



**UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN  
NICOLÁS DE HIDALGO**



**INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES**

**PROGRAMA DE DOCTORADO EN  
METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS MATERIALES**

***EFECTO DEL SILICIO SOBRE EL COMPORTAMIENTO METALÚRGICO Y  
MECÁNICO DE LA SOLDADURA POR RESISTENCIA DE UN ACERO TRIP***

Tesis que para obtener el grado de:

Doctor en Metalurgia y Ciencias de los Materiales

Presenta:

**M.C. VICTOR HUGO VARGAS CORTÉS.**

**ASESOR: DR. IGNACIO MEJÍA GRANADOS**

**CO-ASESOR: DR. VICTOR HUGO BALTAZAR HERNANDEZ**

*Morelia, Michoacán. Agosto del 2018*

## ÍNDICE

<b>ÍNDICE DE FIGURAS</b> .....	iv
<b>ÍNDICE DE TABLAS</b> .....	vii
<b>GLOSARIO DE TERMINOS</b> .....	viii
<b>RESUMEN</b> .....	xi
<b>ABSTRACT</b> .....	xiii
<b>INTRODUCCIÓN</b> .....	xv
<b>JUSTIFICACIÓN</b> .....	xvii
<b>HIPÓTESIS</b> .....	xviii
<b>OBJETIVOS</b> .....	xix
Objetivo general.....	xix
Objetivos específicos.....	xix
<b>CAPÍTULO I. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA</b> .....	1
1.1 Introducción a los aceros avanzados de alta resistencia.....	1
1.2 Clasificación de los aceros avanzados de alta resistencia.....	1
1.3 Aceros TRIP.....	2
1.3.1 Composición química de los aceros TRIP.....	2
1.3.1.1 Efecto de los elementos de aleación.....	3
1.3.1.2 Carbono.....	3
1.3.1.3 Silicio.....	4
1.3.1.4 Manganeso.....	4
1.3.1.5 Aluminio.....	5
1.3.1.6 Otros elementos de aleación.....	5
1.4 Transformación inducida por plasticidad (efecto TRIP).....	6
1.5 El tratamiento térmico TRIP.....	7
1.6 Efecto de los parámetros de tratamiento térmico sobre el porcentaje y estabilidad de la austenita retenida.....	9
1.6.1 Etapa 1: Velocidad de calentamiento ( $V_0$ ).....	9

1.6.2 Etapa 2: Recocido intercrítico, (temperatura de etapa intercrítica $T_1$ ) .....	10
1.6.3 Tiempo de mantenimiento de la etapa intercrítica $t_1$ .....	11
1.6.4 Etapa 3: Enfriamiento (velocidad de enfriamiento intermedia $V_1$ ) .....	11
1.6.5 Etapa 4: Temperatura de etapa isotérmica bainítica $T_2$ . .....	12
1.6.6 Tiempo de mantenimiento de la etapa isotérmica bainítica $t_2$ .....	13
1.6.7 Etapa 5: Velocidad de enfriamiento final $V_2$ .....	13
1.7 Soldabilidad de aceros TRIP .....	14
1.7.1 Comportamiento de la unión soldada .....	15
1.7.2 Microestructura resultante .....	15
1.7.3 Dureza.....	17
1.7.4 Defectos de soldadura.....	18
1.8 Proceso de soldadura .....	18
1.8.1 Soldadura de puntos por resistencia (SPR).....	19
1.9 Modos de falla en aceros TRIP unidos mediante soldadura de puntos por resistencia.....	20
1.9.1 Influencia de la geometría .....	22
1.9.2 Influencia de fenómenos metalúrgicos .....	24
1.9.3 Influencia de la dureza.....	25
<b>CAPÍTULO II. DESARROLLO EXPERIMENTAL</b> .....	26
2.1 Fabricación de los aceros TRIP.....	26
2.2 Tratamiento térmico para generar la microestructura TRIP.....	28
2.3 Proceso de soldadura de puntos por resistencia .....	28
2.4 Caracterización microestructural.....	29
2.4.1 Microscopía óptica de los metales base y uniones soldadas de los aceros TRIP .....	29
2.4.2 Microscopía electrónica de barrido de los metales base y uniones soldadas de los aceros TRIP.....	30
2.4.3 Difracción de rayos $-X$ de los metales base y uniones soldadas de los aceros TRIP .....	31
2.4.4 Magnetometría de muestra vibrante de los metales base y uniones soldadas de los aceros TRIP.....	31
2.5 Caracterización mecánica de los metales base y uniones soldadas de los aceros TRIP .....	33
2.5.1 Ensayo de microdureza.....	33
2.5.2 Ensayo de tensión de los metales base .....	33

3.5.3 Ensayo de tensión cortante de las uniones soldadas de los aceros TRIP.....	34
<b>CAPÍTULO III. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....</b>	<b>35</b>
3.1 Caracterización microestructural de los aceros TRIP .....	35
3.1.1 Composición química .....	35
3.1.2 Diagramas de transformación .....	36
3.1.3 Microscopia óptica.....	38
3.1.4 Microscopia electrónica de barrido. ....	42
3.1.4.1 Análisis EBSD de los metales base.....	42
3.1.4.2. Caracterización de inclusiones no metálicas.....	43
3.1.5 Difracción de rayos –X.....	45
3.1.6 Magnetometría de muestra vibrante .....	46
3.1.6.1 Cuantificación de austenita retenida e inclusiones no metálicas en los metales base.....	46
3.1.7 Ajuste de las técnicas de difracción de rayos-X, y magnetometría de muestra vibrante para el cálculo de INM y austenita retenida final.....	49
3.1.8 Propiedades físicas teóricas de los metales base .....	50
3.1.8.1 Resistividad eléctrica .....	50
3.1.8.2 Conductividad térmica .....	53
3.1.8.3 Desarrollo de fases intermetálicas.....	54
3.2 Caracterización mecánica del metal base .....	57
3.2.1 Microdureza HV .....	57
3.2.2 Ensayo de tensión uniaxial .....	58
3.2.3 Análisis fractográfico.....	60
3.3 Caracterización de las uniones soldadas de los aceros TRIP .....	66
3.3.1 Inspección visual de las uniones soldadas .....	66
3.3.1 Microscopia óptica.....	67
3.3.2 Microscopia electrónica de barrido. ....	70
3.3.2.1 Análisis EBSD de las zonas de soldadura de los aceros TRIP .....	70
3.3.2.2. Caracterización de las regiones de las uniones soldadas. ....	73
3.3.3 Difracción de rayos –X.....	82
3.3.3.1 Cuantificación de austenita retenida en las uniones soldadas.....	82
3.3.4 Magnetometría de muestra vibrante .....	84

3.3.4.1 Cuantificación de austenita retenida e inclusiones no metálicas en las uniones soldadas.	84
3.3.5 Ajuste de las técnicas de difracción de rayos-X, y magnetometría de muestra vibrante para el cálculo de austenita retenida final.	87
3.3.6 Efecto de las propiedades físicas de los aceros TRIP sobre el proceso de soldadura por puntos de resistencia.	89
3.4 Caracterización mecánica de las uniones soldadas de los aceros TRIP	91
3.4.1 Microdureza	91
3.4.2 Resistencia a la tensión cortante	93
3.4.2.1 Carga máxima	93
3.4.2.2 Modo de falla de los puntos de soldadura	94
3.4.2.3 Análisis fractográfico	97
3.4.2.4 Curvas carga-desplazamiento	102
3.4.2.5 Deformación máxima y energía absorbida	103
<b>CAPÍTULO IV. CONCLUSIONES</b>	108
4.1 Recomendaciones y trabajo futuro	112
<b>REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b>	114

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1. Clasificación de aceros AHSS.	2
Figura 2. Ilustración esquemática del tratamiento térmico TRIP para obtener una estructura con ferrita, bainita y austenita retenida.	8
Figura 3. Parámetros del tratamiento térmico TRIP.	9
Figura 4. Representación esquemática de la soldadura de puntos por resistencia (SPR).	20
Figura 5. Probetas con diferentes modos de falla; a) falla interfacial, b) falla parcial y c) falla completa.	21
Figura 6. Diagrama de flujo del procedimiento experimental	26
Figura 7. Laminado en caliente y en frío de los aceros bajo estudio	27
Figura 8. Representación esquemática del tratamiento térmico para generar la microestructura TRIP.	28
Figura 9. Zonas y dimensiones de las probetas de soldadura.	29
Figura 10. Representación esquemática del barrido de dureza aplicado sobre la sección transversal de los botones de soldadura.	32

Figura 11. Representación esquemática del barrido de dureza aplicado sobre la sección transversal de los botones de soldadura. ....	33
Figura 12. Representación esquemática de las probetas sujetas al ensayo de tensión. ....	34
Figura 13. Representación esquemática de las probetas sujetas al ensayo de tensión cortante. ....	34
Figura 14. Diagramas de transformación continua (CCT) de los aceros TRIP bajo estudio. ....	37
Figura 15. Microestructura de los metales base de los aceros TRIP bajo estudio. ....	39
Figura 16. Imágenes de las microestructuras de los aceros; a) S1, b) S2 y c) S3, obtenidas por medio de EBSD. ....	42
Figura 17. Inclusiones no metálicas encontradas en los metales base de los aceros TRIP. ....	44
Figura 18. Patrones de difracción de rayos – X obtenidos de los metales base de los aceros TRIP. ....	46
Figura 19. Curvas de magnetización obtenidas en los metales base y de referencia de cada uno de los aceros. ....	47
Figura 20. Curvas de resistividad eléctrica obtenidas en cada uno de los aceros TRIP. ....	50
Figura 21. Curvas de conductividad térmica obtenidas para cada uno de los aceros TRIP. ....	54
Figura 22. Diagramas de precipitación de fases calculados para cada uno de los aceros TRIP. ....	55
Figura 23. Curvas esfuerzo – deformación exhibidas por el metal base de los aceros TRIP. ....	59
Figura 24. Modo de falla del metal base del acero S1, con sus correspondientes microanálisis EDS de las partículas incrustadas en su matriz. ....	63
Figura 25. Modo de falla del metal base del acero S2, con sus correspondientes microanálisis EDS de las partículas incrustadas en su matriz. ....	63
Figura 26. Modo de falla del metal base del acero S3, con sus correspondientes microanálisis EDS de las partículas incrustadas en su matriz. ....	64
Figura 27. Modo de falla del metal base del acero S4, con sus correspondientes microanálisis EDS de las partículas incrustadas en su matriz. ....	64
Figura 28. Modo de falla del metal base del acero S5, con sus correspondientes microanálisis EDS de las partículas incrustadas en su matriz. ....	65
Figura 29. Modo de falla del metal base del acero S6, con sus correspondientes microanálisis EDS de las partículas incrustadas en su matriz. ....	65
Figura 30. Puntos de soldadura exhibiendo superficies libres de defectos de soldadura. ....	66
Figura 31. Sección transversal de los puntos de soldadura generados en cada acero. ....	68
Figura 32. Macroestructuras de las zonas de soldadura generadas en los aceros TRIP sobre su sección transversal. ....	69
Figura 33. Imágenes de las microestructuras de la zona afectada térmicamente de los aceros; a) S1, b) S2 y c) S3, obtenidas por medio de EBSD. ....	71
Figura 34. Imágenes de las microestructuras de la zona de fusión de los aceros; a) S1, b) S2 y c) S3, obtenidas por medio de EBSD. ....	72
Figura 35. Interfaces MB – ZAT – ZF generadas en los puntos de soldadura de los aceros TRIP; a) Acero S1, b) Acero S2, c) Acero S3, d) Acero S4, e) Acero S5 y f) Acero S6. ....	74
Figura 36. Detalle microestructural de las diferentes regiones generadas por el proceso de soldadura. ....	75
Figura 37. Análisis químicos lineales a través de las interfaces de los puntos de soldadura de cada acero TRIP; a) Acero S1, b) Acero S2, c) Acero S3, d) Acero S4, e) Acero S5 y f) Acero S6. ....	76

Figura 38. Análisis químicos lineales a lo largo de partículas precipitadas presentes en las zonas afectadas térmicamente de los aceros TRIP.....	79
Figura 39. Microanálisis EDS puntuales aplicados sobre partículas localizadas en las zonas de fusión de los aceros TRIP; a) Acero S1, b) Acero S2, c) Acero S3, d) Acero S4, e) Acero S5 y f) Acero S6. ....	81
Figura 40. Patrones de microdifracción de rayos-X obtenidos en: a) zonas de fusión y b) zonas afectadas térmicamente de los aceros TRIP.....	83
Figura 41. Porcentajes de austenita retenida presentes en las zonas de soldadura y metales base de los aceros TRIP.....	84
Figura 42. Curvas de saturación magnética obtenidas en; a) metales base (AR+INM), b) metales base con tratamiento (REF (INM)), c) AR+INM en ZF, d) AR+INM en ZAT, e) INM en ZF y f) INM en ZAT.....	85
Figura 43. Porcentajes de inclusiones no metálicas presentes los metales base y zonas de soldadura de los aceros TRIP. ....	87
Figura 44. Valores de microdureza HV0.2 obtenidos a lo largo de las zonas que conforman la unión soldada. ....	91
Figura 45. Relación entre la carga máxima soportada y el diámetro del punto de soldadura.....	93
<b>Figura 46.</b> Modos de falla exhibidos por los puntos de soldadura de los aceros bajo estudio; a) S1 steel, b) S2 steel, c) S3 steel, d) S4 steel, e) S5 steel and f) S6 steel.....	95
Figura 47. Modo de falla de la unión soldada del acero S1, con sus correspondientes microanálisis EDS de las partículas incrustadas en su matriz. ....	99
Figura 48. Modo de falla de la unión soldada del acero S2, con sus correspondientes microanálisis EDS de las partículas incrustadas en su matriz. ....	99
Figura 49. Modo de falla de la unión soldada del acero S3, con sus correspondientes microanálisis EDS de las partículas incrustadas en su matriz. ....	100
Figura 50. Modo de falla de la unión soldada del acero S4, con sus correspondientes microanálisis EDS de las partículas incrustadas en su matriz. ....	100
Figura 51. Modo de falla de la unión soldada del acero S5, con sus correspondientes microanálisis EDS de las partículas incrustadas en su matriz. ....	101
Figura 52. Modo de falla de la unión soldada del acero S6, con sus correspondientes microanálisis EDS de las partículas incrustadas en su matriz. ....	101
Figura 53. Curvas carga – desplazamiento presentadas por cada una de las uniones de soldadura de los aceros TRIP.....	102
Figura 54. Desplazamiento máximo promedio exhibido por cada una de las uniones soldadas de los aceros. ....	104
Figura 55. Energía absorbida máxima promedio por cada una de las uniones soldadas de los aceros TRIP.....	105

## ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 1. Composición química y temperaturas de transformación de los acero TRIP bajo estudio. ....	35
Tabla 2. Porcentajes de austenita retenida presente en los metales base de los aceros TRIP. ....	46
Tabla 3. Valores de magnetización obtenidos en los metales base y de referencia de cada uno de los aceros. ....	48
Tabla 4. Contenidos de austenita retenida e inclusiones no metálicas presentes en los metales base de los aceros TRIP. ....	49
Tabla 5. Porcentajes de inclusiones no metálicas presentes en los metales base de los aceros TRIP. ...	49
Tabla 6. Temperaturas de formación de las fases precipitadas presentes en los aceros TRIP. ....	56
Tabla 7. Microdurezas HV obtenidas en el metal base de los aceros TRIP. ....	58
Tabla 8. Valores de esfuerzo máximo y porcentaje de alargamiento soportados por el metal base de los aceros TRIP. ....	59
Tabla 9. Valores de magnetización de los especímenes con contenidos de austenita (BM $M_{sc}$ ) y sin contenidos de austenita (REF $M_{sf}$ ). ....	86
Tabla 10. Valores de saturación magnética de los especímenes sin contenidos de AR. ....	87



## GLOSARIO DE TERMINOS

$A_{CI}$	Temperatura de inicio de transformación austenítica.
$A_{C3}$	Temperatura de transformación austenítica final.
A	Corriente
CE	Carbón equivalente
CP	(Complex Phase) Acero de fase compleja.
CCT	(Continuous Cooling Transformation) Diagramas de transformación bajo enfriamiento continuo
AHSS	(Advanced High Strength Steels) Aceros avanzados de alta resistencia y baja aleación.
DP	(Dual Phase) Aceros de fase doble.
DRX	Difracción de rayos- X.
EEA	Espectroscopía de emisión atómica.
EDS	(Energy Dispersion Spectroscopy) Espectroscopia de dispersión de energía.
$f_i$	Fracción volumétrica de inclusiones no metálicas.
$f_y$	Fracción volumétrica de austenita retenida.
GTAW	(Gas Tungsten Arc Welding) soldadura por arco de tungsteno con gas inerte.
GF	Grano fino.
GG	Grano grueso.
HSLA	(High Strength Low Alloy) Aceros de alta resistencia y baja aleación.
HV	(High Vickers) Dureza Vickers.

INM	Inclusiones no metálicas.
IC	Intercrítico.
ISB	(Isothermal bainitic temperature) Temperatura de recocido bainítico.
IAT	(Intercritical annealing temperature) Temperatura de recocido intercrítico.
kN	Kilo Newtons.
LBW	(Laser Beam Welging) soldadura laser.
$M_s$	Saturación magnética.
$M_S$	Temperatura de inicio de transformación martensítica.
MS	(Martensitic Steel) Acero martensítico.
MO	Microscopia óptica.
MMV (VSM)	Magnetometría de muestra vibrante (Vibrating Magnetic Sample).
MEB (SEM)	Microscopia electrónica de barrido (Scanning Electron Microscopy).
MB	Metal base sin afectar.
MPa	Mega Pascales.
Q	Calor aportado.
R	Resistencia.
SPR (RSW)	Soldadura de puntos por resistencia (Resistance Spot Welding)
SC	Subcrítico.
TRIP	(Transformation Induced Plasticity) Aceros de plasticidad inducida por transformación.
TWIP	(Twinning Induced Plasticity Steel) Aceros de plasticidad inducida por maclado.
$T_C$	Temperatura de Curie.

$T_1$	Temperatura de etapa intercrítica.
$t_1$	Tiempo de mantenimiento de la etapa intercrítica.
$T_2$	Temperatura de etapa isotérmica bainítica.
$t_2$	Tiempo de mantenimiento de la etapa isotérmica bainítica.
$t$	Tiempo.
$\mu\text{m}$	Micras $1 \times 10^{-6}\text{m}$ .
$\mu\text{SXR D}$	Microdifracción de rayos-X .
$V_0$	Velocidad de calentamiento.
$V_1$	Velocidad de enfriamiento intermedia.
$V_2$	velocidad de enfriamiento final.
$Y_{\text{RA}}$	Austenita retenida.
ZF	Zona de fusión.
ZAT	Zona afectada térmicamente.
$\alpha$	Ferrita.
$\alpha_\beta$	Bainita.
$\alpha'$	Martensita.
$\varepsilon$	Deformación unitaria
$\sigma$	Esfuerzo.

## RESUMEN

Los altos niveles de contaminación generados por las emisiones de CO<sub>2</sub> han llevado a la industria automotriz a involucrarse en la producción de vehículos de bajo consumo de combustible. Entre las principales soluciones propuestas, la reducción del peso neto de los vehículos es prometedora. Este objetivo se logra mediante el uso de aceros avanzados de alta resistencia, particularmente aceros TRIP, cuya combinación entre alta resistencia y ductilidad permite el uso de láminas de espesores delgados. Sin embargo, su baja soldabilidad limita su aplicación industrial.

