en el tercer grupo de pruebas, de acuerdo a la norma AWS D8.1M:2007 [22] . Durante la inspección visual, no se identificó ningún defecto (figuras 71 y 72), sin embargo, mientras se realizaban los cortes para la preparación metalográfica, el botón número 15 presentó una fractura, ocasionando la separación de las láminas soldadas. Todas las muestras fueron caracterizadas mediante microscopía óptica - estereoscópica. En las figuras 73 a la 79, se muestran las mediciones realizadas en cada botón de soldadura. La tabla 30, resume estas mediciones.

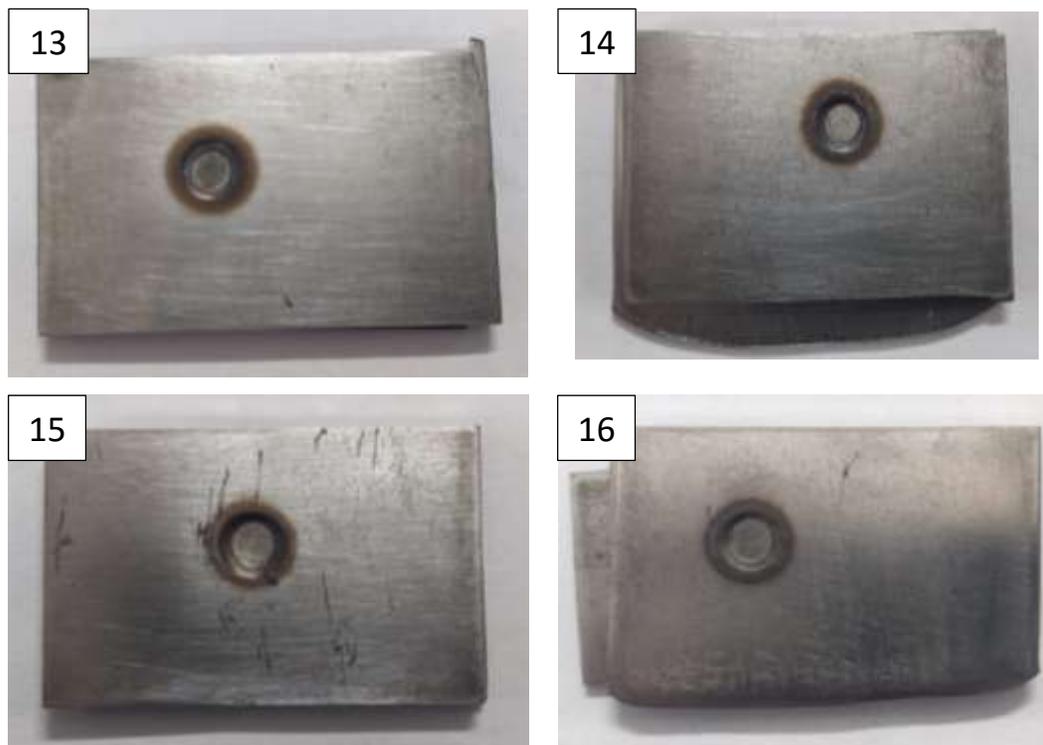


Figura 71. Botones de soldadura obtenidos en el tercer grupo de pruebas.

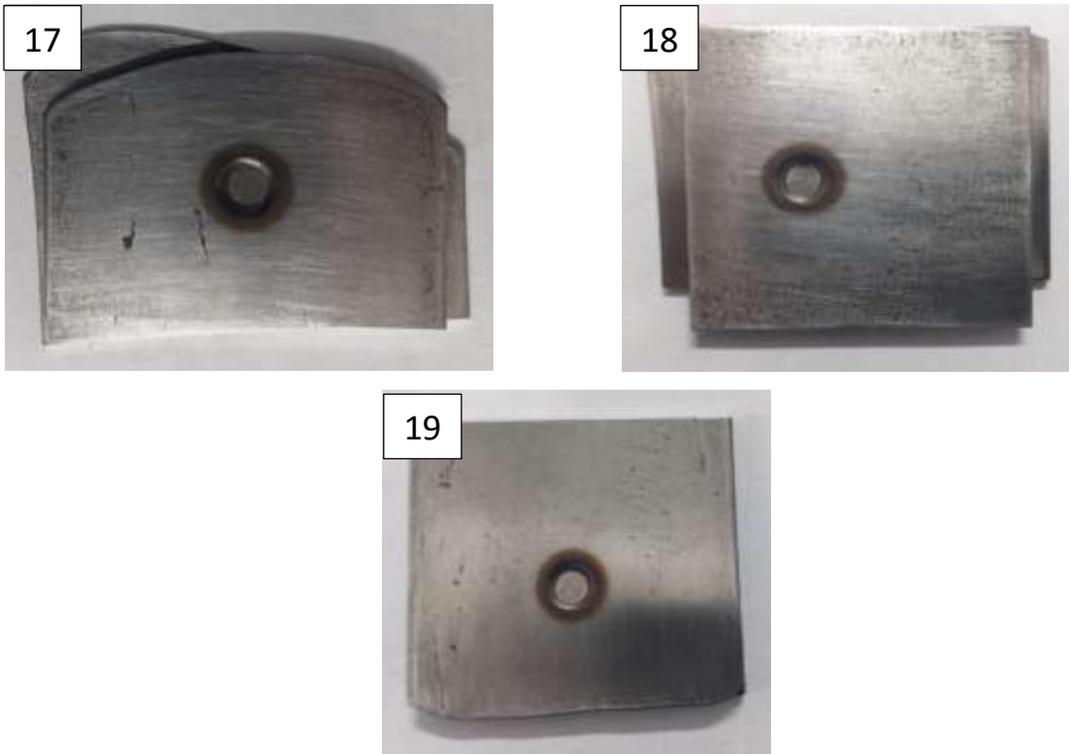


Figura 72. Botones de soldadura obtenidos en el tercer grupo de pruebas.