En el presente trabajo de investigación se estudiaron seis aceros avanzados de alta resistencia de plasticidad inducida por transformación (TRIP) con diferentes contenidos de aleación para examinar la influencia de la composición química sobre sus microestructuras iniciales, específicamente sobre sus contenidos de austenita retenida e inclusiones no metálicas y el efecto de ambas sobre las propiedades eléctricas y térmicas de cada acero, y así, correlacionar su influencia sobre las uniones mediante soldadura de puntos por resistencia de los aceros TRIP, y finalmente el impacto del proceso de soldadura sobre la descomposición de austenita retenida y formación de inclusiones no metálicas dentro del zonas de soldadura y la influencia de estas sobre las propiedades mecánicas finales de las uniones soldadas.

Las microestructuras de los metales base y de las zonas de soldadura se caracterizaron por microscopía óptica y electrónica de barrido. La fracción volumétrica de austenita retenida en los metales base se cuantificó mediante difracción de rayos X, mientras que micro difracción de rayos X ( $\mu$ SXRD) se utilizó para el mismo propósito en las zonas de soldadura. La caracterización de inclusiones no metálicas se evaluó mediante microscopía electrónica de barrido y sus contenidos en los metales base y zonas de soldadura se evaluaron mediante la técnica de magnetización. Las propiedades eléctricas y térmicas, así como la precipitación de fases en equilibrio de los aceros TRIP se predijeron utilizando el software JMatPro ©. Los ensayos de tensión y de tensión por corte se utilizaron para determinar las propiedades mecánicas de los metales base y de las uniones soldadas respectivamente, mientras que el ensayo de microdureza se realizó en ambas condiciones.

Los resultados indicaron que altos contenidos de Si, C, Al y Mn en aceros TRIP aumentan la retención de austenita y aumenta el contenido de inclusiones no metálicas. Se encontró que las inclusiones no metálicas afectan las propiedades térmicas y eléctricas de los aceros TRIP y que las diferencias de

ambas propiedades físicas tienden a generar diferentes velocidades de enfriamiento después del proceso de soldadura. El estudio de  $\mu$ SXRD indicó rastros de austenita retenida en las zonas afectadas por el calor en aquellos aceros con altos contenidos de Si, donde las temperaturas intercríticas de recocido fueron cercanas a  $A_{CI}$ . A partir de la técnica de magnetización, se encontró que los contenidos de inclusiones no metálicas en las zonas de fusión fueron más altos que en los metales base y zonas afectadas por el calor. Los resultados del ensayo de tensión por corte indicaron que el diámetro de los puntos de soldadura están fuertemente correlacionados con los modos de falla que cada unión presentó y que las propiedades mecánicas de los puntos de soldadura son afectadas por la presencia de inclusiones no metálicas pero principalmente por la descomposición de austenita retenida presente en la zona afectada térmicamente.

Aceros TRIP, Propiedades físicas, Soldadura de resistencia, Inclusiones no metálicas, Austenita retenida.

## ABSTRACT

High levels of pollution generated by CO<sub>2</sub> emissions have led the automotive industry to get involved in the production of fuel-efficient vehicles. Among the main proposed solutions, net weight reduction of vehicles is a promising one. This purpose is properly achieved by the introduction of advanced high strength steels, particularly TRIP steels, whose combination of high strength and ductility allows to use thinner gauge sheets. However, their poor weldability limits its industrial application.

In the present investigation, six advanced high-strength low alloy transformation induced plasticity (TRIP) steels with different alloying contents were studied in order to examine the influence of the chemical composition on the initial microstructures. Particularly on the retained austenite and non-metallic inclusions initial contents. Also to analyze the effect of those features on the electrical and thermal properties of all steels in order to correlate their influence over the resistance spot welding nuggets of the TRIP steels. Finally, to examine the impact of the welding process over the retained austenite decomposition and non-metallic inclusions development within the welded zones and the influence of these on the final mechanical properties of the spot welds.

Base metals and spot welds microstructures were characterized by means of optical and scanning electron microscopy. Volume fractions of retained austenite of base metals were quantified by X-ray diffraction while X-ray micro diffraction ( $\mu$ SXRD) was used for the same purpose in the welded zones. Non-metallic inclusions characterization was assessed by using scanning electron microscopy and their contents in base metals and welded zones were assessed by means of the saturation magnetization technique. Electrical and thermal properties and equilibrium phases of TRIP steels were predicted using JMatPro<sup>®</sup> software. Tensile test and lap shear tensile test were used in order to determine base metals and welded joints mechanical properties respectively, while micro hardness test was performed in both base and welded conditions.

Results indicated that high contents of Si, C, Al and Mn in TRIP steels increase both retained austenite and non-metallic inclusion contents. It was found that non-metallic inclusions affect the thermal and electrical properties of TRIP steels and that the differences between these properties tend to generate different cooling rates during welding process.  $\mu$ SXRD diffraction tests indicated traces of retained austenite in the heat affected zones of the spot welds of those steels with Si-enriched chemical composition where intercritical annealing temperatures were closer to  $A_{CI}$ . Whereas the non-metallic

inclusion contents in the fusion zones were higher than those in the base metals and heat affected zones of the steels according to the magnetic studies. Lap shear tension test results showed that the nugget diameter is strongly correlated with the failure mode of the spot weld and that the mechanical properties of spot welds are affected by the presence of non-metallic inclusions but in a major way by the decomposition of retained austenite in the heat affected zones.

## INTRODUCCIÓN

Actualmente la industria automotriz, en su empeño por optimizar el rendimiento de los vehículos ha llevado a que se desarrollen nuevas generaciones de aceros, las cuales son más ligeras, seguras y tienen un mejor impacto ecológico. Como resultado, aceros tradicionales, tales como los aceros al carbón y los aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA – High Strength Low Alloy) están siendo reemplazados gradualmente por aceros avanzados de alta resistencia (AHSS - Advanced High Streght Steels) debido a la mejor combinación entre resistencia y ductilidad que estos presentan. Un ejemplo de la familia de los AHSS son los aceros de transformación inducida por plasticidad (TRIP – Transformation Induced Plasticity) son una de las aleaciones que ofrecen una de las más altas combinaciones entre ambas propiedades comparados con los aceros microaleados y otro tipo de aleaciones como los aceros doble fase (DP – Dual Phase). Otra propiedad importante que presentan los aceros TRIP es la habilidad de absorber altas cantidades de energía durante un impacto debido a la transformación de austenita retenida a martensita durante la deformación. La combinación superior de propiedades mecánicas tales como resistencia, ductilidad y formabilidad que presentan los aceros TRIP se logra a través de una microestructura cuidadosamente diseñada. La microestructura típica de un acero TRIP, está constituida por ferrita ( $\alpha$ ), bainita ( $\alpha_\beta$ ) y austenita retenida ( $\gamma_{RA}$ ) usualmente alrededor del 5-20%, distribuida en la matriz. El tamaño, forma, composición química y la fracción volumétrica de los constituyentes microestructurales, especialmente la austenita retenida, son de vital importancia sobre las propiedades mecánicas del acero.

En el sector automotriz, el proceso de soldadura de puntos por resistencia (RSW – Resistance Spot Welding) es empleado ampliamente para la unión de partes y componentes. Un vehículo contiene aproximadamente entre 3000 y 5000 puntos de soldadura, los cuales, para un rendimiento óptimo durante un impacto no deben presentar fallas, lo que se traduciría en una absorción máxima de energía o dicho de otro modo deben exhibir un comportamiento mecánico similar al de los metales base. Sin embargo, el ciclo térmico que implica un proceso de soldadura destruye la microestructura característica de los aceros TRIP, esto aunado a otro factor tal como lo es el alto carbono equivalente que presenta la aleación debido a los altos contenidos de elementos aleantes (C, Si, Mn), generan que las uniones soldadas de aceros TRIP fracturen frágilmente en la zona de fusión de la soldadura (botón de soldadura), así, las propiedades mecánicas del acero son afectadas, lo cual limita la aplicación



comercial de las partes, motivo por el cual los aceros DP se emplean de manera más extensa en la industria automotriz debido a que sus uniones soldadas presentan buenas propiedades mecánicas y muestran fractura completa, la cual se da en la zona afectada térmicamente del material o en el metal base, siendo este tipo de falla el único mecanismo que no compromete el desempeño del botón de soldadura al absorber energía generada por deformación. La diferencia principal entre los aceros TRIP y los aceros DP radica en el porcentaje de silicio como elemento de aleación presente en la composición química, siendo las composiciones químicas de los aceros TRIP las que contienen mayores porcentajes de silicio.

Hasta el momento existe una cantidad muy limitada de estudios que detallen la evolución metalúrgica en la zona del botón de soldadura, debido a esto, es necesario realizar un análisis sistemático de la evolución microestructural del acero TRIP durante el proceso de soldadura para poder explicar el comportamiento mecánico de la unión soldada, en particular, estudiando el proceso de soldadura de puntos por resistencia y el efecto del ciclo térmico sobre las transformaciones de fases del material y el comportamiento del silicio sobre la cantidad final de austenita retenida y constituyentes microestructurales como inclusiones no metálicas.

## JUSTIFICACIÓN

Los aceros TRIP han sido considerados como uno de los aceros estructurales más ampliamente prometedores entre los aceros AHSS, a razón de que estos exhiben la mejor combinación entre alta resistencia y ductilidad, esta excelente composición es el resultado de la presencia de austenita retenida ( $\gamma_{RA}$ ). No obstante, solo una baja cantidad, alrededor de 4% de este acero es usada en la industria automotriz comparada con los aceros doble fase cuyo porcentaje asciende al 52% [1]. El problema de los aceros TRIP es la baja soldabilidad que presentan estas aleaciones cuya composición química tradicional contiene altas cantidades de elementos aleantes: C 0.1 – 0.4%, Mn 0.5 - 2% y Si 0.5 - 2%, y a la descomposición de la  $\gamma_{RA}$ , durante el proceso de soldadura debido a las altas velocidades de enfriamiento propias del proceso. Diferentes investigaciones [1, 2] han sido reportadas para mejorar las propiedades mecánicas del acero soldado TRIP, pero estas no ofrecen información relevante respecto a la evolución microestructural durante el proceso de soldadura, la correlación de la microestructura soldada con las propiedades mecánicas y el efecto del silicio sobre la estabilidad de la  $\gamma_{RA}$  y la formación de inclusiones no metálicas.

Por lo citado anteriormente, es importante estudiar el efecto del proceso de soldadura de resistencia por puntos y los ciclos térmicos que este involucra sobre el comportamiento de los elementos de aleación en la zona de fusión (botón de soldadura). En aceros TRIP, la  $\gamma_{RA}$  que se presenta en la microestructura tiene un papel importante debido a que esta transforma en martensita durante la deformación absorbiendo grandes cantidades de energía. Por esto, es sustancial estudiar la fracción volumétrica de  $\gamma_{RA}$  y su contenido de carbón antes y después del proceso de soldadura, y el efecto que tiene el silicio como elemento aleante en la transformación de fase, especialmente en la estabilización de la  $\gamma_{RA}$  y la formación de inclusiones no metálicas para poder correlacionar las propiedades mecánicas de la unión soldada con la microestructura presente.

## HIPÓTESIS

La fracción volumétrica de austenita retenida ( $\Upsilon_{RA}$ ) en la zona de fusión y ZAT de un acero TRIP soldado podría variar de acuerdo al contenido de silicio que presente la aleación, altas cantidades de  $\Upsilon_{RA}$  originarían que el botón de soldadura ofrezca propiedades mecánicas similares a las del metal base. Sin embargo, altos porcentajes de silicio podrían generar la presencia de inclusiones no metálicas en el metal base y la unión soldada que comprometerían el comportamiento mecánico del botón de soldadura. Se plantea así, la existencia de un porcentaje adecuado en el contenido de silicio en un acero TRIP, el cual pueda generar una cantidad importante de  $\Upsilon_{RA}$  estable sin que las propiedades mecánicas del metal base y botón de soldadura se vean afectadas por la formación excesiva de precipitados no metálicos.

## OBJETIVOS

### *Objetivo general*

El objetivo de la presente investigación es estudiar el comportamiento de los elementos de aleación (Si y C) de un acero TRIP soldado, analizando la evolución microestructural durante el ciclo térmico de soldadura por puntos de resistencia y el efecto del silicio sobre el porcentaje de la fracción volumétrica de  $\Upsilon_{RA}$  e inclusiones no metálicas en el metal base, zona de fusión de la unión soldada y en la zona afectada térmicamente de la unión.

### *Objetivos específicos*

1. Diseñar y fabricar aceros con diferentes porcentajes de silicio y carbono como elemento de aleación.
2. Caracterizar mecánica y microestructural de los aceros fabricados.
3. Diseñar y realizar del tratamiento térmico para generar la microestructura TRIP en los metales fabricados (tratamiento térmico TRIP).
4. Caracterizar microestructuralmente los aceros TRIP y sus uniones soldadas (MO, MEB).
5. Determinar la cantidad de austenita retenida en los metales base, zonas de fusión y zonas afectadas térmicamente de los aceros TRIP mediante difracción de rayos- X (DRX) y magnetometría de muestra vibrante (VSM).
6. Determinar el grado de segregación de los elementos de aleación en los puntos de soldadura mediante análisis químico puntual, lineal y mapeo de SEM/EDS.
7. Determinar las propiedades mecánicas de los metales base y sus uniones soldadas mediante ensayos de microdureza y ensayo mecánico de tensión cortante.

8. Determinar la naturaleza de la fractura de las uniones ensayadas.
  
9. Correlacionar la microestructura, cantidad de austenita retenida generada y su contenido de carbono con los porcentajes de elementos de aleación presentes en cada acero, antes y después del proceso de soldadura, además del efecto del silicio sobre la formación de inclusiones no metálicas y los efectos de estas sobre las propiedades mecánicas finales de las uniones soldadas.

# CAPÍTULO I. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

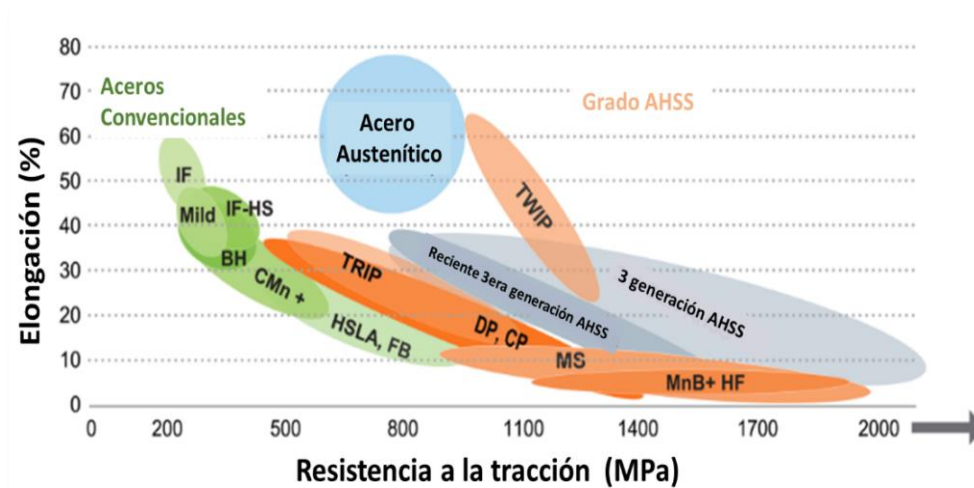
## *1.1 Introducción a los aceros avanzados de alta resistencia*

Los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) son aceros con una resistencia máxima de al menos 500 MPa. Son aceros multifásicos que pueden contener ferrita, martensita, bainita y/o austenita retenida en cantidades suficientes para producir propiedades mecánicas excepcionales (dadas por un endurecimiento por transformación). Estos aceros muestran una excelente combinación entre buena resistencia mecánica y una excelente facilidad de conformado, que es el resultado de sus excelentes características de endurecimiento por deformación. Estos aceros son especialmente promisorios en la fabricación de carrocerías en la industria automotriz resistentes al choque, donde se requiere rigidez, resistencia y absorción de energía en cada una de las partes que la conforman.

## *1.2 Clasificación de los aceros avanzados de alta resistencia*

La asociación mundial del acero clasifica los aceros AHSS en base a su designación metalúrgica [3], donde se pueden mencionar a las siguientes familias principales, cuyas resistencias y porcentajes de elongación se muestran en la **Figura 1**.

- Aceros de Doble Fase (Dual Phase, DP)
- Aceros de Transformación Inducida por Plasticidad (Transformation-Induced Plasticity, TRIP)
- Aceros de Fase Compleja (Complex Phase, CP)
- Aceros Martensíticos (Martensitic, MS)
- Aceros de Transformación Inducida por Maclaje (aceros TWIP)



**Figura 1.** Clasificación de aceros AHSS.

### **1.3 Aceros TRIP**

Entre los aceros AHSS, el acero TRIP, es uno de los materiales que ofrece una de las más altas combinaciones entre resistencia y ductilidad, además de la habilidad de absorber grandes cantidades de energía. Esta combinación superior de propiedades se logra debido a la multifacética microestructura de los aceros TRIP, la cual es especialmente diseñada para soportar altos grados de deformación. Los aceros TRIP fueron desarrollados alrededor de 1980 como resultado de un intenso estudio llevado a cabo en el Instituto del Acero de Japón (Nippon Steel Institute). Sin embargo, su aplicación en la industria automotriz se vio reflejada después de 2 décadas cuando la optimización de su composición química, tratamiento térmico y microestructura se ajustó a las necesidades de la industria automotriz.

#### **1.3.1 Composición química de los aceros TRIP**

Los elementos de aleación influyen directamente sobre las transformaciones de fase, microestructura y propiedades mecánicas finales del acero, debido a que las características principales de los aceros TRIP están basadas en la presencia de austenita retenida, el papel más importante de los elementos de aleación es el de mejorar la templabilidad de la fase austenítica para prevenir la formación de perlita durante el primer enfriamiento desde el recocido intercrítico hasta el temple bainítico y así preservar el carbono en la austenita retenida, además, de asegurar la cinética necesaria de la formación de bainita y

el enriquecimiento apropiado del resto de austenita con carbono para disminuir la temperatura  $M_s$  por debajo de la temperatura ambiente.

Los aceros TRIP convencionales contienen alrededor de un 3.5% de elementos de aleación. El carbono se mantiene como el principal elemento de aleación con un porcentaje que varía entre 0.2 y 0.55 %, junto con el manganeso y el silicio cuyos porcentajes se encuentran en rangos entre 0.2 y 2.5 % y 0.4 y 1.9 %, respectivamente [4, 5]. Estos elementos son sustituidos o añadidos junto con aluminio, fósforo, cromo y molibdeno para asegurar la microestructura y propiedades mecánicas requeridas del acero. La importancia de estos elementos en la transformación de fases del acero TRIP se describe a continuación.

#### ***1.3.1.1 Efecto de los elementos de aleación***

La presencia de silicio, aluminio y otros estabilizadores de la fase ferrítica en la composición química de aceros TRIP es necesaria para suprimir la formación de carburos durante la etapa isotérmica bainítica con la finalidad de enriquecer de carbono la austenita retenida y facilitar la formación de ferrita bainítica. Además de silicio, otros elementos estabilizadores de ferrita como aluminio, fósforo, vanadio, cromo, molibdeno, titanio y niobio suelen ser utilizados para disminuir los altos porcentajes de silicio que necesarios para el proceso de galvanizado.

#### ***1.3.1.2 Carbono***

Es el principal elemento estabilizador de austenita a temperatura ambiente. Se puede agregar en cantidades desde 0.12 hasta 0.55%, sin embargo, aleaciones nobles contienen desde 0.15 hasta 0.25% con el propósito de mejorar su soldabilidad. El carbono determina la cantidad de austenita formada durante el recocido intercrítico. Este se sitúa en la austenita durante el tratamiento térmico reduciendo la temperatura de inicio de transformación martensítica. Como resultado, la cantidad requerida de austenita para obtener las propiedades del acero TRIP es retenida en la microestructura. Además, el carbono es el elemento de aleación que más incrementa la dureza de la austenita.



### **1.3.1.3 Silicio**

Es el principal elemento de aleación en aceros TRIP convencionales, gracias al silicio la retención de austenita es factible en aceros con contenidos relativamente bajos de carbono, debido a que su presencia facilita el enriquecimiento de carbono en la austenita, lo que conlleva a obtener fracciones volumétricas más grandes y estables de austenita retenida. Adiciones por encima del 1% retardan la precipitación de carburos, esta inhibición previene la formación de cementita bainítica y facilita la saturación de carbono en la austenita retenida. El silicio incrementa la temperatura a la cual la cementita empieza a precipitar en la ferrita, además, de dificultar la formación de ferrita durante el proceso de temple bainítico en el tratamiento térmico del acero TRIP, esto debido a su baja solubilidad en cementita. Añadido en cantidades que varían desde 1.5 hasta 2%, el acero TRIP presenta la mejor combinación en propiedades mecánicas. Sin embargo, el uso de altos contenidos de silicio genera la formación de una delgada capa de óxido en la superficie del acero, esta capa dificulta el mojado del zinc líquido durante el galvanizado, lo cual compromete la integridad del mismo generando que la aleación presente bajas propiedades anticorrosivas durante su aplicación. Esta capa de óxido también genera que la soldabilidad de la aleación disminuya.

### **1.3.1.4 Manganeso**

Los aceros TRIP contienen aproximadamente desde un 1.5 hasta 1.8% de manganeso, es un fuerte estabilizador de austenita, este reduce la temperatura de precipitación de cementita y de este modo incrementa la concentración de carbono en la austenita. El manganeso también previene la formación de perlita, disminuye la temperatura  $M_S$  pero retarda la formación de bainita. Dicho elemento también incrementa la dureza y resistencia de la fase austenítica al entrar en solución sólida. Sin embargo, altas cantidades de manganeso (2.5%) generan bandeado y una excesiva estabilización de austenita retenida [6], además al inhibir la formación de ferrita puede reducir el enriquecimiento de carbono en la austenita durante el enfriamiento inicial, lo cual provoca que las propiedades del acero sean disminuidas.

### **1.3.1.5 Aluminio**

El aluminio se utiliza principalmente como un sustituto parcial del silicio en aceros TRIP, ambos, aluminio y silicio son insolubles en cementita y retardan su formación. Caso contrario al silicio, el aluminio incrementa la cinética de la formación bainítica [7], por consiguiente su presencia reduce el tiempo de temple bainítico. Sin embargo, la limitada solubilidad del aluminio como elemento endurecedor sustitucional comparada con la del silicio en aceros, hace necesario el uso de otros elementos endurecedores por solución sólida como el fósforo cuando se reemplaza silicio por aluminio.

### **1.3.1.6 Otros elementos de aleación**

El fósforo se añade principalmente a aleaciones TRIP que contienen aluminio en porcentajes aproximados de 0.05 – 0.1 %, con el propósito de endurecer al material por solución sólida para alcanzar las propiedades mecánicas requeridas. El fósforo al igual que el silicio suprime también la formación de cementita e incrementa la cantidad de austenita retenida a temperatura ambiente [8]. Así, al añadir fósforo se reducirá también la cantidad de aluminio y silicio presente en el acero. El uso de grandes cantidades de fósforo (>0.25 %) genera la formación de fosfuro de hierro ( $Fe_3P$ ), el cual es perjudicial para las propiedades mecánicas del acero. Aproximadamente 0.2 % de molibdeno es añadido a los aceros TRIP. Durante el recocido a temperaturas entre 500 y 520 °C, el molibdeno dificulta la formación de perlita y ferrita debido a su efecto en la cinética de la formación de carburos en el acero, disminuyendo  $A_{C1}$  hasta 35 °C en concentraciones de 0.15 %. Esto hace posible la formación de la microestructura TRIP. El molibdeno actúa como un estabilizador de la fase austenítica cuando se añade en pequeñas cantidades y de la fase ferrítica en grandes cantidades. El cromo, estabilizador de la fase ferrítica, incrementa la dureza de la austenita al entrar en solución sólida. Durante el recocido bainítico, el cromo ralentiza la reacción bainítica. El cobre y el níquel, actúan como estabilizadores de la fase austenítica, adiciones de ambos elementos son benéficas para la formación de austenita retenida e incrementan la ductilidad de los aceros TRIP. Ambos elementos actúan como endurecedores por solución sólida en los aceros TRIP.

El niobio, puede estar presente parcialmente en solución sólida o en forma de carbonitruros. Su efecto principal sobre la microestructura y propiedades de los aceros TRIP se refiere al refinamiento de grano que se logra durante la recristalización en el proceso de laminado en caliente y recocido de material

laminado en frío. Esto, a su vez, acelera la transformación de austenita facilitando la formación de nueva ferrita que promoverá el enriquecimiento de carbono de la fase austenítica. La adición de niobio, retarda la formación de bainita, lo cual puede ser atribuido al bloqueo de los sitios de nucleación por carbonitruros finos dispersados en la matriz. El vanadio y el titanio no afectan la cantidad o estabilidad de la austenita retenida, su efecto principal se ve reflejado en el aumento de dureza de los aceros TRIP. Titanio, niobio y vanadio en ocasiones son añadidos para producir aceros TRIP con resistencias superiores ( $> 800$  MPa).

#### ***1.4 Transformación inducida por plasticidad (efecto TRIP)***

En aleaciones ferrosas con composición química adecuada, la transformación de austenita a martensita puede lograrse en dos formas: al enfriar bruscamente la austenita por debajo de su temperatura de inicio de transformación de martensita ( $M_s$ ), o al aplicar un esfuerzo bajo condiciones apropiadas, a temperaturas superiores a  $M_s$ .

El primer caso constituye el procedimiento que se sigue en los procesos de tratamiento térmico de endurecimiento por temple, en los que la pieza o la sección a endurecer se calienta por encima de la temperatura de austenitización, para que parte de la microestructura, o toda ella, transforme a austenita cuya estructura cristalina es fcc, un enfriamiento brusco en un medio adecuado evita un reacomodo de los átomos a una estructura cristalina bcc, distorsionando la estructura de los átomos para formar una estructura tetragonal compacta, llamada martensita.

El segundo caso se presenta cuando un esfuerzo se aplica a los granos de austenita. Si este esfuerzo es superior a la resistencia de cedencia de la austenita inicial, la red cristalina se deforma plásticamente y propicia así la formación de martensita. Bajo estas condiciones, se dice que ha ocurrido una ***transformación martensítica inducida por deformación***. Este fenómeno se conoce como ***plasticidad inducida por transformación (Transformation Induced Plasticity, TRIP)*** [9].

Si el fenómeno TRIP se presenta en aceros austeníticos, estos son llamados aceros TRIP. Este mismo fenómeno también puede detectarse en aceros cuya microestructura incluye austenita retenida en cantidades mínimas de entre un 10 y un 15%. Estos últimos, se denominan aceros TRIP asistidos. En

ambos casos, el efecto TRIP se manifiesta como una transformación de la austenita a martensita como consecuencia de una deformación mecánica. Sin embargo, se presentan diferencias en los mecanismos.

En los aceros TRIP austeníticos, las placas de martensita que se forman en los granos de austenita durante la deformación, actúan como barreras que evitan el deslizamiento de las dislocaciones, incrementando así la tasa de endurecimiento por deformación. El endurecimiento ocurre debido a la transformación de parte de la austenita en martensita, que es más resistente, además del efecto de refinamiento de grano que se induce [9-10].

En el caso de los aceros TRIP asistidos, la presencia de austenita retenida se manifiesta por una fracción volumétrica en forma de islas en una matriz ferrítica. Debido a esto, no se presenta ningún refinamiento de grano relevante. Sin embargo, la expansión del volumen que acompaña a la transformación martensítica contribuye a la introducción de dislocaciones adicionales en la matriz, que es en consecuencia endurecida en cierto grado.

En ambos casos, el grado de endurecimiento por deformación se incrementa y la inestabilidad plástica se presentará al aplicar mayores esfuerzos. Así, la consecuencia benéfica de los fenómenos TRIP en los aceros es tener una mayor elongación con una elevada resistencia a la tensión.

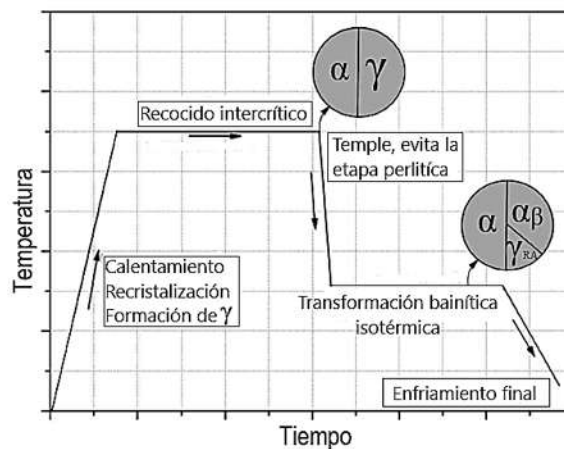
El descubrimiento del fenómeno TRIP es generalmente atribuido a Zackey y col. [11], quienes utilizando un tratamiento térmico el cual consistía de un temple en nitrógeno líquido después del rolado en caliente en un acero inoxidable martensítico altamente aleado, obtuvieron cantidades considerables de austenita retenida metaestable. Como resultado, el acero exhibió deformaciones de alrededor del 80% con valores de resistencia muy bajos. Por lo cual, los autores propusieron el término TRIP.

### ***1.5 El tratamiento térmico TRIP***

La presencia de austenita retenida en la microestructura final de los aceros TRIP es el factor clave del concepto TRIP. Por lo tanto, es de vital importancia obtener una alta concentración de carbono en la austenita retenida con la finalidad de reducir la temperatura de transformación  $M_s$  por debajo de la temperatura ambiente. El procesamiento térmico de los aceros TRIP tiene que ser diseñado de tal

manera que todas las etapas del tratamiento térmico involucren el enriquecimiento de la austenita retenida con carbono.

En la **Figura 2** se presenta el esquema básico de un tratamiento térmico para generar propiedades TRIP en una aleación ferrosa [12-17], el cual consiste de cinco etapas. El propósito principal de efectuar el tratamiento térmico TRIP es el generar una microestructura con una cantidad adecuada de austenita retenida, la cual puede estar en un intervalo de entre 10 y 20%.



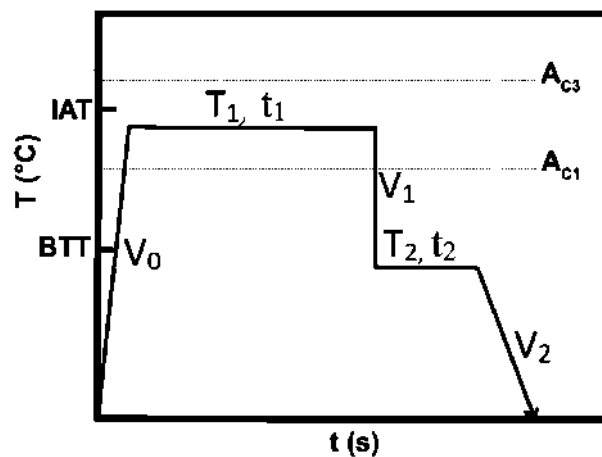
**Figura 2.** Ilustración esquemática del tratamiento térmico TRIP para obtener una estructura con ferrita, bainita y austenita retenida.

La obtención de austenita retenida en la microestructura a temperatura ambiente, se puede generar mediante un tratamiento térmico que cubre dos fases principales: la primera, que consiste en llevar la aleación dentro de un intervalo intercrítico de temperaturas en la zona de transformación ( $\alpha + \gamma$ ). Esta primera etapa del tratamiento térmico no es suficiente, por lo que debe complementar con una segunda etapa en la zona de transformación bainítica.

Durante la transformación bainítica, el carbono es redistribuido formando una mezcla de ferrita y cementita. Las adiciones de elementos formadores de ferrita inhiben esta precipitación de carburos por lo cual la formación de ferrita bainítica libre de carbono es lograda. Debido a este fenómeno, se promueve una mayor partición de carbono a la austenita retenida durante la transformación bainítica.

Conforme la reacción bainítica se efectúa, la austenita retenida presenta un incremento en su contenido de carbono además de un incremento en su tamaño de grano. Este enriquecimiento de carbono y un tamaño de grano reducido contribuyen a la estabilización de la austenita formada, es entonces posible mantener cantidades significativas de esta fase a temperatura ambiente.

El tratamiento térmico TRIP se puede caracterizar en parámetros que distinguen cada una de sus etapas en temperatura (T), tiempo (t) y velocidad de cambio de temperatura (V). La **Figura 3** presenta estos parámetros en el tratamiento térmico TRIP.



**Figura 3.** Parámetros del tratamiento térmico TRIP.

### ***1.6 Efecto de los parámetros de tratamiento térmico sobre el porcentaje y estabilidad de la austenita retenida***

#### ***1.6.1 Etapa 1: Velocidad de calentamiento ( $V_0$ )***

Existe un limitado interés por el efecto de este parámetro en la microestructura al compararlo con otros. Sin embargo, durante esta etapa, el acero recrystaliza, la cementita se disuelve y la austenita empieza a nuclear una vez que se ha excedido la temperatura  $A_{c1}$ . La velocidad de calentamiento generalmente varía desde 5 hasta 20 °C/s, dependiendo de los medios de calentamiento utilizados para llevar a cabo el tratamiento térmico.

### ***1.6.2 Etapa 2: Recocido intercrítico, (temperatura de etapa intercrítica $T_1$ )***

El objetivo principal del mantenimiento isotérmico en la región intercrítica ( $\alpha + \gamma$ ) es el de asegurar la formación de austenita rica en carbono y otros elementos de aleación. El carbono alcanza su equilibrio en la austenita en tiempos muy cortos de mantenimiento isotérmico en la región intercrítica. Sin embargo, los elementos de aleación sustitucionales como Mn y Si no alcanzan el equilibrio en la austenita debido a la baja difusión de estos elementos a temperaturas intercríticas de recocido.

Existen distintos puntos de vista al reportar una temperatura óptima para llevar a cabo la etapa intercrítica en la zona de transformación ( $\alpha + \gamma$ ). El punto de referencia para evaluar este parámetro se basa en las propiedades mecánicas que se obtienen.

Por un lado, investigaciones que han utilizado composiciones químicas para aceros de 0.4C - 1.5Si - 0.8Mn y 0.12C - 1.2Si - 1.2Mn, han encontrado que la temperatura  $T_1$  más apropiada debe localizarse unos 20 a 30°C por encima de  $A_{CI}$ . De esta manera se obtiene una buena combinación de resistencia mecánica y ductilidad [18-21]. Por otro lado, otras investigaciones intentan explicar el comportamiento de la austenita en esta etapa del tratamiento térmico [22-25]. La estabilidad de la austenita retenida puede ser atribuida a su composición química y a su tamaño de grano.

Altos contenidos de carbono en la austenita y un tamaño de grano reducido incrementan la estabilidad de la austenita. Cuando la temperatura de mantenimiento en la etapa intercrítica es elevada, cercana a  $A_{C3}$ , el contenido de austenita es alto, pero su contenido de carbono es bajo. Además, a temperaturas intercríticas elevadas, se presenta un incremento en el tamaño de grano austenítico. Esto da por resultado que la austenita presente sea inestable y que posibles propiedades TRIP en la aleación sean difíciles de alcanzar.

En consecuencia, conforme la temperatura  $T_1$  es menor, la probabilidad de generar austenita estable es mayor, ya que el tamaño de grano es menor y el contenido de carbono en la misma es elevado [22]. Así, a fin de obtener propiedades mecánicas óptimas, la temperatura  $T_1$  debe localizarse cercana a  $A_{CI}$  dentro de la zona de transformación intercrítica ( $\alpha + \gamma$ ).

### ***1.6.3 Tiempo de mantenimiento de la etapa intercrítica $t_1$***

En un tratamiento térmico TRIP, el tiempo de permanencia en la etapa intercrítica es función de la composición química de la aleación. Este tiempo de permanencia tiene un efecto significativo en la estabilidad de la austenita generada. Si el tiempo de permanencia es reducido, no será posible disolver los carburos que se presentan previamente (principalmente perlita), lo cual conducirá a un pobre contenido de carbono en la austenita que se forme durante la etapa intercrítica.

Por otro lado, si el tiempo de permanencia en la etapa intercrítica es demasiado prolongado, los granos de austenita formados comenzarán a crecer y el carbono comenzará a distribuirse en estos granos cada vez más grandes, teniendo como consecuencia que la austenita resultante tienda a ser inestable, sobre todo si el contenido de carbono en la aleación es reducido. El tiempo óptimo  $t_1$  depende de la temperatura  $T_1$ , sin embargo, tiempos que van desde 5 hasta 15 minutos de permanencia son adecuados para generar austenita estable con un contenido de carbono adecuado.

### ***1.6.4 Etapa 3: Enfriamiento (velocidad de enfriamiento intermedia $V_1$ )***

Al considerar la **Figura 3**, después de la etapa intercrítica, viene un enfriamiento brusco que puede considerarse como un temple interrumpido hasta la temperatura de la etapa isotérmica o transformación bainítica, durante el enfriamiento se forman granos de ferrita por crecimiento epitaxial y la transformación de austenita a perlita es suprimida debido a las altas velocidades de enfriamiento y a la presencia de elementos de aleación como Si y Al. La velocidad de enfriamiento depende de la composición química de la aleación a la cual se le efectúe el tratamiento térmico y puede variar desde 10 °C/s hasta 130 °C/s, siendo la velocidad de enfriamiento de 70 °C/s un valor que promueve la estabilidad de una cantidad adecuada de austenita para muchas aleaciones ferrosas [20].

La velocidad de enfriamiento  $V_1$  tiene un efecto importante en las propiedades mecánicas del producto que se obtiene después del tratamiento térmico. Una vez que la austenita ha sido formada durante la Etapa Intercrítica y es enfriada bruscamente desde esta temperatura hasta la Etapa Isotérmica, parte de esta austenita transformará a bainita. Si  $V_1$  es lenta, la formación de bainita inferior será significativa, dando por resultado una distribución de fases en la microestructura pobre en austenita. En caso de que



se presenten velocidades de enfriamiento demasiado lentas, puede presentarse incluso perlita en la microestructura final. Por otro lado, si  $V_1$  es rápida, la formación de ferrita será limitada y la austenita formada se mantendrá prácticamente constante. Por lo tanto, es importante que  $V_1$  sea alta, entre 50 y 150 °C/s, dependiendo de los medios disponibles para efectuar el tratamiento térmico [12].