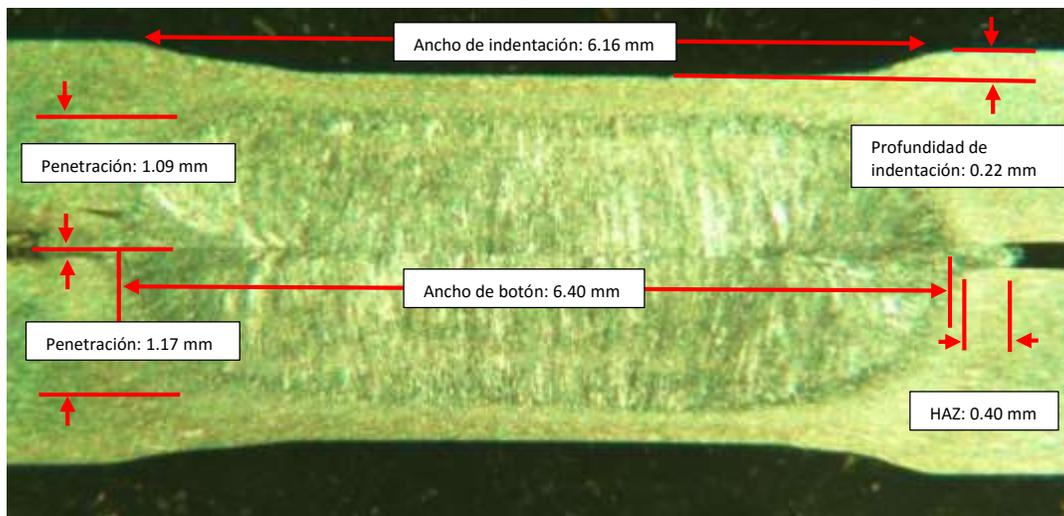


Figura 73. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 13.

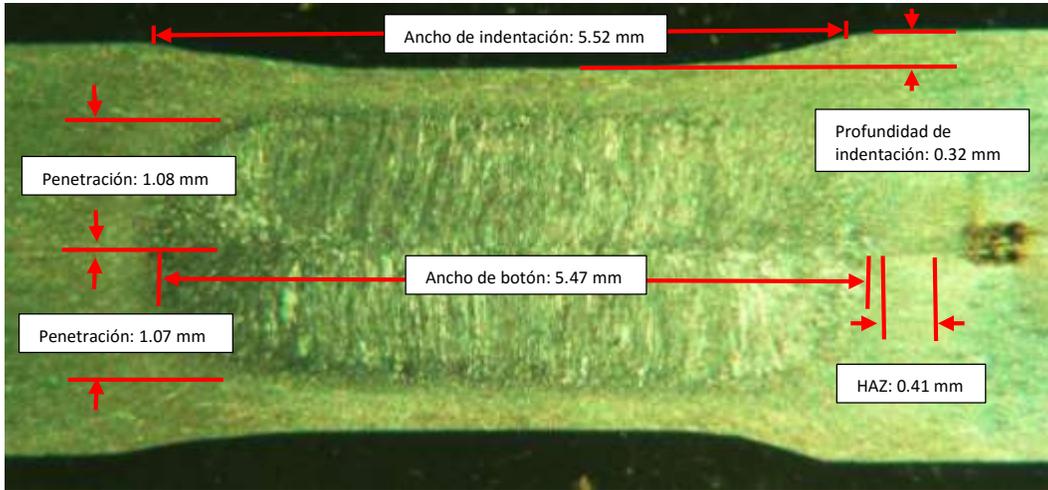


Figura 74. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 14.

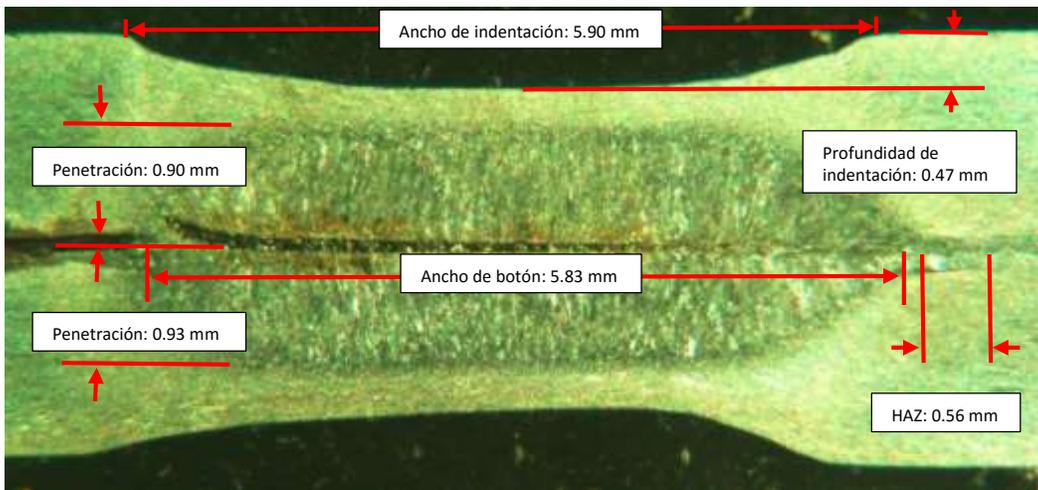


Figura 75. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 15.

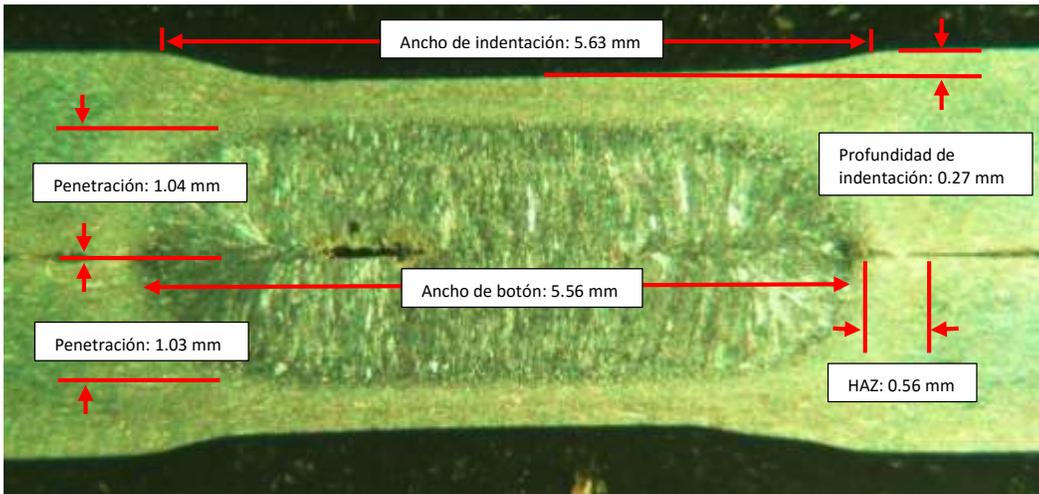


Figura 76. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 16.