#### ***1.6.5 Etapa 4: Temperatura de etapa isotérmica bainítica $T_2$ .***

La etapa de transformación bainítica isotérmica es uno de los pasos críticos del tratamiento térmico TRIP. Esta se lleva a cabo en la zona de transformación de bainita superior y su propósito es estabilizar la austenita retenida mediante un enriquecimiento del contenido de carbono en la misma [14]. El tamaño, fracción volumétrica y el contenido de carbono en la austenita, la cual va a ser retenida después de esta etapa es directamente influenciada por la temperatura y tiempo de permanencia en la etapa isotérmica. Durante esta etapa, la transformación bainítica que ha tomado lugar cesa. El Si y Al presentes en el acero retardan la formación de cementita en la bainita debido a la baja solubilidad que ambos elementos presentan en la cementita. El enriquecimiento en el contenido de la austenita retenida se rige por el siguiente mecanismo. La bainita puede considerarse como un agregado de placas de ferrita separadas por regiones donde se presentan mezclas de fases como austenita no transformada, carburos o incluso martensita.

En el caso de la bainita superior, las placas de ferrita presentes se caracterizan por la ausencia de carburos. Durante su formación, cualquier exceso de carbono es extraído instantáneamente por difusión hacia la austenita no transformada que la rodea. [23]. Los procesos de enriquecimiento de carbono y el refinamiento de grano de la austenita residual, hacen que ésta sea estable. También debe destacarse la presencia de manganeso en la austenita, la cual afecta en gran medida los productos de transformación durante el enfriamiento.

Para los aceros que tienen bajo contenido de carbono, la zona de transformación bainítica está en el intervalo de los 350 a los 500°C; sin embargo, investigaciones previas recomiendan llevar a cabo el tratamiento isotérmico cercano a los 400°C [20-22, 25,26].

Si la temperatura  $T_2$  tiende a incrementarse, la transformación bainítica puede ser limitada, interrumpiendo el enriquecimiento de carbono de la austenita. Además, los granos de austenita tenderán a crecer y se volverá menos estable. Una temperatura  $T_2$  baja, propiciará la reacción de bainita inferior, la cual no presenta el mismo fenómeno de enriquecimiento de carbono en la austenita y por lo tanto debe evitarse. Si la temperatura  $T_2$  es demasiado baja, es posible que las zonas ricas en Mn transformen incluso a martensita.

#### ***1.6.6 Tiempo de mantenimiento de la etapa isotérmica bainítica $t_2$***

El tiempo de mantenimiento  $t_2$  de la etapa isotérmica tiene un fuerte impacto en la microestructura final de la aleación que es sujeta a un tratamiento TRIP. El efecto de este parámetro puede apreciarse mediante la **Figura 3 [12]**.

Se puede observar que conforme transcurre el tiempo en la etapa isotérmica, el contenido de austenita disminuye, mientras que el contenido de bainita tiende a incrementarse. Si la etapa isotérmica se interrumpe a un tiempo  $t_2$  corto, la austenita residual no estará estabilizada por la transformación bainítica y durante la última etapa de enfriamiento la fase resultante será martensita, con una pérdida importante de austenita.

Si se extiende  $t_2$  en la etapa isotérmica, el enriquecimiento de carbono en la austenita presente la hará más estable, además del refinamiento de grano que se lleve a cabo. Por otro lado, si el tiempo  $t_2$  es demasiado extenso, la transformación bainítica consumirá más austenita de la que se está estabilizando y la precipitación de carburos ocurrirá. Por ello, los tiempos para  $t_2$  en la etapa isotérmica con mejores resultados se encuentran en el intervalo de los 2 a los 5 minutos **[26, 27]**.

#### ***1.6.7 Etapa 5: Velocidad de enfriamiento final $V_2$***

La austenita retenida estable generada durante el tratamiento térmico TRIP no debería ser modificada por la velocidad de enfriamiento final, sin embargo, austenita metaestable podría ser convertida a bainita inferior. Durante el enfriamiento final desde la etapa isotérmica hasta la temperatura ambiente,

la aleación pasa a través de la zona de transformación de la bainita inferior. Si esta velocidad de enfriamiento es lenta, parte de la austenita transformará a bainita inferior, por lo que una velocidad de enfriamiento utilizando un flujo de aire frío, es conveniente para limitar el tiempo para que ésta reacción pueda presentarse [25].

Como resultado de estas etapas del tratamiento térmico, la microestructura final del acero TRIP consiste de un 60 – 70% de ferrita ( $\alpha$ ), 20 – 30 % de bainita ( $\alpha_\beta$ ), 5 – 15 % de austenita retenida ( $Y_{RA}$ ) y una pequeña fracción (<2 %) de martensita ( $\alpha'$ ).

### ***1.7 Soldabilidad de aceros TRIP***

La microestructura típica de un acero TRIP consiste de granos austeníticos retenidos a temperatura ambiente posterior al tratamiento térmico, incrustados en una matriz ferrítica. Además de estas fases, cantidades de bainita y/o martensita están presentes en la aleación. Esta microestructura es generada por la adición de elementos aleantes como silicio y aluminio y llevando a cabo un tratamiento térmico controlado. La mejora en propiedades como resistencia y ductilidad en aceros TRIP está directamente relacionada con la cantidad de austenita retenida en la microestructura. Durante procesos de deformación, la austenita retenida transforma a martensita de alta resistencia y alto carbono (efecto TRIP). Ambos efectos suprimen la inestabilidad plástica y extienden el rango de elongación uniforme, la estabilidad mecánica de la austenita retenida durante la deformación está influenciada por su tamaño, forma, composición química y estado de esfuerzos [30].

Como puede ser esperado, un ciclo térmico de un proceso de soldadura por fusión destruye la microestructura diseñada del acero, especialmente afecta el contenido de austenita retenida en la microestructura, lo que resulta en un deterioro de las propiedades mecánicas en la zona soldada comparada con el metal base.

Varias investigaciones han sido desarrolladas con la finalidad de mejorar las propiedades mecánicas de aceros TRIP soldados modificando los ciclos térmicos del proceso de soldadura. Cretteur y col [31] intentaron mejorar la soldabilidad de cuatro aceros TRIP realizando tratamientos térmicos in-situ antes y después del proceso de soldadura, por lo cual el ciclo térmico convencional del proceso de soldadura

fue modificado dando como resultado una reducción en el tiempo, y concluyeron que los aceros TRIP son susceptibles a fisuración interfacial.

### ***1.7.1 Comportamiento de la unión soldada***

El comportamiento de las uniones soldadas por el proceso de soldadura por puntos de resistencia está relacionado primordialmente con la composición química del metal (microestructura) y con el perfil térmico generado durante la soldadura, especialmente con la temperatura máxima alcanzada y su subsecuente velocidad de enfriamiento. Existen tres aspectos particularmente importantes que deben ser tomados en cuenta al evaluar la soldabilidad de un acero:

- Microestructura resultante.
- Dureza post soldadura.
- Defectos en la soldadura.

### ***1.7.2 Microestructura resultante***

La microestructura resultante después de aplicar el proceso de soldadura es diferente de la microestructura original del metal base, la cual cuenta con las propiedades originales que determinan la resistencia y formabilidad del material. La estructura original es entonces destruida, y es dividida en tres regiones, las cuales se pueden observar una vez que el metal ha solidificado [32];

- Zona de fusión (ZF, botón de soldadura).
- Zona afectada térmicamente (ZAT).
- Metal base sin afectar (MB).

El botón de soldadura consiste de material que ha sido fundido durante el proceso de soldadura, el cual solidifica y subsecuentemente experimenta transformaciones de fase. Dependiendo de la composición química del acero se pueden identificar dos trayectorias [33].

- Líquido → ferrita delta → austenita → martensita y/o bainita

- Líquido → austenita → martensita y/o bainita

Ya sea que la microestructura final resulte ser martensítica, bainítica o una mezcla de ambas, dependerá de la composición química y velocidad de enfriamiento. A bajos porcentajes de elementos aleantes y bajas velocidades de enfriamiento la microestructura resultante será en gran parte bainítica, en cambio, altos porcentajes de aleación generaran una microestructura martensítica. En general, debido a las altas velocidades de enfriamiento que involucra la soldadura de puntos por resistencia y los altos porcentajes de elementos de aleación, las microestructuras finales de aceros TRIP serán martensíticas. Dependiendo de la composición química del metal es posible que el botón de soldadura contenga alguna cantidad de austenita retenida después de la solidificación, especialmente en aceros TRIP, cuya composición ha sido diseñada especialmente para generar austenita retenida. [34–39].

Otro factor importante es el tamaño y orientación de los granos después de la soldadura, tanto el tamaño como la orientación están determinados por la trayectoria de solidificación y los gradientes de temperatura durante el enfriamiento.

La ZAT consiste de material que no alcanzó la temperatura de fusión, pero ha sido calentado a una temperatura suficientemente alta para ocasionar cambios microestructurales en el material, esta puede ser dividida en dos partes:

- Material calentado arriba de la temperatura de austenitización.
- Material calentado debajo de la temperatura de austenitización.

El material que fue calentado por encima de la temperatura de austenitización transforma a austenita durante el proceso de soldadura, después de esto los granos comienzan a crecer. El crecimiento de grano estará determinado por la temperatura máxima alcanzada y el tiempo de permanencia por encima de la temperatura de austenitización. Al enfriar, y debido a las altas velocidades de enfriamiento y altos porcentajes de elementos de aleación la microestructura quedara constituida por martensita o bainita. [39]. El material que fue calentado por debajo de la temperatura de austenitización será revenido, así, la martensita y bainita presente en el material será revenida lo que puede conducir a un ablandamiento del material [40].

### **1.7.3 Dureza**

La dureza está relacionada con la resistencia del material [36], aunque estas son dos propiedades intrínsecas diferentes. La dureza del material después de aplicado el proceso de soldadura está influenciado por tres factores:

- La composición microestructural posterior al proceso de soldadura.
- La composición química del material.
- La velocidad de enfriamiento.

Para cada fase microestructural existe una relación entre la composición química y la velocidad de enfriamiento que combinadas constituyen la dureza post soldadura [35-36]. El elemento principal que determina la dureza post soldadura es el carbono. Para evitar una dureza post soldadura elevada el contenido de carbón en aceros deberá ser lo más bajo posible, esta limitación afecta también la resistencia del material. Sin embargo, los aceros son aleados con otros elementos que incrementan la resistencia del acero y elementos como molibdeno, manganeso, cromo, boro, vanadio y silicio son añadidos para alcanzar la composición microestructural de los aceros TRIP, sin embargo, estos al igual que el carbono también incrementan la dureza del material soldado.

El efecto más importante de la velocidad de enfriamiento de la zona soldada es el de los cambios microestructurales que este genera en el acero [35-36], martensita y bainita serán formadas por un enfriamiento brusco desde la fase austenítica. Todo el material que ha sido calentado por encima de la temperatura de austenitización y que es enfriado lo suficientemente rápido (dependiendo de la composición química) transformara a martensita, cuya dureza dependerá de la composición química del acero. Además existe un efecto adicional que puede ser atribuido a la acumulación de defectos superficiales debido a las rápidas velocidades de enfriamiento, dicho efecto incrementa aún más la dureza del material [35]. Otro efecto que incluye la velocidad de enfriamiento es el de auto revenido, el cual puede explicarse de la siguiente manera; algunas partes de la zona de fusión y de la zona afectada térmicamente enfrían rápidamente, no obstante, estas permanecen durante un periodo de tiempo a altas temperaturas debido al calor acumulado en otras parte de la unión. Esto ocasiona que la martensita formada sufra cierto grado de ablandamiento, debido a que aunque la zona afectada térmicamente enfría con mayor rapidez que la zona de fusión, la ZAT permanece a temperaturas elevadas durante

mayor tiempo. Por consiguiente la martensita formada en la ZAT sufrirá recocido por mucho más tiempo que la martensita formada en la zona de fusión, lo que generara una reducción en la dureza.

#### ***1.7.4 Defectos de soldadura***

Una causa común que genera defectos de soldadura es la expulsión de material fundido desde la zona de fusión, lo cual genera escases de material para formar el botón de soldadura durante la solidificación. Si la fuerza del electrodo es suficientemente alta el botón de soldadura se formará sin falta de material evitando la presencia de cavidades o poros después de la solidificación [40]. Este defecto también puede generarse sin la expulsión de material, y es atribuido al proceso de solidificación del metal fundido. Durante la solidificación, el material se contrae, si el electrodo es retirado antes de que la zona de fusión haya solidificado completamente se originará una excesiva contracción durante el enfriamiento lo que puede provocar la formación de poros, los cuales estarán localizados en la zona final de solidificación, usualmente en el centro de la soldadura [41].

La fisuración en caliente puede ocurrir durante el proceso de soldadura dependiendo de la composición química del material. Elementos como el carbón, azufre y fosforo elevan significativamente la susceptibilidad de material a presentar fisuración en caliente, mientras el silicio y níquel tienen el mismo efecto pero en menor proporción. Mn, Cr, Mo y V reducen la susceptibilidad de fisuración en caliente del material [42]. Para que este efecto ocurra se hace necesaria la aplicación de un esfuerzo, el cual se puede generar durante el conformado de la pieza o durante la contracción que sufre el material en la etapa de solidificación. La fisuración ocurre entre las fronteras de grano, durante la aplicación de un esfuerzo de tensión, las grietas pueden crecer, y por lo tanto, incrementar la probabilidad de que la falla ocurra en el botón de soldadura, adicionalmente la presencia de micro-grietas sirve como caminos preferenciales para la propagación de la falla [43]. Otro defecto de gran importancia, debido a los efectos sobre las propiedades mecánicas que este tiene son las inclusiones no metálicas en la zona de fusión en aceros TRIP soldados por puntos de resistencia [29].

#### ***1.8 Proceso de soldadura***

En la industria automotriz, la mayoría de los aceros avanzados de alta resistencia son unidos mediante procesos de soldadura por fusión, entre los cuales destacan la soldadura laser (LBW), la soldadura por

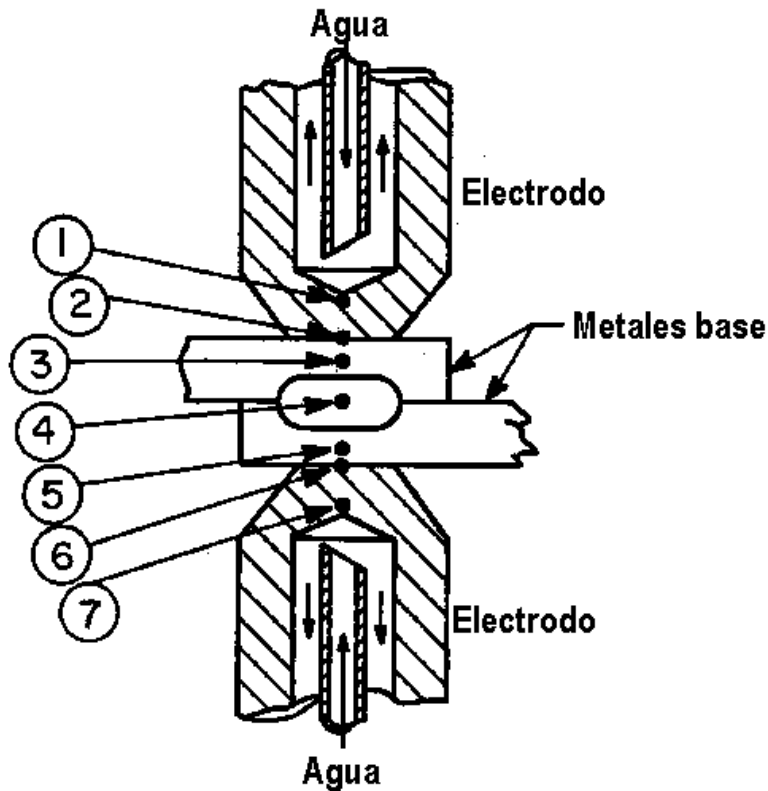
arco de tungsteno con gas inerte (GTAW) y la soldadura de puntos por resistencia (RSW). Dichos procesos generan ciclos térmicos con diferentes rangos en sus velocidades de calentamiento y enfriamiento;  $\geq 10 \text{ }^\circ\text{Cs}^{-1}$ ,  $\geq 10^2 \text{ }^\circ\text{Cs}^{-1}$  y  $\geq 10^3 \text{ }^\circ\text{Cs}^{-1}$ , para GTAW, LBW y RSW, respectivamente. Entre estos procesos la soldadura de puntos por resistencia es el más utilizado.

### ***1.8.1 Soldadura de puntos por resistencia (SPR)***

En este proceso, las partes del metal a ser unidas por fusión son presionadas una con otra mecánicamente por medio de dos electrodos de cobre o de aleación de cobre, al tiempo que se hace pasar una corriente eléctrica de suficiente intensidad a través de las piezas, las cuales oponen resistencia al paso de la corriente, dicha resistencia hace que la energía eléctrica se transforme en calor, originándose una elevación de temperatura suficiente para generar la fusión.

Cuando el flujo de corriente cesa, la temperatura empieza a disminuir generando que el metal líquido solidifique y se produzca la unión (botón de soldadura). Durante el proceso de soldadura, los electrodos son enfriados con agua para reducir el calor generado en la interface entre el electrodo y la pieza de trabajo y evitar la fusión entre ambos componentes. **La figura 4**, muestra el equipo utilizado en SPR [28], donde; (1) y (7) son electrodos, (3) y (5) son las piezas de trabajo a ser soldadas, (4) es el botón de soldadura, (2) y (6) son las superficies en contacto con los electrodos, los cuales son refrigerados con agua.





**Figura 4.** Representación esquemática de la soldadura de puntos por resistencia (SPR).

### ***1.9 Modos de falla en aceros TRIP unidos mediante soldadura de puntos por resistencia***

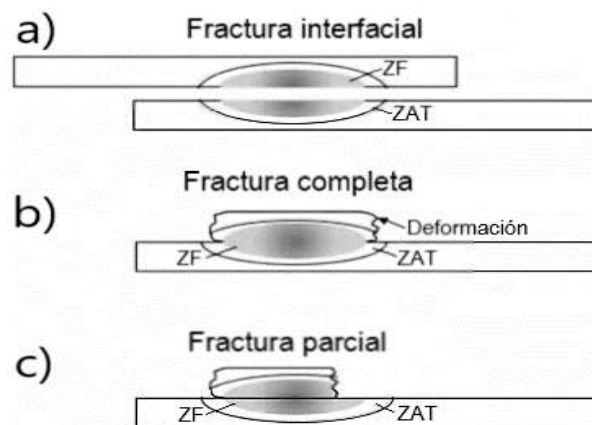
Existen tres tipos de falla en la soldadura de puntos por resistencia:

- Falla completa.
- Falla parcial.
- Falla interfacial.

La falla completa ocurre cuando la unión no falla por sí misma, la falla ocurrirá ya sea en la ZAT o en el metal base. La falla parcial ocurre cuando la unión soldada se ve afectada, pero parte del botón de soldadura permanece intacto. La falla interfacial se genera cuando la unión soldada falla a lo largo de la línea central del botón de soldadura, lo cual ocasiona la separación de los metales base. El modo de falla advierte sobre la calidad de la unión soldada por resistencia, o una evaluación cualitativa de la soldabilidad del material. Si el modo de falla presente es completo, especialmente cuando la falla

ocurre fuera de la ZAT, el proceso de soldadura no afecta la propiedad del material a resistir esfuerzos, mientras que la falla parcial indica que dicha propiedad ha sido afectada, y se dice que la unión se ha convertido en la zona más débil del sistema, lo cual es atribuido a efectos metalúrgicos [33]. La falla interfacial es por lo regular atribuida a los parámetros del proceso de soldadura, de manera que ajustando estos se evitaran defectos perjudiciales como la presencia de poros o botones de soldadura irregular.

La deformación de los sistemas unidos mediante el proceso de soldadura por puntos de resistencia está directamente relacionada con el modo de falla que presentan. Como se puede apreciar en la **Figura 5** el sistema que presenta falla interfacial fallo a bajas deformaciones, lo cual indica que existe una disminución en la absorción de energía durante la aplicación de carga, mientras que el sistema que exhibe falla completa absorbió mayor cantidad de energía antes de iniciarse la falla, por lo tanto, permitió mayor cantidad de deformación.