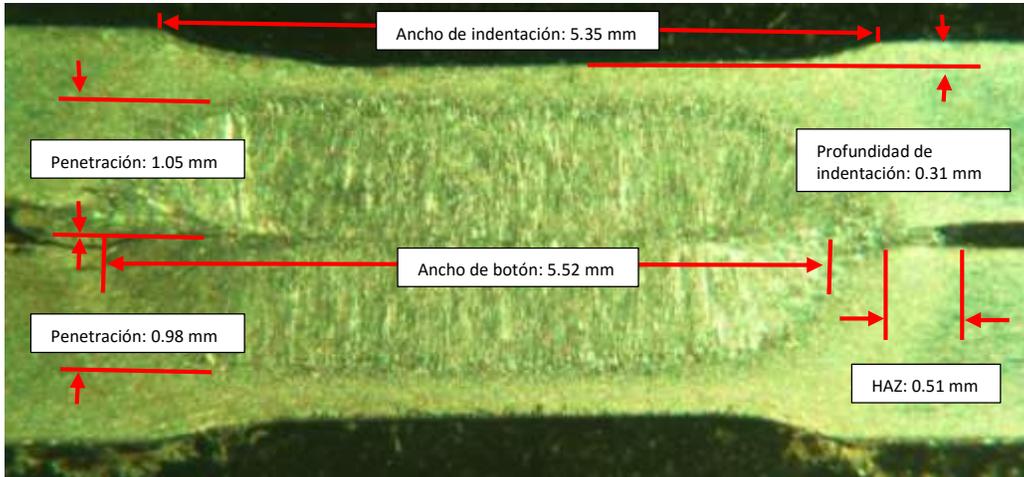


Figura 77. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 17.

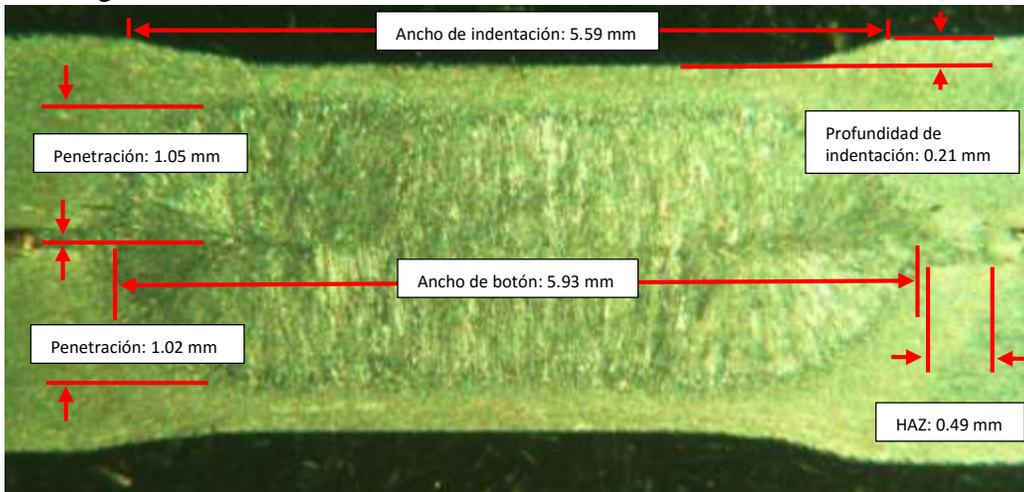


Figura 78. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 18.

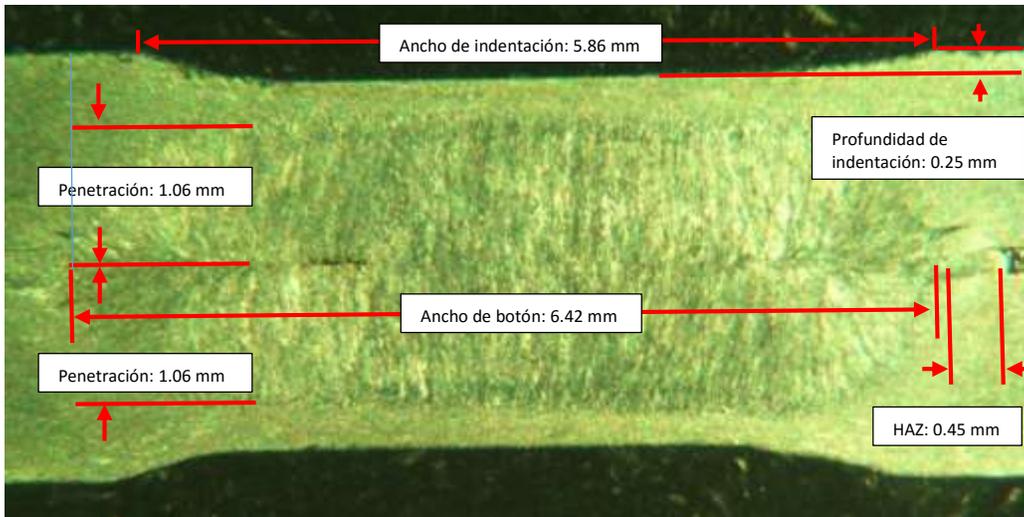


Figura 79. Mediciones realizadas en el botón de soldadura número 19.

Tabla 30. Mediciones realizadas en los botones de soldadura del tercer grupo de pruebas.

Muestra	Penetración Superior (mm)	Penetración Inferior (mm)	Ancho de HAZ (mm)	Ancho de Botón (mm)	Ancho de Indentación (mm)	Profundidad de Indentación (mm)
13	1.09	1.17	0.40	6.40	6.16	0.22
14	1.08	1.07	0.41	5.47	5.52	0.32
15	0.90	0.93	0.56	5.83	5.90	0.47
16	1.04	1.03	0.56	5.56	5.63	0.27
17	1.05	0.98	0.51	5.52	5.35	0.31
18	1.05	1.02	0.49	5.93	5.59	0.21
19	1.06	1.06	0.45	6.42	5.86	0.25

El porcentaje de porosidad medida por contraste mediante imágenes obtenidas por microscopía óptica (figura 80 y 81) se muestra en la tabla 31.