**Figura 5.** Probetas con diferentes modos de falla; a) falla interfacial, b) falla parcial y c) falla completa.

Khan y col. [44], examinaron el comportamiento mecánico de uniones soldadas generadas por el proceso de soldadura por puntos de resistencia en aleaciones doble fase y aleaciones TRIP. Los resultados muestran que los aceros doble fase exhiben un modo de falla completa, mientras las aleaciones TRIP presentaron un modo de falla interfacial, y atribuyeron estos resultados a la heterogeneidad de los elementos aleantes en la zona de fusión debido a los altos porcentajes de

elementos aleantes del acero TRIP. Además, de que la segregación de elementos aleantes durante la solidificación de la pileta de soldadura puede proveer un camino para la propagación de fracturas a lo largo de las fronteras de grano dendrítico. Idealmente la unión soldada no debería fallar durante ensayos de impacto o absorción de energía, ya que esta debe ser capaz de resistir la carga aplicada. Pouranvari [45] hace referencia a distintos factores identificados como causas que originan los modos de falla indeseables en aceros AHSS. Estos pueden ser agrupados en 2 categorías:

- Influencia de la geometría.
- Influencia de la dureza.

### ***1.9.1 Influencia de la geometría***

Existen dos factores fundamentales que influyen directamente en la geometría del botón de soldadura:

- Tamaño de la soldadura.
- Identación originada por los electrodos.

Cuando se unen aceros de alta resistencia por un proceso de soldadura por fusión con los mismos parámetros utilizados para la unión de aceros de bajo carbono el tamaño de la soldadura será diferente, lo mismo pasará con la indentación originada por los electrodos en los metales base. Este efecto ocurre debido a que los aceros convencionales presentan menor resistencia y dureza que los aceros de alta resistencia [46]. Por otro lado, el botón de soldadura se formará con corrientes más bajas generando que el material sufra ablandamiento.

Una indentación excesiva por parte de los electrodos en el material base generaría una concentración de esfuerzos mayor, lo que facilitaría la falla de la soldadura. Esto no influye directamente sobre el modo de falla de la soldadura, pero sí sobre la resistencia de la misma. La geometría de la indentación puede ser reducida ajustando los parámetros del proceso, en especial, reduciendo la presión ejercida por electrodos sobre el metal base. Sin embargo, una disminución de presión no siempre es posible debido a que se necesita de esta para asegurar que existe contacto entre los metales base, lo cual permite el paso de flujo de corriente a través de los mismos [46].

Al modificar otros parámetros del proceso se podrían generar efectos indeseados; por ejemplo, si se reduce la corriente de soldadura se reduciría también el excesivo ablandamiento del material, pero se necesitarían mayores tiempos de flujo de corriente, lo que originaría un excesivo crecimiento de la ZAT, ocasionando que la resistencia de la misma se vea disminuida. Por otra parte, tiempos de soldadura más cortos reducirían la excesiva indentación por parte de los electrodos sobre el metal base, en este caso se necesitarían tiempos de soldadura más prolongados para formar un botón de soldadura, esta variación puede conllevar a la expulsión de metal fundido desde la piletta de soldadura.

Cuando se une un metal AHSS, por medio de un proceso de soldadura por fusión el material se calentará más rápidamente debido al incremento en su resistencia eléctrica y a la disminución en su conductividad térmica, además, el material se empezará a fundir a bajas temperaturas como resultado del incremento de elementos aleante en su composición química, los cuales generan una disminución en la temperatura de fusión del material.

El tamaño del botón de soldadura influye directamente sobre el modo de falla que experimentará la unión soldada. El área transversal de la soldadura depende del diámetro de la misma, esto significa, que la superficie de área disponible para soportar cargas estará en función del diámetro del botón de soldadura.

Sin embargo, la microestructura en una soldadura no es homogénea ni continua, durante la solidificación, se presenta el fenómeno de micro segregación, el cual originará que cierto porcentaje de metal fundido remanente contenga mayores porcentajes de elementos aleantes, los cuales segregaran en los límites de grano generando zonas débiles, las cuales al ser sometidas a esfuerzos fallaran a niveles de resistencias más bajos de los que fallarían los granos de la microestructura del material. Una de las últimas zonas en solidificar es el centro del botón de soldadura, lo cual lo convierte en una zona vulnerable de baja resistencia. El alto porcentaje de elementos de aleación presente en los aceros AHSS genera la formación de zonas vulnerables, así el área transversal necesaria para resistir cargas en el botón de soldadura deberá ser más grande para asegurar que el modo de falla sea completo.

### ***1.9.2 Influencia de fenómenos metalúrgicos***

La influencia de los fenómenos metalúrgicos sobre el modo de falla de la soldadura, se puede dividir en tres fenómenos principales:

- Coherencia entre granos.
- Fragilización por revenido.
- Envejecido de la soldadura.

La coherencia entre granos tiene una gran influencia sobre la resistencia y el modo de falla de la unión soldada, este fenómeno se presenta debido a la segregación sobre los límites de grano de elementos de aleación como fósforo y azufre. Existen dos efectos que agravan este fenómeno: el mecanismo de solidificación y la trayectoria de solidificación, ambos están directamente relacionados de la composición química.

La primera fase en formarse desde el material fundido es ferrita, la cual transformará a austenita y finalmente a martensita, el fósforo segregará en los primeros límites de granos en ser formados. Aceros que contienen altos porcentajes de elementos aleantes solidifican directamente como austenita, la cual se transforma a martensita, este mecanismo de solidificación retiene el fósforo en los límites de grano. Al incrementar los elementos aleantes, especialmente en carbono, fósforo y azufre, se disminuye la temperatura de solidificación del material, así la trayectoria de solidificación se amplía al incrementar los niveles de aleación. Una trayectoria de aleación más amplia permite mayor segregación de elementos durante el enfriamiento en la piletta de soldadura, especialmente si el tiempo de enfriamiento es bajo y no todo el material en la zona soldada ha solidificado cuando se retiran los electrodos, esto originará la formación de zonas aun líquidas entre los granos, las cuales al solidificar se comportaran como zonas débiles debido a la disminución de la coherencia entre granos.

El revenido a temperaturas alrededor de 650°C promueve la segregación de elementos como el fósforo en la fronteras de grano de la austenita formada inicialmente, lo que genera falla intergranular a lo largo de las fronteras de grano [47]. Se ha reportado [48], que el fósforo actúa como un elemento fragilizante, al igual que el manganeso y silicio. El silicio aumenta la segregación de fósforo hacia los granos de austenita y puede por sí mismo segregar junto con níquel a la superficie del grano.

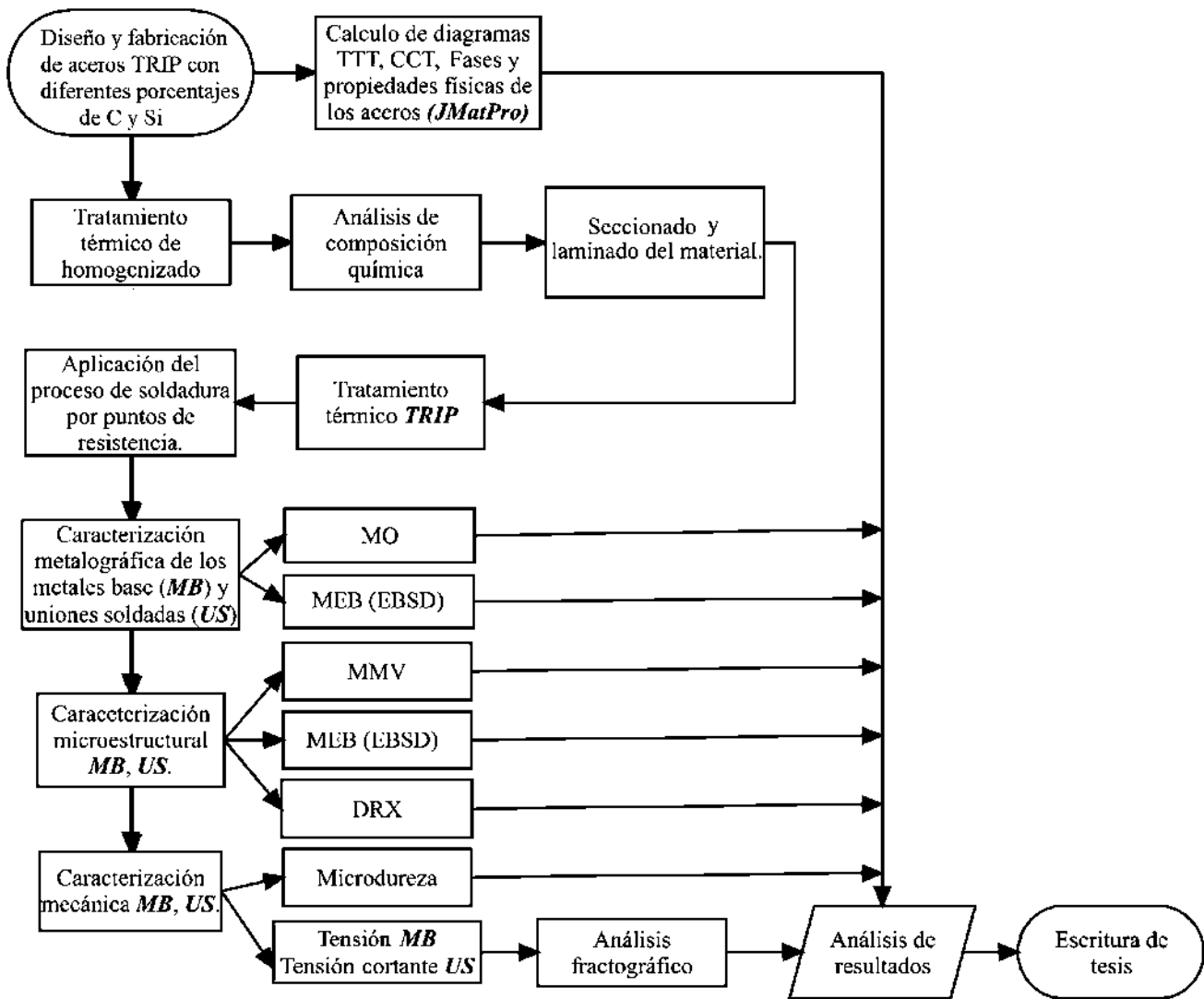
Los aceros de alta resistencia, puede mostrar cierto grado de envejecimiento después de la soldadura [33]. Los mecanismos de este aún no han sido identificados de manera adecuada pero se proponen dos mecanismos posibles: el primero, atribuye el mejoramiento en propiedades a la transformación de austenita retenida formada inmediatamente después del proceso de soldadura a martensita debido a la difusión de carbono, mientras que el segundo, atribuye las mejoras a la difusión de hidrogeno capturado durante el proceso de soldadura en la unión soldada. El envejecido no genera efectos negativos en el comportamiento de la unión soldada.

### ***1.9.3 Influencia de la dureza***

Al existir un incremento de dureza, incrementa de igual manera la cantidad de microestructura frágil. Gould et al, [49] concluyeron que la martensita, particularmente con contenidos de carbono elevados, genera zonas de soldadura con niveles de dureza suficientemente elevados para fallar de una manera frágil. En otra publicación [43], se encontró que microestructuras con durezas elevadas pueden permitir una fácil propagación de defectos hasta la superficie del material. Se ha intentado correlacionar el modo de falla de la soldadura directamente con la dureza post soldadura e incluso con la composición química. Mimer et al [50], propusieron que por lo general, soldaduras con durezas que exceden los 400 - 450 HV causan fracturas inestables, además observaron falla interfacial en soldaduras con durezas superiores a 450 HV. La industria del metal Sumitomo (SMI) propuso una relación directa entre la dureza y el modo de falla en soldaduras por puntos de resistencia, y encontraron que un esfuerzo que actúa sobre la unión soldada comienza a producir falla parcial e interfacial a niveles de dureza por encima de 450 HV [51]. La dureza post soldadura está relacionada con la composición química, la microestructura y las velocidades de enfriamiento después de la soldadura. Así, dos soldaduras con durezas similares podrían presentar diferentes modos de falla. Los aceros doble fase siempre exhiben una falla total, mientras que el acero TRIP de dureza similar, muestran falla parcial. La relación entonces es algo más complicada que relacionar la dureza post soldadura con el modo de falla. Sin embargo, al incrementar los niveles de dureza, la capacidad de la microestructura soldada para absorber deformación plástica disminuye, incrementando así la posibilidad de que ocurra una falla parcial.

## CAPÍTULO II. DESARROLLO EXPERIMENTAL

La **Figura 6** muestra el procedimiento experimental de la presente investigación, cada uno de los pasos de la matriz experimental fue cuidadosamente diseñado, desarrollado y monitoreado con la finalidad de controlar que los parámetros aplicados fueran los mismos para todos los aceros bajo estudio.

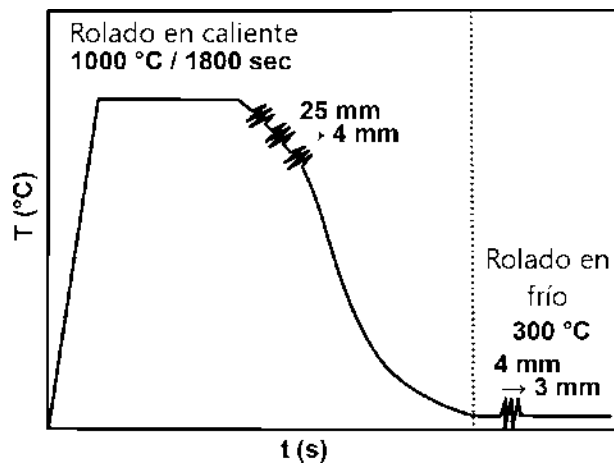


**Figura 6.** Diagrama de flujo del procedimiento experimental

### 2.1 Fabricación de los aceros TRIP

Los aceros TRIP con diferentes porcentajes de elementos de aleación (Si y C) fueron fabricados en el Laboratorio de Fundición del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas de la UMSNH, en un horno de

inducción con capacidad máxima de 25 kg. Los elementos de aleación fueron añadidos directamente al crisol, se utilizaron moldes de acero de secciones rectangulares con dimensiones de 50 mm x 50 mm x 150 mm para el vaciado de cada acero. La composición química fue determinada mediante espectroscopía de emisión atómica (EEA). Cada lingote de acero fue sometido a un tratamiento térmico de homogenización a una temperatura de 1100°C con un tiempo de permanencia de 2 horas. Posterior al tratamiento térmico de homogenización, cada lingote fue seccionado en partes rectangulares de 25 mm x 25 mm x 150 mm, dichas secciones fueron tratadas térmicamente a 1000 °C durante 30 minutos y después laminadas en caliente hasta un espesor de 4 mm. El laminado en frío se llevó a cabo hasta un espesor de 3mm una vez que la temperatura de los aceros disminuyó a 300 °C, el procedimiento descrito anteriormente se presenta en la **Figura 7**. Finalmente, cada acero fue rectificado mecánicamente en secciones longitudinales de 150 mm x 30 mm y un espesor de 1.7 mm. Las temperaturas de transformación de cada acero, los diagramas de transformación CCT y de precipitación de fases, así como las propiedades eléctricas y térmicas de los aceros bajo estudio fueron calculadas por medio del software **JMatPro™**, mientras que la fórmula propuesta por Yurioka [44] fue utilizada para el cálculo del carbón equivalente (CE).

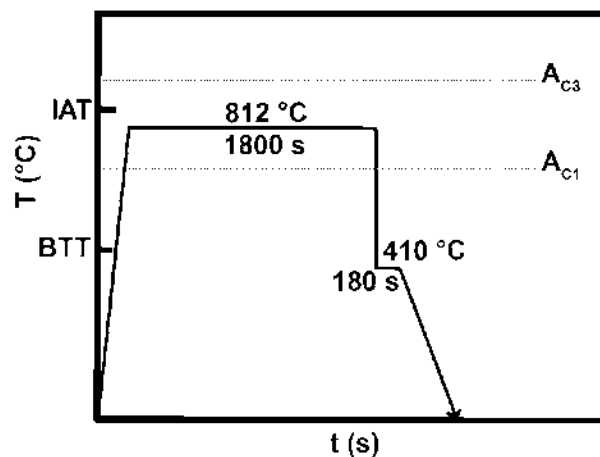


**Figura 7.** Laminado en caliente y en frío de los aceros bajo estudio



## 2.2 Tratamiento térmico para generar la microestructura TRIP

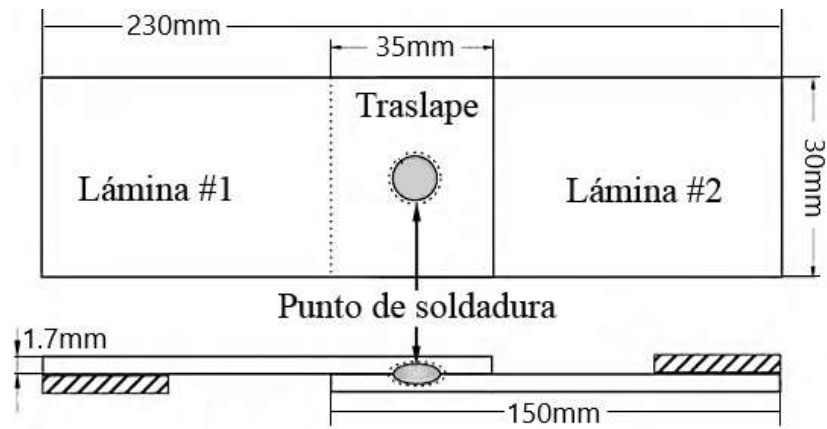
Posterior a su fabricación y laminación, los aceros fueron sometidos a un tratamiento térmico con la finalidad de obtener la microestructura típica TRIP, la **Figura 8** muestra esquemáticamente las variables utilizadas en dicho tratamiento. Se utilizó una velocidad de calentamiento de  $10^{\circ}\text{C}\text{s}^{-1}$ , posteriormente se realizó un recocido intercrítico a una temperatura de  $812^{\circ}\text{C}$  con tiempo de permanencia de 1800 segundos, una vez finalizada la segunda etapa se efectuó un enfriamiento intermedio en un baño de sales fundidas a  $410^{\circ}\text{C}$  de temperatura, seguido de la etapa de transformación bainítica isotérmica a una temperatura de  $410^{\circ}\text{C}$  durante 180 segundos. Finalmente, cada acero fue enfriado al aire hasta temperatura ambiente. Cada uno de los tratamientos térmicos fue monitoreado a través de un programa desarrollado en el software **LabView** utilizando termopares tipo K.



**Figura 8.** Representación esquemática del tratamiento térmico para generar la microestructura TRIP

## 2.3 Proceso de soldadura de puntos por resistencia

El proceso de soldadura por puntos de resistencia se llevó a cabo en cada acero por medio de un equipo CenterLine Ltd. Se utilizaron electrodos clase 2 ISO5821, tipo B 16/6 con un diámetro de cara de 6 milímetros. Se aplicó una presión de 3.5 kN y una corriente de 8.3 kA durante un tiempo de soldadura de 420 ms (30 ciclos). La geometría y dimensiones de las probetas unidas se muestran en la **Figura 9**.