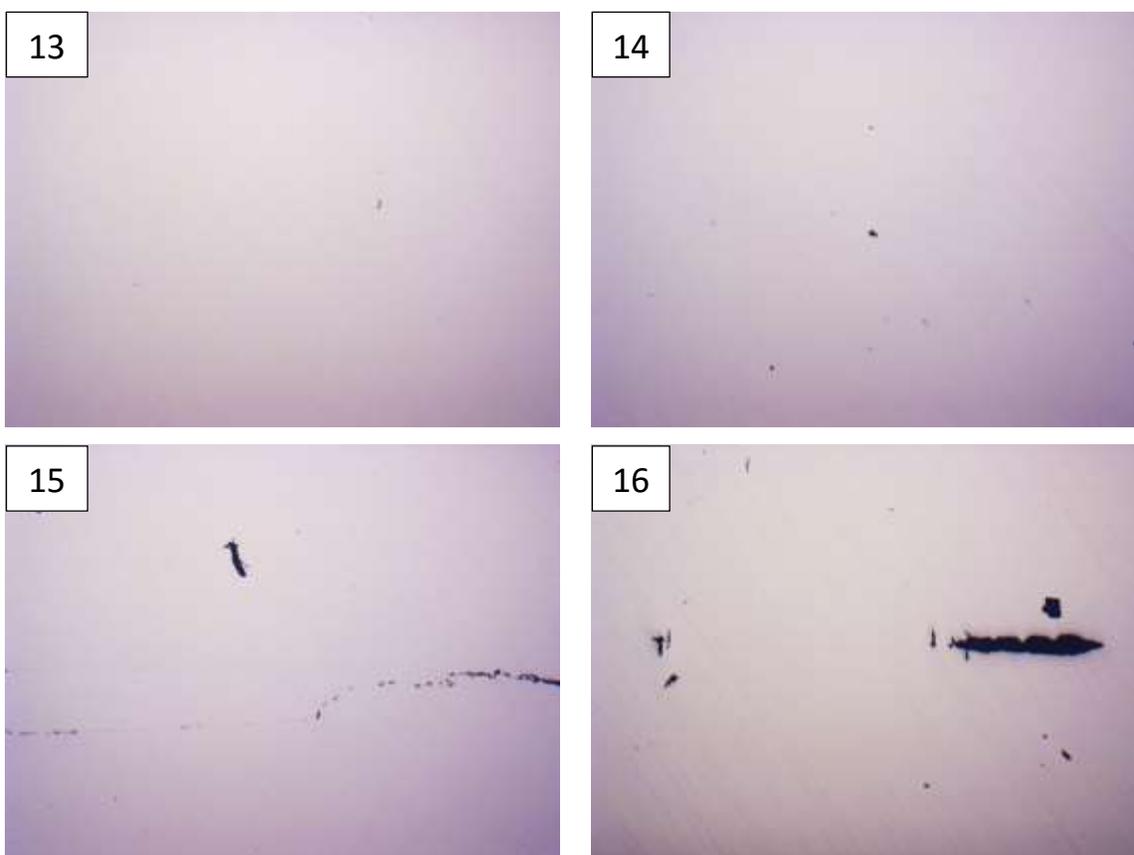


Figura 80. Porosidad identificada en los botones 13 a 16.

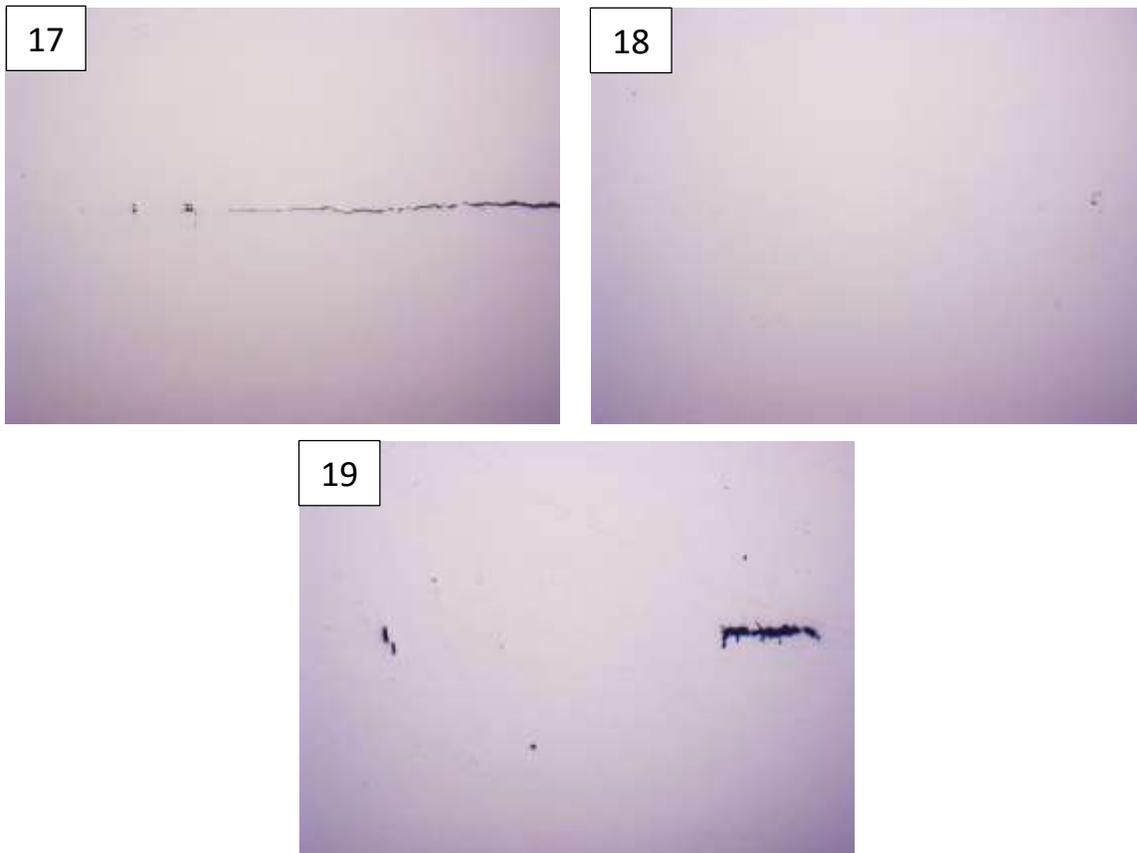


Figura 81. Porosidad identificada en los botones 17 a 19.

Tabla 31. Porcentaje de porosidad en los botones de soldadura del tercer grupo de pruebas.

Botón	Porosidad permisible (mm²)	Porosidad medida (mm²)
13	0.960	0.0289
14	0.820	0.3921
15	0.874	0.0972
16	0.834	0.8659
17	0.828	0.0922
18	0.889	0.0032
19	0.963	0.2623

Solamente el botón número 15 presentó un exceso en la profundidad de indentación, sin embargo, independientemente de este defecto, tanto el botón 15 como el 17, presentan

fracturas y, por lo tanto, ambos se descartan. En el caso de la porosidad, el botón 16 es el único que presenta un exceso, por lo tanto, también se descarta.

En el grupo anterior, el botón de soldadura número 8 presentó la menor porosidad. En este grupo se emplearon los mismos parámetros para obtener el botón 13. Ambos botones presentan muy baja porosidad (0.007% y 0.028%, respectivamente). La porosidad de los botones 14 y 18 también fue baja (0.392 y 0.003%, respectivamente). Por este motivo, y considerando sus buenas características en cuanto a profundidad de indentación, penetración y ancho de botón, las condiciones utilizadas para la obtención de estos tres botones, fueron seleccionadas para realizar el tercer grupo de pruebas de soldadura. Lo anterior, con la finalidad de obtener probetas a traslape y determinar la resistencia de las uniones bajo tensión por corte.

Nuevamente, se utilizó la ecuación 1 y el mismo valor de resistencia eléctrica calculado con el software JMatPro utilizando la composición química del acero. Los resultados obtenidos del cálculo de calor generado se reportan en la tabla 32. Al igual que en el grupo anterior, en estas de muestras, no se presentó expulsión.

Tabla 32. Calor generado durante el proceso de soldadura: tercer grupo de pruebas.

Botón	Corriente (A)	Tiempo (s)	Espesor (m)	Calor generado (J)
13	5000	0.28	0.0015	334.222
14	5000	0.32	0.0015	381.968
15	5000	0.28	0.0015	334.222
16	4900	0.28	0.0015	320.986
17	4900	0.32	0.0015	366.842
18	4800	0.32	0.0015	352.027
19	5100	0.28	0.0015	347.754

La figura 82 muestra esta relación entre las características del botón y calor generado. Todas las muestras cumplieron con el mínimo y máximo correspondiente en cada caso, esto debido a que la cantidad de calor generado fue la indicada, solamente el botón número 15 resultó fuera de norma en la profundidad de indentación (figura 82b), esto podría considerarse una anomalía, ya que la cantidad de calor generada es incluso menor respecto a otras muestras que si cumplieron con la norma.

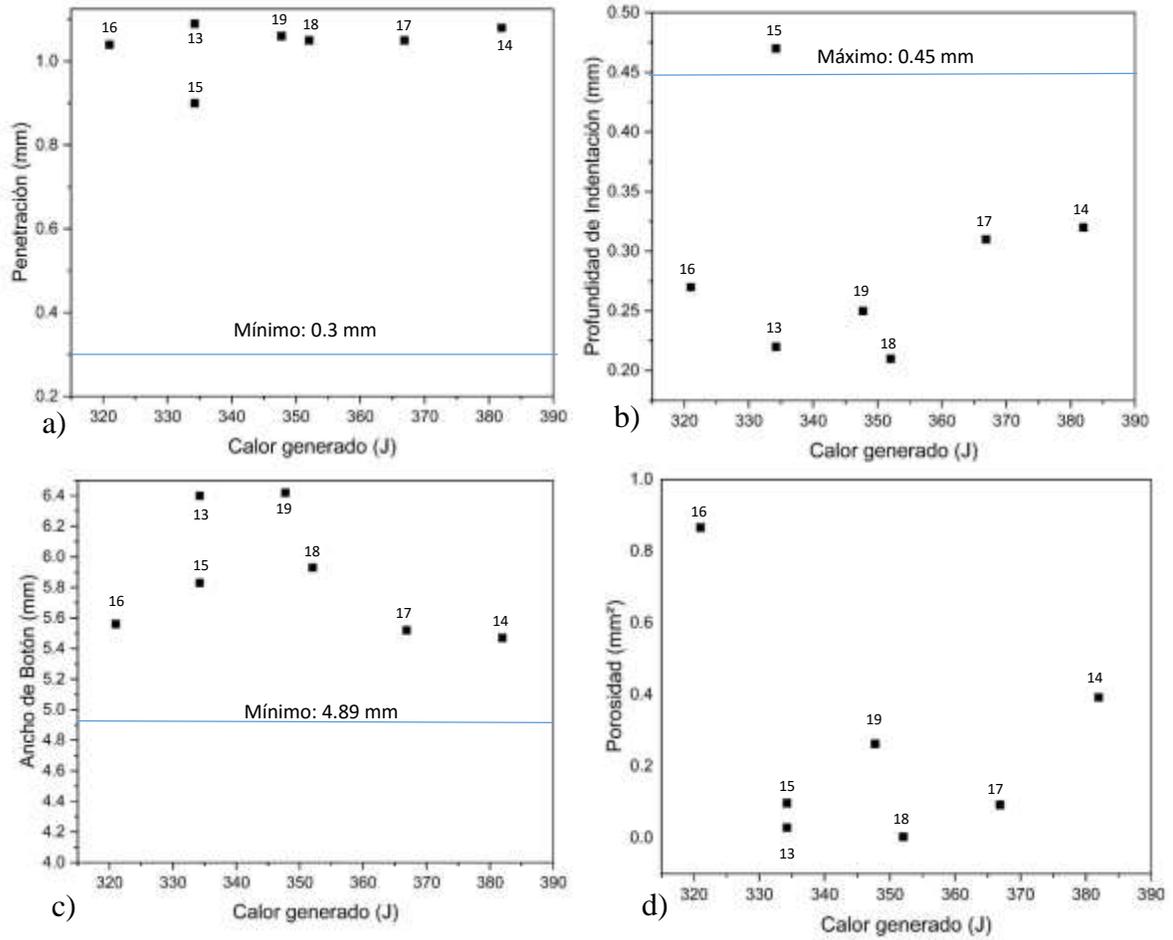


Figura 82. Relación entre el calor generado y a) Penetración, b) Profundidad de Indentación, c) Ancho de Botón, d) Porosidad.

3.8 Resistencia de las uniones bajo tensión por corte

Los parámetros con los que se obtuvieron los mejores resultados en la sección anterior, fueron aquellos con los que se obtuvieron los botones 13, 14 y 18. Las placas de acero con las dimensiones de acuerdo a la norma, se prepararon, decaparon y pulieron para soldarse por RSW empleando los parámetros descritos en la tabla 17. La figura 83 muestra una de las juntas a traslape unida por el proceso RSW.



Figura 83. Muestra a traslape unida por el proceso RSW para realizar el ensayo de tensión por corte.

La resistencia mínima permisible bajo tensión por corte, se calculó, de acuerdo a la norma AWS D8.1M:2007, mediante la ecuación 3. Considerando la resistencia a la tensión del material base = 1297.748 MPa y el espesor del material = 1.5 mm, se obtuvo que el valor mínimo permisible de resistencia al corte es de $ST = 13.79$ kN.

Los resultados del ensayo de tensión por corte se muestran en la tabla 33 y, las curvas carga contra desplazamiento correspondientes, se presentan en la figura 84. Según la norma empleada como referencia, el ancho de las muestras puede ser de 45 mm o incluso de 30 mm. Sin embargo, al usar un espesor de 30 mm es necesario considerar que la resistencia puede reducirse hasta un 10%. Este fue el caso de las muestras ensayadas, por lo que se agregó una columna de valores de la carga real máxima tomando en cuenta dicha consideración.

Tabla 33. Resultados del ensayo de tensión realizado en juntas a traslape unidas por el proceso RSW.