**Figura 9.** Zonas y dimensiones de las probetas de soldadura.

## ***2.4 Caracterización microestructural***

La caracterización microestructural se realizó a los metales base, uniones soldadas y zona afectada térmicamente de cada unión. Cada uno de los metales base, así como las zonas soldadas fueron preparados metalográficamente. Se utilizó papel abrasivo de carburo de silicio de 80, 120, 240, 320, 400, 600, 800, 1200 y 1500  $\mu\text{m}$ , seguido de un pulido fino con pasta de diamante de 6, 3 y 1  $\mu\text{m}$ . La microestructura del metal base de cada acero fue revelada utilizando la técnica de coloreado selectivo adaptada del método de LePerea [52], el reactivo utilizado es una mezcla fresca de proporciones iguales de Picral al 4% y una solución acuosa de metabisulfito de sodio al 2%, el tiempo de ataque varió entre 20 y 40 segundos dependiendo del contenido de C de cada acero. El revelado de la microestructura de las uniones soldadas se llevó a cabo utilizando un ataque químico con el reactivo Villela al 4%, sumergiendo la muestra en la solución de 6-8 segundos.

### ***2.4.1 Microscopía óptica de los metales base y uniones soldadas de los aceros TRIP***

Microscopía óptica (MO) fue utilizada para observar la microestructura generada por el tratamiento térmico TRIP en los metales base. Además, el análisis de la sección transversal de cada unión soldada fue realizado con la finalidad de identificar las diferentes zonas generadas por el proceso de soldadura por puntos de resistencia. El análisis fue llevado a cabo en un banco metalográfico NIKON EPIPHOT 300 en la modalidad de contraste diferencial de intensidades, la cual facilita la caracterización de las fases.

#### ***2.4.2 Microscopía electrónica de barrido de los metales base y uniones soldadas de los aceros TRIP***

Microscopía electrónica de barrido (MEB) fue utilizada para determinar los efectos de la segregación que ocurren en los botones de soldadura. La técnica de espectroscopia de dispersión de energía (EDS), se utilizó para realizar el análisis de composición, empleando análisis químico puntual, barrido lineal, y mapeos elementales. Las condiciones de operación de MEB/EDS fueron; voltaje de 15 kV, con una distancia de trabajo variable de 24 mm a 30 mm, a diferentes magnificaciones. Así mismo, la caracterización química y microestructural de las inclusiones no metálicas presentes en los metales base y zonas que componen la unión soldada fue realizada por medio de MEB. La extracción de las INM del metal base, zona de fusión y zona afectada térmicamente de cada acero fue llevada a cabo por medio de la técnica de réplicas de carbono. En dicha técnica se utilizaron probetas preparadas metalográficamente sobre las cuales fue depositada una capa conductora de carbono. Paso seguido, cada probeta fue sumergida en una solución de ácido nítrico al 5% durante 5 minutos, tiempo suficiente para que la capa conductora se desprenda. Cada capa con precipitados extraídos directamente de la matriz se dejó secar durante 15 minutos para su posterior análisis en MEB. Con la finalidad de ratificar cualitativamente el contenido de austenita retenida en los metales base y zonas de las uniones soldadas de los aceros TRIP se utilizó también la técnica de difracción de electrones retrodispersados (EBSD). La preparación de las muestras para dicha técnica consistió de una preparación convencional metalográfica similar a la explicada en la sección 2.4. Una vez realizada dicha técnica se prosiguió con un pulido final con sílice coloidal OPU con tamaño de partícula abrasiva de 200 nm, con un tiempo de permanencia de 1 hora. La etapa final, consistió en la limpieza exhaustiva de la superficie a analizar utilizando agua destilada y posteriormente, sometiendo las muestras a limpieza por ultrasonido utilizando acetona como medio desengrasante. Los ensayos fueron realizados en un microscopio electrónico de barrido de efecto campo (FE-SEM) modelo JEOL JSM 7001-F, equipado con detector de energía dispersiva de rayos-X y EBSD. Se analizaron tres aceros representativos, estudiando la zona de fusión, zona afectada por el calor y material base de cada uno de ellos, seleccionando superficies de  $36.5 \mu\text{m} \times 27.35 \mu\text{m}$  con pasos de  $0.03 \mu\text{m}$  en mallados de  $1200 \times 900$  pixeles. La adquisición y procesamiento de los datos obtenidos se realizó con ayuda del software Channel 5® (HKL Technology®).

### ***2.4.3 Difracción de rayos –X de los metales base y uniones soldadas de los aceros TRIP***

EL análisis por difracción y microdifracción de rayos-X fue realizado en cada uno de los metales base y en secciones de cada uno de los puntos de soldadura conteniendo la zona de fusión y la zona afectada térmicamente. Se utilizó un difractómetro D5000 SIEMENS y las condiciones de operación fueron; radiación Cu-K $\alpha$  ( $\lambda=1.5402$  Å) rango del ángulo  $2\theta$  de 20 a 120°, rejillas de 6 mm, paso 0.06, y tiempo de 6 segundos por paso. La identificación de las fases presentes se llevó a cabo mediante revisión bibliográfica, el acondicionamiento y análisis de datos se realizó a través del software TOPAS. Además del análisis cuantitativo de austenita retenida presente en cada zona fue calculado de las intensidades arrojadas por la técnica de rayos-X utilizando el método propuesto por Rietveld [53] y el software TOPAS para cálculos automáticos.

### ***2.4.4 Magnetometría de muestra vibrante de los metales base y uniones soldadas de los aceros TRIP***

La magnetometría de muestra vibrante se utilizó en el presente trabajo de investigación con la finalidad de cuantificar el contenido de austenita retenida e inclusiones no metálicas presentes en la microestructura de los aceros TRIP y sus uniones soldadas. En este método, la saturación magnética es calculada de las curvas de magnetización de muestras con y sin austenita retenida. En aceros, la ferrita, martensita y cementita son ferromagnéticas debajo de su temperatura de Curie ( $T_C$ ), mientras que la austenita e inclusiones no metálicas son paramagnéticas. Debido a esto, la diferencia en la saturación magnética es directamente proporcional al contenido de fases paramagnéticas en aceros TRIP [29]. Muestras cilíndricas de 1 milímetro de diámetro fueron extraídas de los metales base, zonas de fusión y zonas afectadas térmicamente de cada uno de los aceros TRIP bajo estudio como se muestra en la **Figura 10**, la extracción de las mismas se llevó a cabo por medio de una electro-erosionadora de hilo con la finalidad de no alterar la austenita retenida presente en cada zona de los aceros. Se aplicaron campos magnéticos desde 1 Telsa a 0 y hasta -1 Telsa en un rango de 0.005 Telsa, con el propósito de obtener una curva bien definida. La fracción volumétrica de austenita retenida y el contenido de inclusiones no metálicas fueron calculados mediante el método propuesto por Zhao [54], en el cual una muestra sin austenita retenida es tomada como referencia y comparada con muestras con contenidos de austenita y sin contenido de austenita para calcular las fracciones de austenita retenida e inclusiones no metálicas respectivamente. Para calcular la fracción volumétrica de inclusiones no metálicas ( $f_i$ ) en las zonas de la unión soldada (ZF y ZAT) la saturación magnética de la zona de fusión y zona afectada

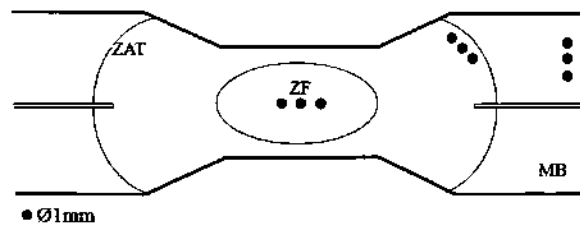
térmicamente de cada acero ( $M_s(i)$ ) fue comparada con sus correspondientes muestras de metales base sin austenita retenida ( $M_s(f)$ ), utilizando la Eq. [1], en la cual en coeficiente  $\beta = 0.99$  [55]

$$f_y = 1 - \beta \frac{M_s(i)}{M_s(f)} \quad [1]$$

La comparación entre la saturación magnética de las muestras sin austenita  $M_s(f)$  y  $M_s(i)$  es proporcional a la fracción volumétrica de inclusiones no metálicas ( $f_i$ ) presentes en cada zona. El contenido de inclusiones no metálicas presentes en cada uno de los metales base fue calculado al sustraer el contenido de austenita retenida obtenido por difracción de rayos-X del valor arrojado por la saturación magnética (AR+INM) al comparar la saturación de los metales base sin austenita  $M_s(f)$  contra la saturación de los metales base con austenita  $M_s(c)$  utilizando la Eq. [2].

$$f_y = 1 - \beta \frac{M_s(c)}{M_s(f)} \quad [2]$$

Donde  $M_s(i)$  y  $M_s(f)$  fueron obtenidas por medio de un tratamiento térmico de las muestras a 600 °C seguido de enfriamiento al aire hasta temperatura ambiente, a esta temperatura las inclusiones no metálicas presentes en los aceros no sufren ningún tipo de transformación, consecuentemente, solo la austenita retenida es transformada a una mezcla de fases ferromagnéticas. Por lo cual, las inclusiones no metálicas permanecen como la única fase paramagnética.

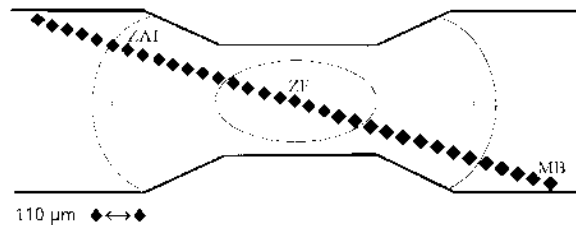


**Figura 10.** Representación esquemática del barrido de dureza aplicado sobre la sección transversal de los botones de soldadura.

## 2.5 Caracterización mecánica de los metales base y uniones soldadas de los aceros TRIP

### 2.5.1 Ensayo de microdureza

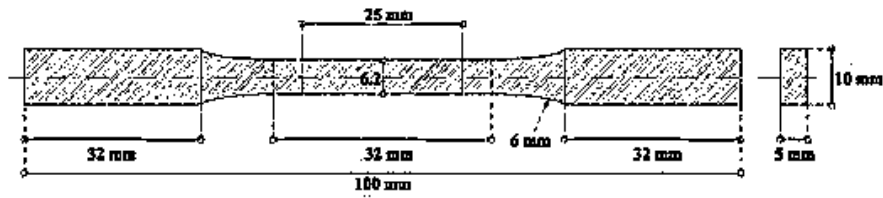
Esta técnica fue utilizada con la finalidad de poder correlacionar la dureza de la soldadura con los cambios metalúrgicos que se generan durante el proceso de soldadura y la influencia que ejercen los elementos de aleación. Las mediciones de microdureza fueron realizadas utilizando un microdurómetro Zwick/Roell ZHV sobre la sección transversal de las uniones soldadas de acuerdo con AWS D8.9: 2012 [56]. Se utilizaron 200 g de carga y un tiempo de permanencia de 12 segundos, manteniendo una distancia de separación de 200  $\mu\text{m}$  entre identaciones. **La Figura 11** muestra el barrido aplicado a cada una de las probetas.



**Figura 11.** Representación esquemática del barrido de dureza aplicado sobre la sección transversal de los botones de soldadura.

### 2.5.2 Ensayo de tensión de los metales base

El ensayo de tensión se llevó a cabo en los metales base de los aceros TRIP de acuerdo a la norma ASTM E8M-09 [57], con la finalidad de conocer si cada acero cumple con los valores de resistencia y elongación para ser considerados como aceros TRIP. Las probetas fueron sujetas a una velocidad de 2 mm/min, utilizando una máquina de ensayos Zwick equipada con una carga de 100 kN. Las dimensiones utilizadas para dicho ensayo se muestran en la **Figura 12**.

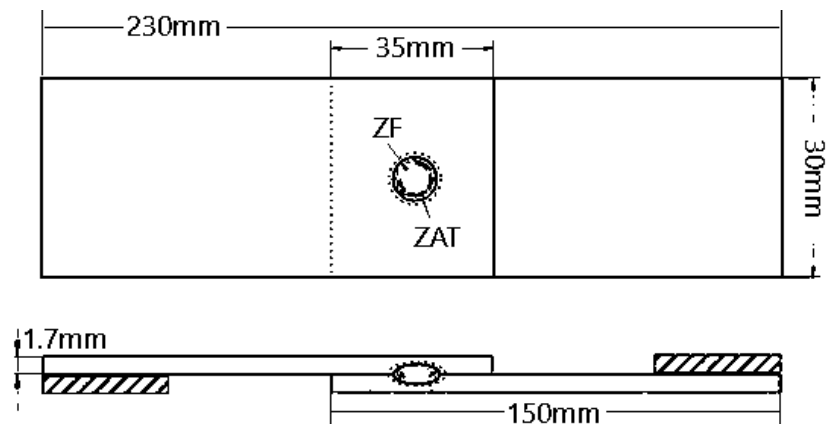


**Figura 12.** Representación esquemática de las probetas sujetas al ensayo de tensión.

### 3.5.3 Ensayo de tensión cortante de las uniones soldadas de los aceros TRIP

El ensayo de tensión cortante fue utilizado para evaluar cualitativamente la estabilidad mecánica de las uniones soldadas [58]. Las probetas fueron sujetas a una velocidad cuasi estática de 1 mm/min, utilizando una máquina de ensayos Zwick equipada con una carga de 100 kN. La **Figura 13** muestra las dimensiones de las probetas ensayadas, así como los espaciadores utilizados en cada probeta, posicionados sobre las caras interiores de las láminas soldadas.

Las características de las superficies fracturadas en las probetas de tensión de la unión se observarán mediante MEB con los parámetros de operación con señal de electrones secundarios, 15 kV, 220  $\mu$ A y distancia de trabajo de 23-24 mm.



**Figura 13.** Representación esquemática de las probetas sujetas al ensayo de tensión cortante.

## CAPÍTULO III. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

### 3.1 Caracterización microestructural de los aceros TRIP

#### 3.1.1 Composición química

La **Tabla 1**, muestra la composición química de los aceros TRIP bajo estudio en los cuales, el porcentaje en el contenido de Si se incrementó de manera gradual desde el acero S1 hasta el acero S6 en todos los aceros en orden ascendente. Mientras que el contenido de Mn trató de mantenerse en rangos similares. La **tabla I**, también exhibe las temperaturas de transformación  $A_{C1}$ ,  $A_{C3}$  y  $M_s$  propias de cada acero, y hace evidente el efecto de la composición química sobre las mismas.

**Tabla 1.** Composición química y temperaturas de transformación de los acero TRIP bajo estudio.

Acero	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	N	Ti	V	CE	Ac <sub>1</sub>	Ac <sub>3</sub>	M <sub>s</sub>
S1	0.266	0.423	1.407	0.022	0.0048	0.321	0.027	0.138	0.105	0.0025	0.00040	0.0095	0.503	719.8	803.8	354.6
S2	0.274	0.685	1.428	0.024	0.0050	0.345	0.025	0.139	0.050	0.020	0.00072	0.0095	0.524	724	803.1	344.4
S3	0.268	1.011	1.325	0.025	0.0063	0.350	0.026	0.133	0.082	0.016	0.0016	0.0096	0.516	733.4	823	348.3
S4	0.329	1.388	1.752	0.021	0.0055	0.232	0.025	0.115	0.125	0.014	0.0017	0.011	0.625	736.2	812.6	304.3
S5	0.215	1.450	1.373	0.018	0.0096	0.163	0.021	0.101	0.091	0.015	0.00094	0.0058	0.461	733.3	855.6	364.6
S6	0.325	1.890	1.724	0.022	0.0084	0.230	0.028	0.116	0.283	0.013	0.0026	0.012	0.639	752.1	850.1	305.4

El carbono equivalente (CE) es una variable que valora la susceptibilidad de un material a que presente fisuración en frío en la zona afectada térmicamente (ZAT) después del proceso de soldadura. Dicho fenómeno está relacionado con la cantidad y dureza de la martensita en la ZAT. Algunos elementos de aleación pueden facilitar la formación de martensita retardando la cinética de formación ferrítica y bainítica. Por lo tanto el CE provee una medida de los efectos de estos elementos aleantes sobre la dureza del metal. Como se puede observar en la **tabla I**, el CE en cada acero incrementa a medida que el porcentaje total de elementos de aleación presentes en cada acero aumenta. El valor máximo de CE es registrado para los aceros S4 y S6, que de manera similar cuentan con los porcentajes más altos de C, en contraste, el acero S5 registra los porcentajes de C y CE más bajos de todo el sistema.



### 3.1.2 Diagramas de transformación

Los diagramas de transformación bajo enfriamiento continuo (CCT - Continuous Cooling Transformation) de los aceros TRIP bajo estudio fueron calculados por medio de JMatPro<sup>TM</sup>, en función a sus elementos de aleación se presentan en la **Figura 14**. Según estos, las velocidades de enfriamiento críticas para la formación de martensita son lo suficientemente altas para suprimir la formación de AR, de modo que la velocidad de enfriamiento se encuentra en función de la composición química de cada acero. Un enfoque propuesto para deducir la velocidad de enfriamiento crítico para la formación de martensita en aceros AHSS [59] utilizando diferentes técnicas de soldadura, mostró que la velocidad de enfriamiento crítica para el acero TRIP 800 era de  $90 \text{ Ks}^{-1}$ , la cual es bastante baja en comparación con la velocidad de enfriamiento alcanzada en el proceso de soldadura por puntos de resistencia.

Se observa también, que la transformación de fases se retrasa en aceros con mayores contenidos de C y Mn como es el caso de los aceros S4 y S6, en los que la región de transformación se mueve hacia el lado derecho y disminuye la velocidad de enfriamiento necesaria para generar ferrita. La transformación ferrítica en los aceros S1, S2, S3 tiene el mismo comportamiento. Por otro lado, la formación de ferrita en el acero S5 se mueve hacia el lado izquierdo debido al bajo contenido de C. La transformación perlítica comienza al mismo tiempo para casi todos los aceros, excepto para los aceros S1 y S6, en los que la transformación se retrasa debido al bajo contenido de Si y alto contenido de C respectivamente, y a su actividad en la fase ferrítica y la inhibición de la precipitación de carburos debido a la presencia de Si, resultados similares han sido observados por Tsukatani y col. [25].

La información arrojada por los diagramas CCT hace evidente que el enfriamiento excesivamente alto en los aceros genera que la austenita se transforme directamente en bainita o martensita sin formación de ferrita, excepto en el acero S5 en el cual, podría ser posible un mínimo de transformación ferrítica a altas velocidades de enfriamiento incluso antes de la transformación bainítica.