Muestra*	Carga máxima (kg)	Carga máxima (N)	Carga máxima real (kN)
A1	1288.34	12625.80	14.02
A2	1025.33	10048.20	10.04
B1	1275.38	12498.80	13.88
B2	1286.21	12604.90	14.00
C1	1225.38	12008.80	13.34
C2	1160.81	11376.00	12.63

*Nota A1, A2 (corriente = 5 kA, fuerza = 4 kN y tiempo 280 ms); B1, B2 (corriente = 4.8 kA, fuerza = 4.8 kN y tiempo 320 ms); C1, C2 (corriente = 5 kA, fuerza = 4 kN y tiempo 320 ms).

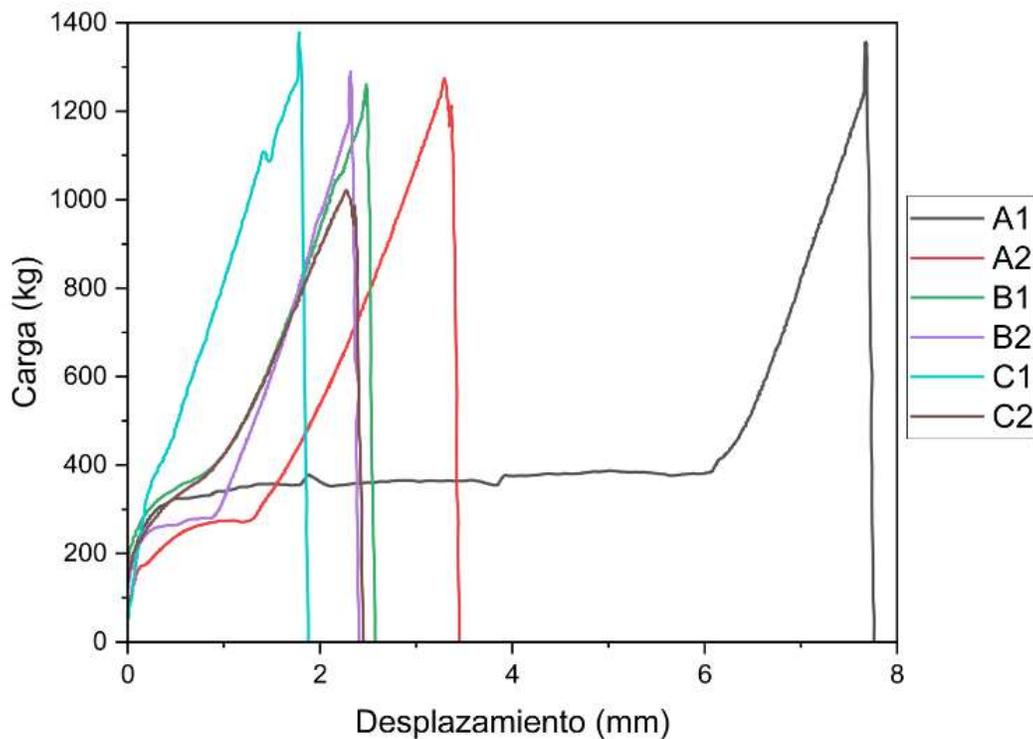


Figura 84. Curvas carga-desplazamiento obtenidas mediante tensión por corte en juntas a traslape unidas por el proceso RSW.

De los valores obtenidos en el ensayo de tensión, el grupo B obtuvo mejores resultados, ya que ambos botones superaron el mínimo requerido por la norma de 13.7936 kN, con 13.8875 y 14.0054 kN, para B1 y B2, respectivamente. En el grupo C, ninguno de los dos botones cumplió con lo solicitado en la norma, ya que se obtuvieron valores de 13.34 para C1 y 12.63 para C2. En el caso del grupo A, se obtuvo un comportamiento distinto, el botón A1 mostró una mayor resistencia (14.02 kN) que la muestra A2 (10.04 kN). Sin embargo, el resultado obtenido en esta última no es confiable puesto que, como se observa en la figura 85, el botón de soldadura no estaba centrado. Este inconveniente, afecta de manera negativa la resistencia al corte, ya que, al momento de realizar el ensayo de tensión, la distribución de esfuerzos durante el ensayo será distinta que en una muestra con el botón centrado, aun así, se esperaría que repetibilidad en los resultados. La figura 86 y 87, muestran las gráficas de las pruebas: 1 = A1, 2 = B2, 3 = C1, en las cuales se obtuvieron los valores más altos de TSS. Se observa que una mayor resistencia va relacionada directamente con el tamaño de botón y la porosidad, la penetración y la profundidad de indentación.

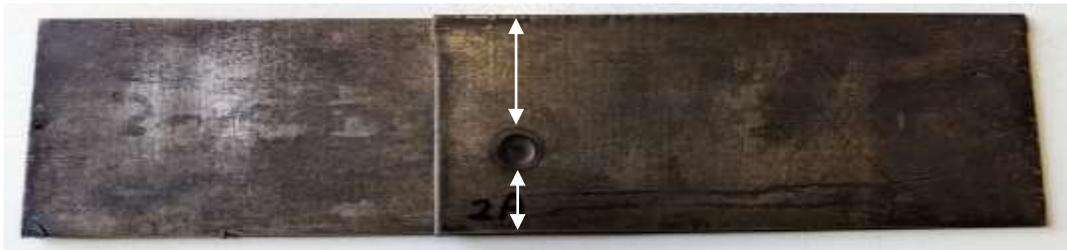


Figura 85. Muestra A2 soldada fuera del centro de la lámina.

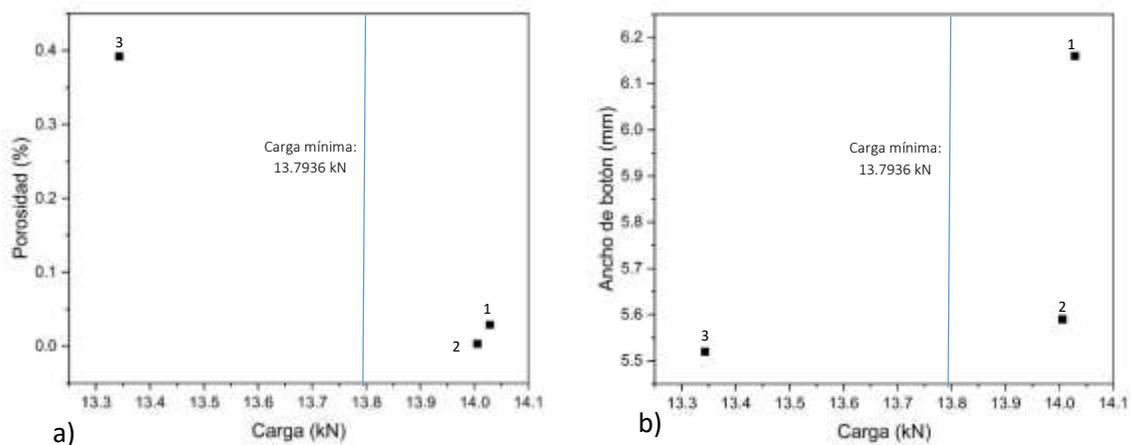


Figura 86. Relación entre la Carga máxima y a) Porosidad y b) Ancho de botón.

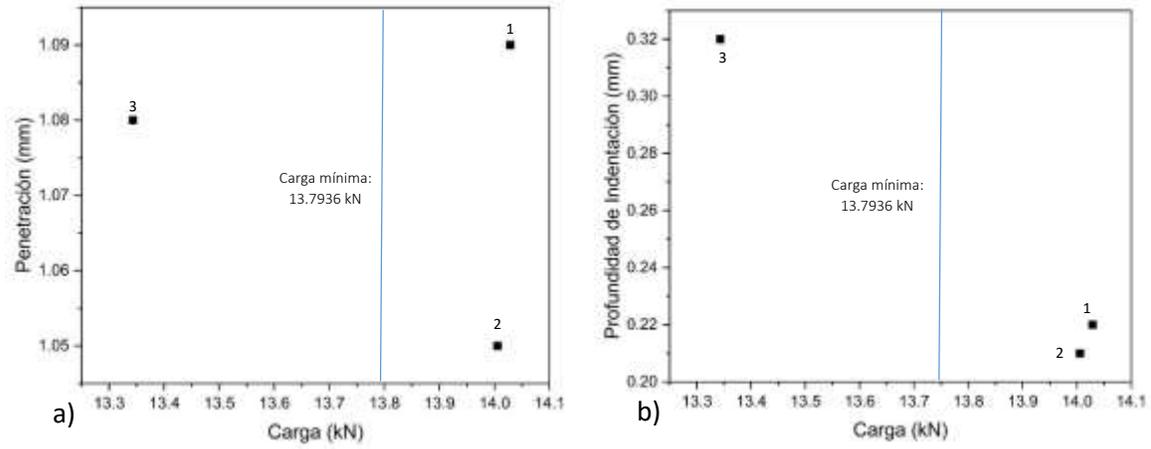


Figura 87. Relación entre la Carga máxima y a) Penetración y b) Profundidad de Indentación

Conclusiones

A partir del trabajo realizado se presentan las siguientes conclusiones:

- El estudio del comportamiento de los diagramas de transformación en enfriamiento continuo (CCT), calculados con el software JMatPro en función de la composición química, representó una herramienta potencial para establecer la composición química del acero experimental. Dicha composición, permitió obtener aceros avanzados de alta resistencia de tercera generación.
- Fue posible obtener láminas delgadas, de 1.5 mm, de AHSS de tercera generación de medio manganeso (8.1 % peso), con microestructuras a base de austenita y martensita, bajo ciclos térmicos similares a los empleados en una línea de recocido continuo. La mejor relación entre resistencia a la tensión y elongación a fractura se obtuvo mediante recocido intercrítico, bajo ciertas condiciones que permiten el enriquecimiento de carbono en la austenita y, por consiguiente, la retención de dicha fase a temperatura ambiente.
- Las diferencias entre las cantidades de las fases esperadas (a partir del cálculo de los diagramas CCT) y las obtenidas experimentalmente, puede deberse a que, la magnitud de la deformación, las características microestructurales del material de partida, y el enriquecimiento de carbono que puede ocurrir durante el tratamiento térmico, no se consideran como valor de entrada en el software utilizado, pero afectan el comportamiento de la austenita durante el enfriamiento final.
- Se encontró que, existe una temperatura óptima que permite la formación de austenita y su enriquecimiento en carbono, por encima de dicha temperatura, existe un empobrecimiento de carbono y la austenita transforma a martensita durante el enfriamiento final. Cuando la cantidad de martensita fue mucho mayor que la de austenita, la resistencia a la tensión se incrementó significativamente, pero la elongación a fractura disminuyó drásticamente. Como resultado, las propiedades resultantes no cumplieron con los requerimientos de un AHSS de tercera generación.
- Fue posible obtener uniones con buena soldabilidad, mediante el proceso RSW, de láminas de AHSS de tercera generación con microestructuras a base de austenita y martensita. Lo anterior, considerando que las características de los botones y la resistencia

al corte de las uniones obtenidas, cumplen con las especificaciones de las normas para aplicaciones automotrices utilizadas como referencia en el presente estudio.

- Las mejores uniones que se obtuvieron mediante el proceso RSW presentaron botones con muy baja porosidad, una profundidad mínima de indentación, una máxima penetración y con un ancho de botón con el mínimo permisible de acuerdo a las normas de calidad empleadas en la industria automotriz, concluyendo que se tuvo un control adecuado de los parámetros del proceso de soldadura.

Referencias

- [1] Tumuluru, M. (2015). Resistance spot welding techniques for advanced high-strength steels (AHSS). In *Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)*. Elsevier Ltd. <https://doi.org/10.1016/B978-0-85709-436-0.00004-7>
- [2] Van Der Aa, E. M., Hanlon, D. N., Steel, T., & Hermans, M. (2015). Improved Resistance Spot weldability of 3rd Generation AHSS for Automotive Applications Liquid Metal Embrittlement of AHSS View project Nd: YAG laser welding of thin sheet automotive steels View project. October. <https://www.researchgate.net/publication/283205364>
- [3] Krizan, D., Steineder, K., Kaar, S., & Hebesberger, T. (2018, October). Development of third generation advanced high strength steels for automotive applications. In *Proceedings of the 18th International Scientific Conference, Rajecke Teplice, Slovakia* (pp. 10-11).
- [4] Bhattacharya, D. (2018). Liquid metal embrittlement during resistance spot welding of Zn-coated high-strength steels. *Materials Science and Technology (United Kingdom)*, 34(15), 1809–1829. <https://doi.org/10.1080/02670836.2018.1461595>
- [5] Aa, E.M. & Amirthalingam, M. & Winter, J. & Hanlon, David & Hermans, Marcel & Rijnders, Marco & Richardson, Ian. (2015). Improved Resistance Spot weldability of 3rd Generation AHSS for Automotive Applications (pp. 1-20).
- [6] Shojaee, M.; Midawi, A. R. H.; Barber, B. ; Ghassemi-Armaki, H. ; Worswick, M. ; Biro; (2021). Mechanical properties and failure behavior of resistance spot welded third- E. generation advanced high strength steels. *Journal of Manufacturing Processes*, (), –. doi:10.1016/J.JMAPRO.2021.03.047
- [7] Dong, X. X., Shen, Y. F., Jia, N., & Zhu, Y. T. (2022). Improving mechanical properties and retained-austenite stability of a medium carbon Q&P steel by adjusting phase ratio. *Materials Science and Engineering A*, 833, 1–33. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142580>