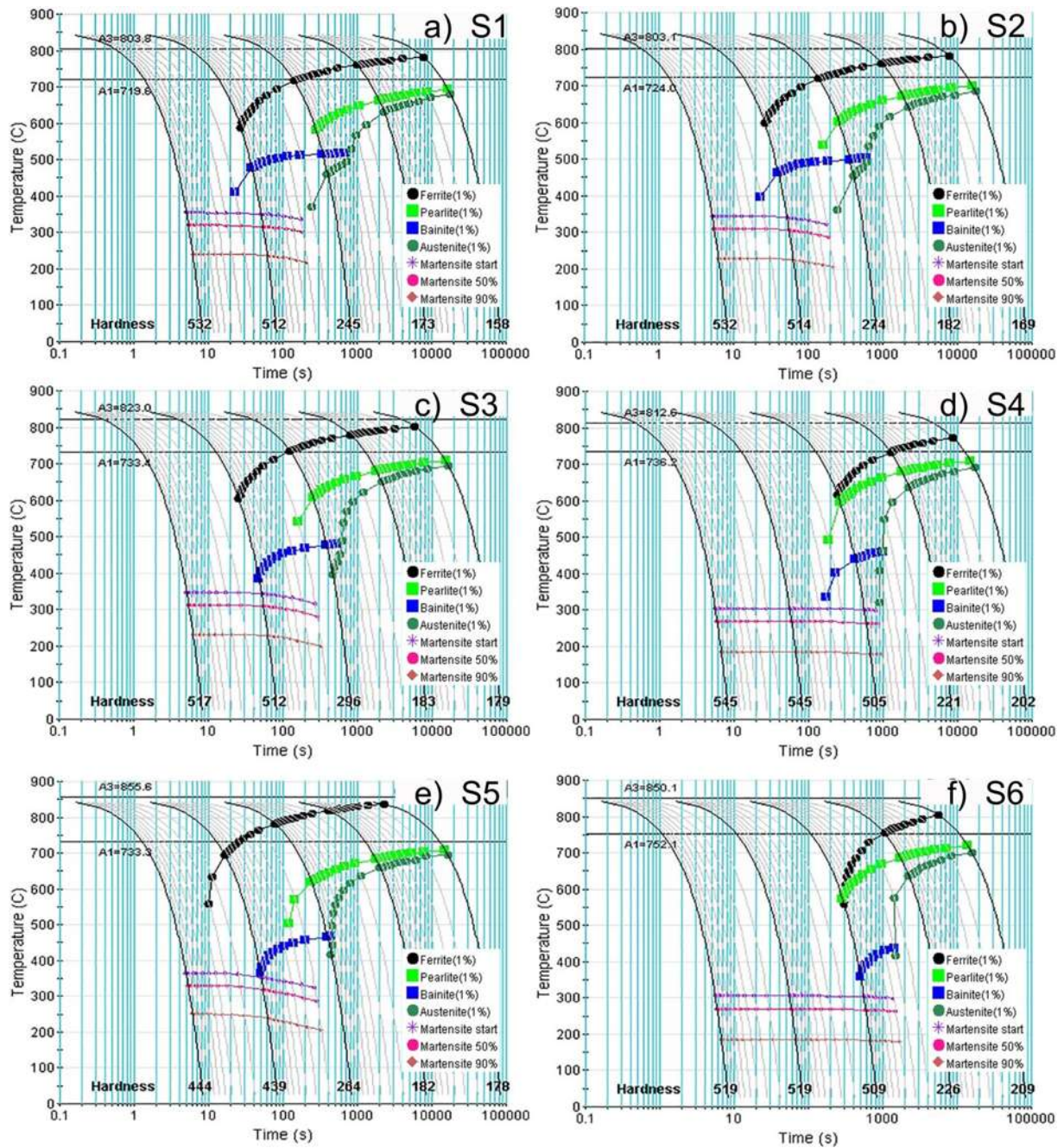


Figura 14. Diagramas de transformación continua (CCT) de los aceros TRIP bajo estudio.

De manera análoga, el inicio de transformación martensítica se mantiene en rangos de temperatura similares para los aceros con bajos contenidos de C. No obstante, los aceros S4 y S6 exhiben temperaturas  $M_s$  de casi 50 °C debajo de las exhibidas por el resto de los aceros, lo cual hace evidente el efecto del C sobre las temperaturas de transformación de fase en los aceros.

### 3.1.3 Microscopia óptica

La **Figura 15** muestra las micrografías de los metales base de los aceros TRIP bajo estudio, obtenidas por medio de MO. Las microestructuras de cada acero están compuestas por diferentes contenidos de ferrita (F), bainita (B), martensita (M) y austenita retenida (AR). El efecto del reactivo químico utilizado *LePera* sobre la microestructura es evidente, la apariencia de la ferrita es azul mientras que la bainita exhibe un color marrón con diferentes intensidades. Sin embargo, e incluso cuando la martensita y la austenita retenida se destacan en color blanco del resto de las fases, no son identificables fácilmente una de la otra. Resultados similares fueron obtenidos por Soliman y col. [60], quienes también utilizaron la técnica de *LePera* para revelar la microestructura multifásica de los aceros TRIP. Ambos resultados concuerdan con el trabajo realizado por DeArdo y col. [61], quienes desarrollaron un procedimiento de revelado microestructural que permite la identificación de austenita retenida en aceros TRIP por medio de la exposición de pequeñas islas blancas brillantes que se diferencian claramente de la fase ferrítica. Sin embargo, ha sido analizado en trabajos anteriores [62] que la distinción entre martensita sin revenir y austenita retenida utilizando este método no es lo suficientemente clara

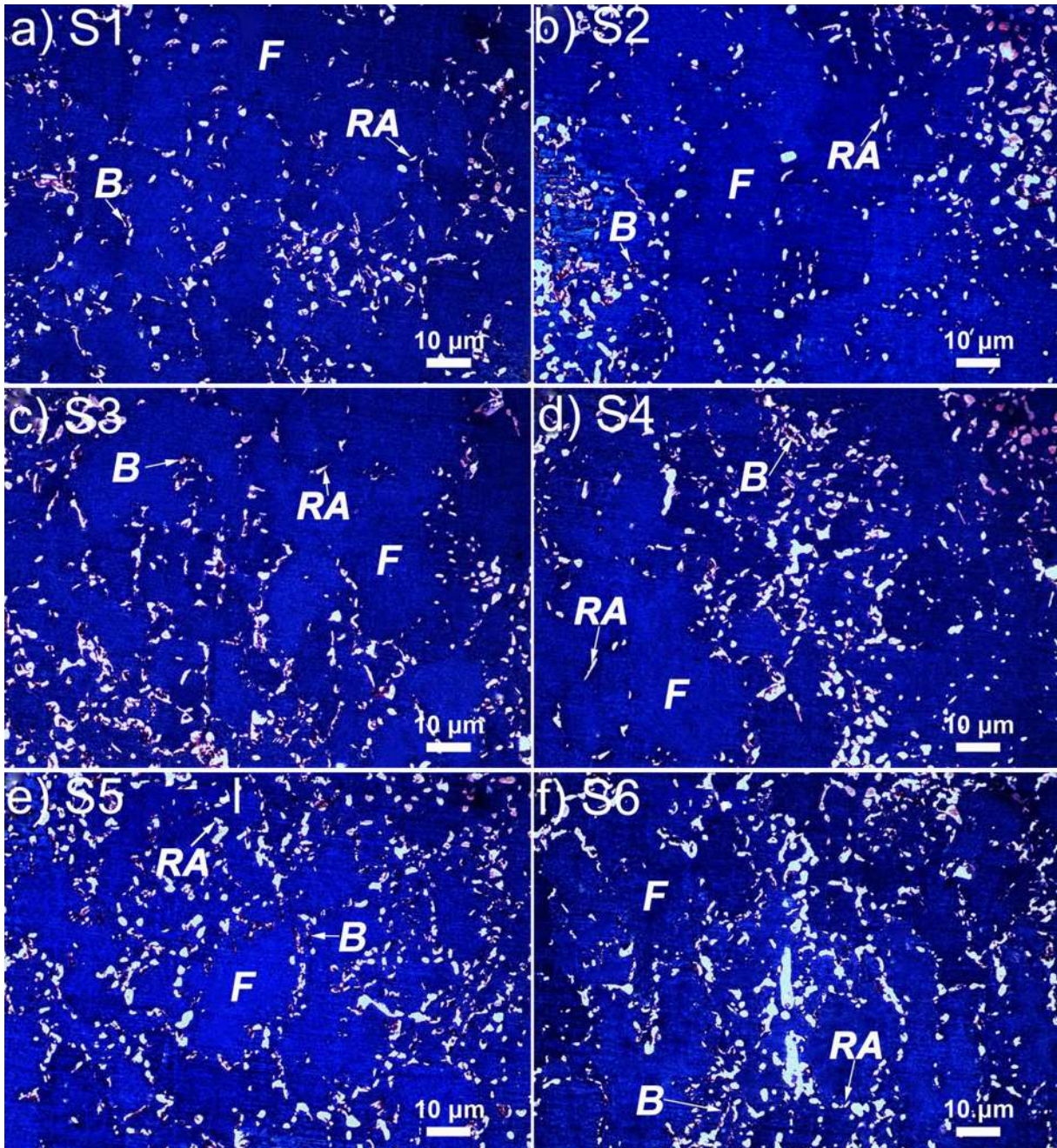
La microestructura del acero S1 en la **Figura 15a**, muestra una matriz ferrítica sobre la cual, porciones de bainita y cantidades mínimas de AR y M sobresalen. Zhuang y col. [63] informaron que se puede obtener una estructura multifásica compuesta de ferrita, bainita y austenita retenida por medio de un tratamiento térmico TRIP después del laminado en frío del acero.

La microestructura del acero S2 que se muestra en la **Figura 15b** consiste en una matriz de ferrita en la que se distingue la fase bainítica y pequeñas porciones de martensita y austenita retenida. La microestructura del acero S3 se exhibe en la **figura 15c**, esta, presenta una matriz ferrítica con una mayor proporción de bainita, así como austenita retenida y martensita en sus alrededores.

La **Figura 15d** ilustra la microestructura del acero S4, cuya composición de fases es análoga con el resto de los aceros. Se ha establecido que el Mn actúa como un estabilizador de fase austenítica, por ejemplo, Sakuma y col. [20] encontraron que la cantidad de RA aumenta a medida que aumenta el contenido de Mn, y que el Si actúa como un estabilizador en porcentajes mayores al 1.5 %. Tsukatani y col. [25] reportaron que la fracción volumétrica de austenita retenida se ve afectada por el contenido de Mn, incluso cuando el porcentaje de Si es 2%, la fracción de esta aumenta al incrementar el contenido



de Mn de 1 a 1.5%, es decir, es necesaria la adición de Mn por encima del 1% para obtener una mayor cantidad de austenita.



**Figura 15.** Microestructura de los metales base de los aceros TRIP bajo estudio.

Por otro lado, por debajo del 1% de Mn, la microestructura consistirá principalmente de ferrita y pequeñas cantidades de austenita retenida, martensita y bainita. El bajo porcentaje de Mn también está relacionado con la inestabilidad de la austenita y, en consecuencia, la aceleración de la transformación ferrítica durante el enfriamiento.

Las fracciones volumétricas de austenita retenida están directamente relacionadas con la composición química de cada acero, siendo estas mayores en los aceros que tienen composiciones químicas con altos contenidos de Si y Mn, como es el caso de los aceros S5 y S6, cuyas microestructuras se muestran en Las **Figuras 15e** y **15f**, y en las cuales se puede apreciar que la presencia de austenita retenida es mayor que en el resto de los aceros. Tsukatani y col. [25] encontraron que las adiciones de Si por encima del 1% aumentan la fracción volumétrica de austenita retenida debido al cambio de segundas fases de bainita y perlita a ferrita bainítica.

Las microestructuras obtenidas en los aceros TRIP bajo estudio se generaron mediante los mismos parámetros de tratamiento térmico. La diferencia en la composición química de los aceros originó que los parámetros de tratamiento térmico no fueran los óptimos para algunos de los aceros, lo que generó diferentes variaciones en la fracción volumétrica de austenita retenida final en cada acero. Las temperaturas de recocido intercrítico (IAT – intercritical annealing temperature) y de recocido bainítico (IBT – isothermal bainitic temperature) son los factores principales que rigen la formación de austenita en los aceros TRIP. La relación que rige la formación y retención de austenita entre la composición química y los parámetros de tratamiento térmico se puede explicar de la siguiente manera: el contenido de aleación en los aceros TRIP permite modificar las temperaturas de transformación  $A_{C1}$ ,  $A_{C3}$  y  $M_S$ , la primera etapa del tratamiento térmico TRIP consiste en un recocido intercrítico en la región bifásica para transformar la microestructura inicial en austenita. Se ha informado que la temperatura intercrítica en la zona de transformación ( $\alpha + \gamma$ ) se debe localizar entre 20 y 30 ° C por encima de  $A_{C1}$  [27] con la finalidad de desarrollar austenita estable. Cuando la temperatura de recocido intercrítico es cercana a  $A_{C3}$ , la fracción volumétrica de austenita es alta pero su contenido de carbono es bajo, según Yin y col. [64], la concentración de carbono en austenita juega un papel muy importante en la estabilidad de la misma.

La variación entre la fracción volumétrica y la concentración de carbono en la austenita se altera de acuerdo a las temperaturas de recocido y composiciones químicas de cada acero. Una vez realizado el recocido intercrítico, los aceros se templen a una temperatura a la que da comienzo la etapa de recocido

bainítico, este enfriamiento hace que la austenita a retener de baja estabilidad se descomponga ocasionando una reducción en su porcentaje final. Durante la etapa de recocido bainítico, otra parte de la austenita ya retenida se transforma en bainita, mientras que la austenita retenida restante se estabiliza a causa del rechazo de carbono a través de la ferrita bainítica en austenita residual y a la inhibición de la precipitación de cementita de la austenita [65], debido a la presencia de elementos de aleación como Si, Al y P, los cuales tienen baja solubilidad en la cementita, por lo que su presencia conduce a la inhibición de la formación de la misma, mientras que la austenita retenida es enriquecida con carbono. De acuerdo con Amirthalingam [66], los parámetros del recocido bainítico isotérmico deben ser calculados de acuerdo con las composiciones químicas de cada acero, dado que después de dicha etapa, la austenita inestable se descompone durante el enfriamiento posterior disminuyendo su fracción volumétrica final. Similarmente, Azizi1 y col. [67] encontraron que la cantidad o retención la austenita aumenta al incrementar la temperatura del recocido bainítico, sin embargo, su contenido de carbono disminuye, por lo que se reduce su estabilidad.

Varias investigaciones [5, 25, 59, 63] han reportado que la retención de austenita en los aceros TRIP depende de dos factores principales; la composición química del acero, particularmente el contenido de C, Si, Mn, Al y P, y segundo, el desarrollo de un tratamiento térmico apropiado. Alexopoulos [68], afirma que a través de una selección apropiada de las condiciones de recocido, al final de la etapa la microestructura generalmente consiste en una mezcla de austenita estable al 50% -ferrita-50%. B. Gajda y Lis [69] encontraron que se puede obtener una estructura bifásica en aceros TRIP a partir de 60 segundos a una temperatura de austenitización de 900°C.

Como se muestra en la **Tabla I**, las temperaturas de transformación  $A_{C3}$  de los aceros S1, S2, S3 y S4 son similares a las de la temperatura de recocido intercrítico (810 ° C), de modo que la austenita retenida desarrollada dentro de estos aceros podría ser inestable. Por otro lado, las temperaturas  $A_{C3}$  de los aceros S5 y S6 son lo suficientemente altas como para promover la formación de austenita retenida estable. Según Yin y col. [64], la concentración de carbono en la austenita juega un papel muy importante en la estabilidad de la misma, la variación entre el contenido de austenita retenida y su concentración de carbono variará para diferentes temperaturas de recocido y composiciones químicas



### 3.1.4 Microscopía electrónica de barrido.

#### 3.1.4.1 Análisis EBSD de los metales base.

Por medio de microscopía óptica es difícil diferenciar la cantidad de austenita retenida de la martensita presente en la muestra. Debido a esto, y con la finalidad de ratificar la presencia de austenita retenida en los metales base de los aceros TRIP bajo estudio, se utilizó la técnica EBSD.