- [8] Sun, Jing; Yu, Hao (2013). Microstructure development and mechanical properties of quenching and partitioning (Q&P) steel and an incorporation of hot-dipping galvanization during Q&P process. *Materials Science and Engineering: A*, 586(), 100–107. doi:10.1016/j.msea.2013.08.021
- [9] Wang, C. Y.; Shi, J ; Cao, W. Q. ; Dong, H. (2010). Characterization of microstructure obtained by quenching and partitioning process in low alloy martensitic steel. , 527(15), 3442–3449. doi:10.1016/j.msea.2010.02.020
- [10] Hauserová, D.; Duchek, M. ; Dlouhý, J. ; Nový, Z. (2011). Properties of Advanced Experimental CMnSiMo Steel Achieved by QP Process. , 10(none), 2961–2966. doi:10.1016/j.proeng.2011.04.491
- [11] Russo Spena, Pasquale; De Maddis, Manuela; D’Antonio, Gianluca; Lombardi, Franco (2016). Weldability and Monitoring of Resistance Spot Welding of Q&P and TRIP Steels. *Metals*, 6(11), 270–. doi:10.3390/met6110270
- [12] Kilgore, A. B., Koehler, M. L., Metzler, J. W., & Sturges, S. R. (1993). Welding, brazing, and soldering handbook. ASM International, 6, Chapter 47, 684-685.
- [13] Welding Issue and Cause (2013) G.E. Schmidt, Inc. Disponible en: https://geschmidt.com/wp-content/uploads/2017/08/weldhelp_matrix_geschmidt.pdf
- [14] Zhao, B., Wang, Y., Ding, K., Wu, G., Wei, T., Pan, H., & Gao, Y. (2021). Enhanced Cross-Tension Property of the Resistance Spot Welded Medium-Mn Steel by In Situ Microstructure Tailoring. *International Journal of Steel Structures*, 21(2), 666–675. <https://doi.org/10.1007/s13296-021-00464-3>
- [15] Wang Y. et al. (2020) Effect of the Cooling Time on the Cross Tensile Strength of the Resistance Spot Welded Medium Manganese Steel. In: *The Minerals, Metals & Materials Society (Eds) TMS 2020 149th Annual Meeting & Exhibition Supplemental Proceedings. The Minerals, Metals & Materials Series. Springer, Cham.* https://doi.org/10.1007/978-3-030-36296-6_48

- [16] Ding, K., Wang, Y., Wei, T., Wu, G., Zhang, Y., Pan, H., & Gao, Y. (2021). Effect of Post-weld Heat Treatment on the Cross Tensile Strength of Resistance Spot-Welded Medium Manganese. *Journal of Materials Engineering and Performance*, Ref 27. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-05787-0>
- [17] Stadler, M.; Schnitzer, R.; Gruber, M.; Steineder, K.; Hofer, C. Microstructure and Local Mechanical Properties of the Heat-Affected Zone of a Resistance SpotWelded Medium-Mn Steel. *Materials* 2021, 14, 3362. <https://doi.org/10.3390/ma14123362>
- [18] Zhao, B., Wang, Y., Ding, K., Wu, G., Wei, T., Pan, H., & Gao, Y. (2021). Role of Intercritical Annealing in Enhancing the Cross-Tension Property of Resistance Spot-Welded Medium Mn Steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 30(2), 1259–1269. <https://doi.org/10.1007/s11665-020-05440-2>
- [19] ASTM E3 – 11. (2011). ASTM E3 – 11. In ASTM Copyright.: Vol. i (pp. 1–12).
- [20] ASTM E384-17, Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials, 2017.
- [21] ASTM E8-04. Standard test methods for tension testing of metallic materials.
- [22] American Welding Society. AWS D8.1M:2007. An American National Standard. Specifications for automotive weld quality – Resistance spot welding of steel.
- [23] ISO 14329:2000: Resistance welding – destructive tests of welds – failure types and geometric measurements for resistance spot, seam and projection welds, 2003.
- [24] Jia, Qiang; Liu, Lei; Guo, Wei; Peng, Yun; Zou, Guisheng; Tian, Zhiling; Zhou, Y. (2018). Microstructure and Tensile-Shear Properties of Resistance Spot-Welded Medium Mn Steel. *Metals*, 8(1), 48–. doi:10.3390/met8010048
- [25] Klueh, R. L. ; Maziasz, P. J. ; Lee, E. H. (1988). Manganese as an austenite stabilizer in Fe-Cr-Mn-C steels. 102(1), 115–124. doi:10.1016/0025-5416(88)90539-3

- [26] ASTM. (2018). ASTM E1019-18 Standard Test Methods for Determination of Carbon, Sulfur, Nitrogen, and Oxygen in Steel and in Steel, Iron, Nickel, and Cobalt Alloys by Various Combustion and Fusion Techniques. ASTM Book of Standards, 03.05(June), 22. <https://doi.org/10.1520/E1019-11>
- [27] ASTM. (2015). E415: Standard Test Method for Analysis of Aluminum and Aluminum Alloys by Spark. ASTM, 7–16. <https://doi.org/10.1520/E0415-15.2>
- [28] American Welding Society, AWS C1.1, “Recommended Practices for Resistance Welding,” 2019.
- [29] Ma, Yan. (2020). Processes, microstructure, and mechanical properties of cold-rolled medium-Mn steel. 10.18154/RWTH-2020-01850.
- [30] Han, Jeongho; Lee, Young-Kook (2014). The effects of the heating rate on the reverse transformation mechanism and the phase stability of reverted austenite in medium Mn steels. *Acta Materialia*, 67(), 354–361. doi:10.1016/j.actamat.2013.12.038
- [31] Li, Z.C.; Ding, H.; Misra, R.D.K.; Cai, Z.H. (2017). Microstructure-mechanical property relationship and austenite stability in medium-Mn TRIP steels: The effect of austenite-reverted transformation and quenching-tempering treatments. *Materials Science and Engineering: A*, 682(), 211–219. doi:10.1016/j.msea.2016.11.048
- [32] Arlazarov, A.; Gouné, M.; Bouaziz, O.; Hazotte, A.; Kegel, F. (2012). Effect of Intercritical Annealing Time on Microstructure and Mechanical Behavior of Advanced Medium Mn Steels. *Materials Science Forum*, 706-709(), 2693–2698. doi:10.4028/www.scientific.net/msf.706-709.2693