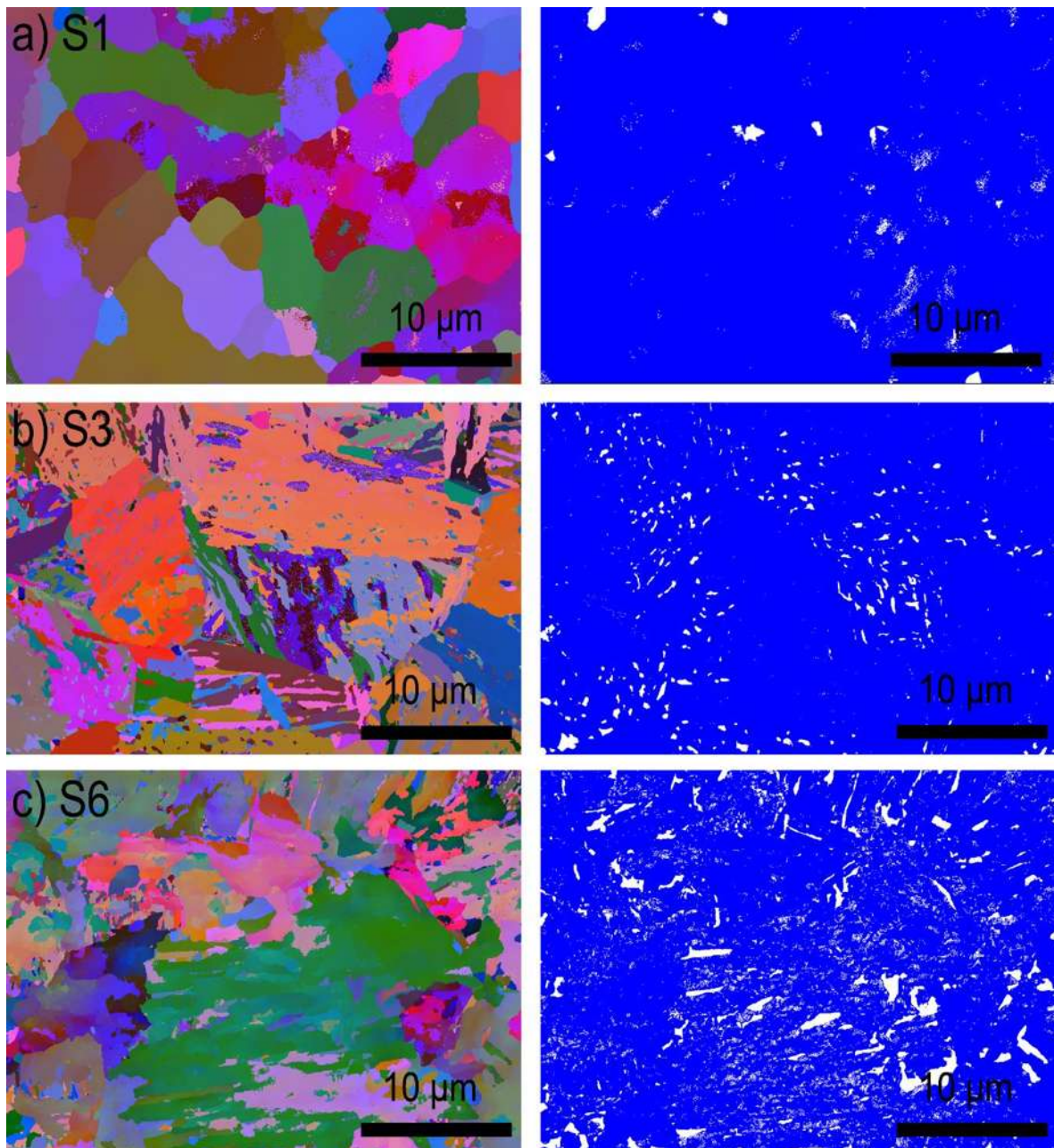


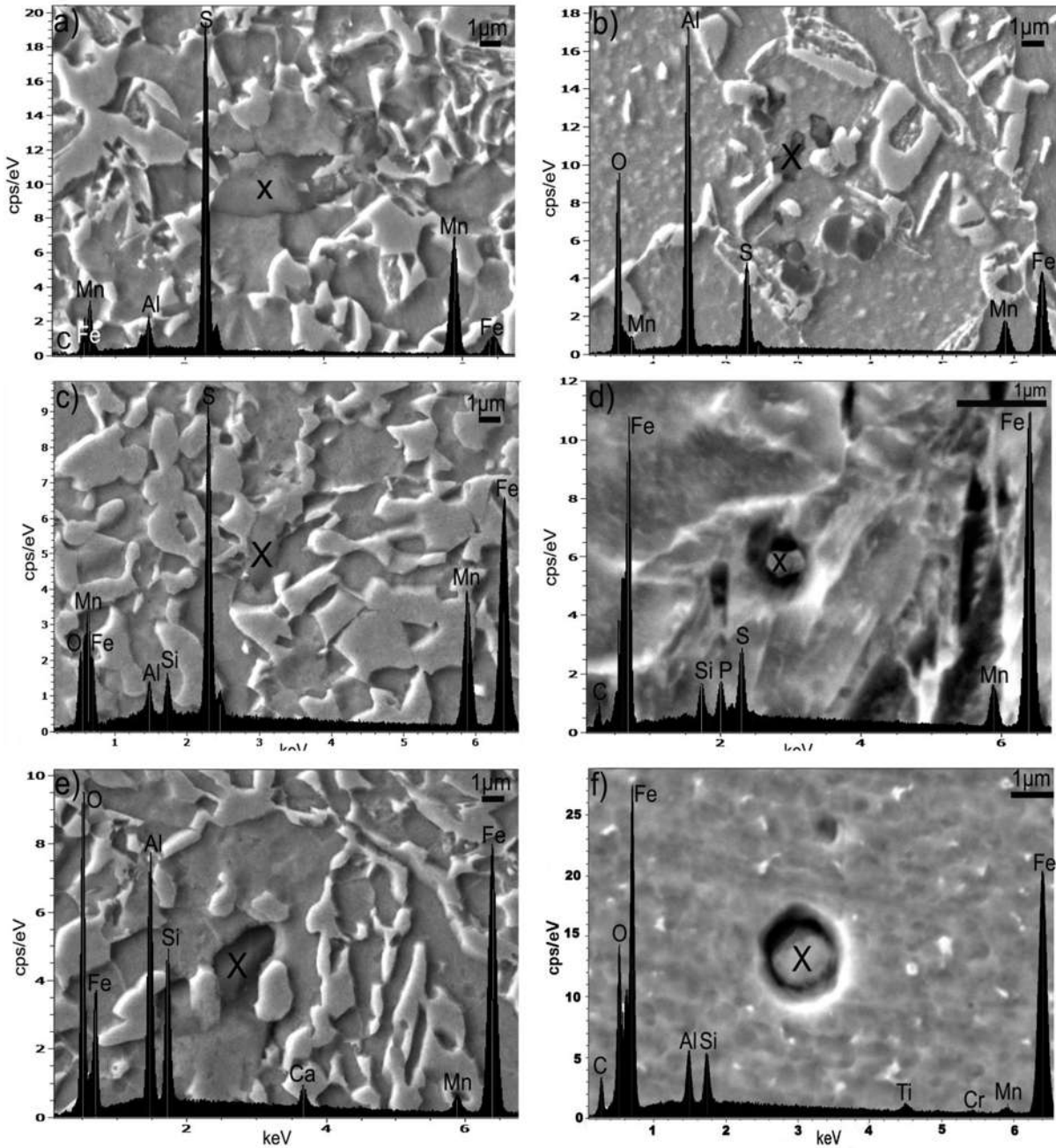
Figura 16. Imágenes de las microestructuras de los aceros; a) S1, b) S2 y c) S3, obtenidas por medio de EBSD.

En la cual, la diferencia entre estructuras cristalinas se hace evidente por medio de una imagen de mapas de contrastes de bandas de cada fase, los cuales son creados a partir de los patrones de Kikuchi inherentes a cada estructura cristalina. Las imágenes de las microestructuras de los aceros TRIP obtenidas por medio de EBSD se muestran en la **Figura 16**. Se pueden apreciar las microestructuras de los aceros TRIP a) S1, b) S3 y c) S6 con sus correspondientes supresiones de la fase ferrítica, con lo cual, la austenita retenida se distingue con claridad en color blanco sobre una matriz azul. Se observa como la presencia de austenita retenida incrementa su volumen desde el acero S1 hasta el acero S6.

#### **3.1.4.2. Caracterización de inclusiones no metálicas.**

Inclusiones no metálicas de composición compleja de diferentes tamaños fueron encontradas en los metales base de los aceros TRIP, sus composiciones y morfologías se muestran en la **Figura 17**. El acero S1 (**Figura 17a**) muestra una inclusión compleja de forma irregular con un tamaño promedio de 4.5  $\mu\text{m}$ . La cual, está compuesta por cantidades elevadas de S, Mn y Al, lo cual indica que sulfuros de manganeso están presentes en el acero. Las inclusiones de MnS son características de aceros desoxidados con un exceso de Al [70]. Un óxido de aluminio con cantidades considerables de azufre y morfología dendrítica fue encontrado en el acero S2 (**Figura 17b**). La **Figura 17c** muestra una inclusión alargada de MnS con zonas ricas en Si y Al, con un área promedio de 3  $\mu\text{m}^2$ . Las inclusiones no metálicas presentes en los aceros S4 y S6 se muestran en las **Figuras 17d y 17f**, respectivamente. En los dos aceros se encontraron partículas típicas de tipo globular con diámetros de 0,4  $\mu\text{m}$  y 1  $\mu\text{m}$  para los aceros S4 y S6 en el mismo orden.





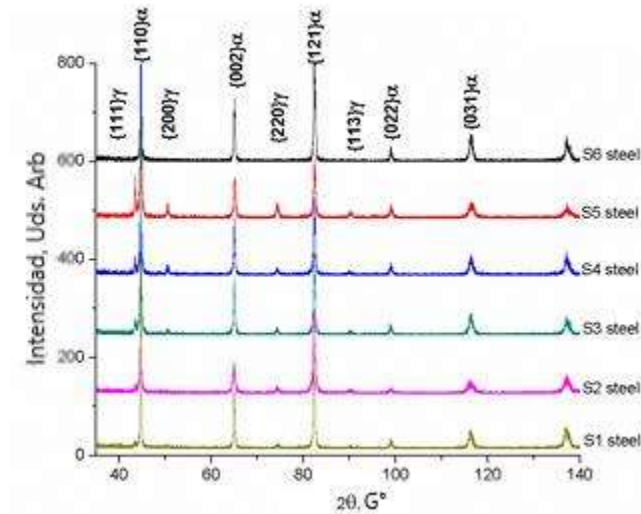
**Figura 17.** Inclusiones no metálicas encontradas en los metales base de los aceros TRIP.

La técnica de espectrometría de dispersión de energía de rayos-X (EDS) arrojó espectros que indican un aumento notable en el contenido de Fe y S en la partícula encontrada en el acero S4, con porcentajes de otros elementos tales como; Si, P y Mn. De igual manera, se registró un incremento de Fe y O con bajas cantidades de C, Al, Si, Ti, Cr y Mn para el acero S6, lo cual hace evidente la presencia de un

FeO complejo en dicho acero. Una inclusión de Al-O con morfología poliédrica y un área promedio de  $2,5 \mu\text{m}^2$  fue encontrada en el acero S5 (**Figura 17e**), la cual está compuesta por altos porcentajes de Fe y Si y bajos contenidos de Ca y Mn. En general, todos los aceros presentaron inclusiones no metálicas con composiciones y porcentajes de elementos inherentes a las composiciones químicas de los metales base TRIP presentes en solución sólida y a los utilizados durante el proceso de desoxidación durante la producción del acero. Estas inclusiones, se forman por el mecanismo de precipitación como resultado de reacciones homogéneas en los aceros. Están compuestas principalmente de óxidos y sulfuros, y las reacciones que los forman pueden ser inducidas por adiciones de elementos de aleación en el acero o simplemente por cambios en la solubilidad durante la etapa de enfriamiento [70].

### 3.1.5 Difracción de rayos $-X$

Los patrones de difracción de rayos-X arrojados por los metales base se muestran en la **Figura 18**. Se puede observar que todos los aceros TRIP mostraron los picos correspondientes de la austenita ( $\gamma$ ) y la ferrita ( $\alpha$ ), los cuales, son los principales constituyentes microestructurales en los aceros. El aumento en la intensidad de los picos  $\gamma$  corresponde al crecimiento de la fracción volumétrica de austenita retenida y parece ser mayor a medida que aumenta el contenido de Si, Mn y C. El análisis cuantitativo de las fracciones volumétricas de AR se calculó con un error promedio de  $\pm 0.012$ ,  $0.015$ ,  $0.015$ ,  $0.010$ ,  $0.014$  y  $0.014\%$  para los aceros S1, S2, S3, S4, S5 y S6, respectivamente, de acuerdo con los resultados obtenidos por medio del programa TOPAS. La **Tabla 2** corrobora que la fracción volumétrica de AR aumenta a medida que aumenta el contenido de elementos de aleación como Si y Mn. Pichler [71] reportó que se podrían estabilizar cantidades suficientes de AR en aceros TRIP con contenidos de Si superiores al 1%. Sin embargo, porcentajes inferiores al 1% mostraron menores cantidades de la misma.



**Figura 18.** Patrones de difracción de rayos – X obtenidos de los metales base de los aceros TRIP.

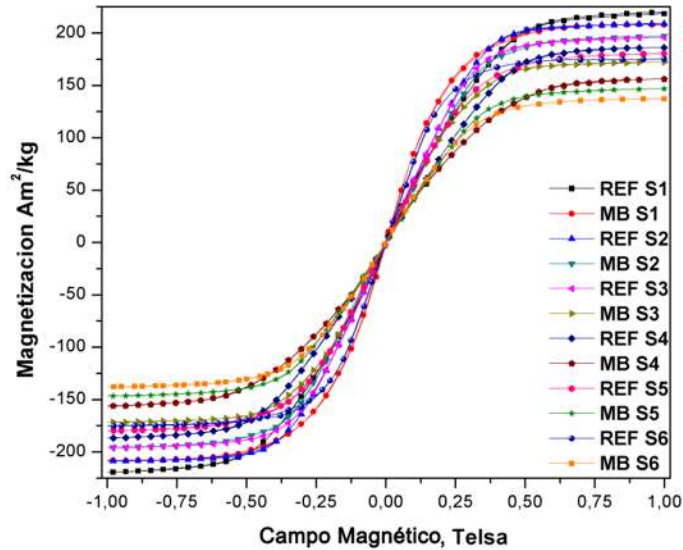
**Tabla 2.** Porcentajes de austenita retenida presente en los metales base de los aceros TRIP.

TRIP steel	S1	S2	S3	S4	S5	S6
$\gamma_{RA}$ (%)	4.89	5.27	11.09	15.60	18.16	20.88

### 3.1.6 Magnetometría de muestra vibrante

#### 3.1.6.1 Cuantificación de austenita retenida e inclusiones no metálicas en los metales base.

La **Figura 19** muestra el comportamiento de magnetización para el campo magnético aplicado de los especímenes sin AR ( $M_s$  (f)) tomadas como referencias (REF) y de los aceros TRIP con contenidos de AR + INM ( $M_s$  (c)) tomados como metales base (MB). Las curvas de magnetización representativas de los aceros TRIP difieren en todos los aceros, se puede observar que la magnetización de los BM con composiciones químicas más ricas tiende a acercarse a cero. Similarmente, también se observa que las curvas de magnetización de las muestras REF presentaron comportamientos similares pero valores más altos que sus MB correspondientes.



**Figura 19.** Curvas de magnetización obtenidas en los metales base y de referencia de cada uno de los aceros.

Los resultados arrojados por medio de magnetometría se obtuvieron con errores relativos menores al  $\pm 2\%$ . Sobre la zona recta de cada curva se realiza un ajuste lineal para calcular  $M_{S(c)}$  y  $M_{S(f)}$  y sus correspondientes desviaciones estándar de acuerdo con Green [72], en la presente investigación se obtuvieron errores relativos menores a 0.006%.

La **Tabla 3** resume la saturación de magnetización  $M_{S(c)}$  y  $M_{S(f)}$  y sus correspondientes desviaciones estándar calculadas a partir del ajuste de mínimos cuadrados en las zonas rectas de las curvas de la **Figura 19** obtenidos a partir de la definición estándar [72]. Es evidente que la saturación magnética de las muestras REF con contenidos de aleación más bajos obtuvo los valores más altos de  $M_S$  de la misma manera que las muestras de MB con composiciones químicas menos aleadas mostraron valores de  $M_S$  más altos en comparación con aquellos con porcentajes más altos en elementos de aleación. Al comparar las curvas de magnetización de cada acero, se debe tener en cuenta que los valores MB  $M_S$  de los aceros TRIP tienden a alejarse de los valores REF  $M_S$  a medida que aumenta el contenido de aleación indicando mayores cantidades de fases paramagnéticas como AR e INM.

**Tabla 3.** Valores de magnetización obtenidos en los metales base y de referencia de cada uno de los aceros.

Acero TRIP	S1	S2	S3	S4	S5	S6
MB $M_{sc}$ ( $\text{Am}^2/\text{kg}$ )	206.7	196.9	172.2	155.9	146.5	137.1
DS	0.0034	0.0058	0.0030	0.0020	0.0020	0.0009
REF $M_{sf}$ ( $\text{Am}^2/\text{kg}$ )	218.3	208.8	194.8	186.1	180.5	175.1
DS	0.0027	0.0063	0.0059	0.0031	0.0012	0.0012

De la **Tabla 3**, se infiere que los errores relativos son insignificantes, ya que las desviaciones estándar son muy bajas, lo que indica que los datos medidos son precisos con respecto a la determinación de la fracción volumétrica de AR + INM. Varias investigaciones [60-62, 73] han utilizado la técnica de magnetometría de muestra vibrante para cuantificar la fracción volumétrica de AR, y han encontrado que los resultados son confiables. Se puede observar que los porcentajes de AR detectados a partir de la técnica de saturación magnética son mayores que los calculados a partir de la técnica de difracción de rayos-X (**Tabla 2**). Esta discrepancia entre ambas técnicas está relacionada con el hecho de que la técnica de saturación magnética detecta no solo AR, sino también otra fase paramagnética como es el caso de las INM, como explica Zhao y Bigdeli [54, 74], quienes utilizaron la técnica magnética para determinar la cantidad de fases paramagnéticas y ferromagnéticas.

Además, la técnica de difracción de rayos-X es muy sensible a errores experimentales, como la tensión inducida durante la preparación de la muestra [54], lo que podría incrementar los errores de ajuste. Shatsov y col. [75] informaron que la diferencia entre los resultados obtenidos por difracción de rayos-X y magnetometría está relacionada con la posible transformación parcial de fase  $\gamma \rightarrow \alpha$  que podría ocurrir durante la preparación de las muestras para difracción. Sin embargo, los resultados estadísticos en ambas técnicas mostraron variaciones muy bajas, especialmente los valores de magnetización que no alteran en absoluto la fracción en el volumen final de AR. De tal forma que, los porcentajes finales de la AR detectados por medio de difracción podrían alterar mínimamente el contenido final de INM.

No obstante, estas mínimas alteraciones no tienen un efecto relevante sobre las propiedades físicas (eléctricas / térmicas) finales de los aceros. Como concluyeron Jacques y col. [65], no hay una

diferencia sistemática entre las estimaciones de AR por rayos-X o la técnica magnética y de acuerdo con Shatsov [75], se estipula que ambas técnicas muestran una buena correlación si las variables tales como la preparación, resolución o calibración de equipos están controladas. Además, las investigaciones previas [76-80] han combinado ambas técnicas para cuantificar los porcentajes de AR y todos ellos han encontrado una buena correlación entre los resultados de ambas técnicas.

**3.1.7 Ajuste de las técnicas de difracción de rayos-X, y magnetometría de muestra vibrante para el cálculo de INM y austenita retenida final.**

Los contenidos de INM en los metales base fueron calculados restando los porcentajes de AR obtenidos por medio de DRX a los resultados arrojados por la técnica de magnetometría (RA + NMI ( $f_y$ )), los cuales fueron obtenidos al comparar la saturación magnética de las muestras sin contenidos de austenita  $M_s(f)$  contra la saturación magnética de las muestras con contenidos de RA + NMI ( $M_s(c)$ ) utilizando la **Ecuación 1**.

$$f_y = 1 - \beta \frac{M_s(c)}{M_s(f)} \quad [1]$$

$M_s(f)$  se obtuvo a partir de muestras tratadas térmicamente a 600 ° C seguido de enfriamiento al aire a temperatura ambiente, a esta temperatura las INM presentes en los aceros TRIP no sufren transformación, por lo tanto, solo la AR es transformada en una mezcla de fases ferromagnéticas, dejando a las INM como la única fase paramagnética en la muestra. La **Tabla 4** muestra las fracciones volumétricas de AR + INM obtenidas de las curvas de magnetización. Los contenidos de INM totales se muestran en la **Tabla 5**.

**Tabla 4.** Contenidos de austenita retenida e inclusiones no metálicas presentes en los metales base de los aceros TRIP.

TRIP steel	S1	S2	S3	S4	S5	S6
$\gamma_{RA + NMI}$ (%)	6.24	6.64	12.48	17.06	19.64	22.48

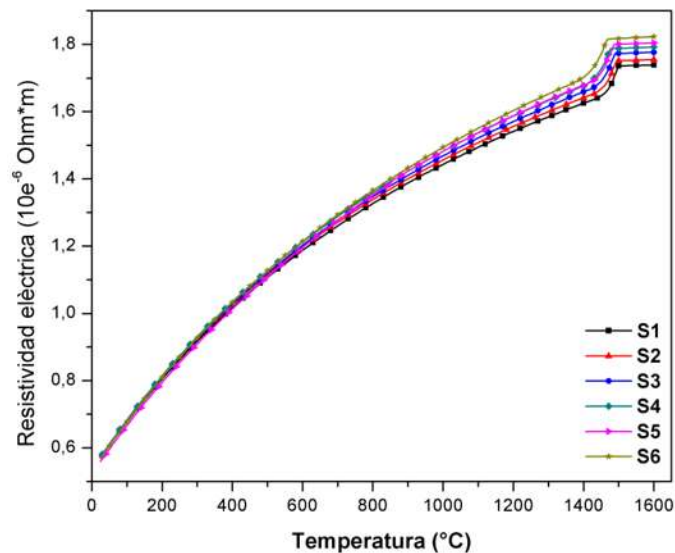
**Tabla 5.** Porcentajes de inclusiones no metálicas presentes en los metales base de los aceros TRIP.

TRIP steel	S1	S2	S3	S4	S5	S6
NMI (%)	1.35	1.37	1.39	1.46	1.48	1.6

### 3.1.8 Propiedades físicas teóricas de los metales base

#### 3.1.8.1 Resistividad eléctrica

La resistividad eléctrica de los aceros TRIP bajo estudio se muestra en la **Figura 20**. Se puede observar que a bajas temperaturas el comportamiento en la resistividad eléctrica de los aceros TRIP es casi lineal, no obstante, a 800 ° C la diferencia en esta propiedad entre los aceros se hace evidente.



**Figura 20.** Curvas de resistividad eléctrica obtenidas en cada uno de los aceros TRIP.

La resistividad eléctrica de los aceros TRIP incrementa a medida que aumenta el contenido de elementos de aleación y por ende, su contenido inherente de INM. Se pueden observar incrementos de resistividad significativos entre aceros con mayores diferencias en sus contenidos de INM, si se realiza una comparación entre S1 y S2, es evidente que la diferencia en su porcentaje de inclusiones no metálicas es de aproximadamente 0.02%, y su resistividad eléctrica es prácticamente la misma. Sin embargo, entre los aceros S1 y S3, la diferencia en el contenido de INM aumentó a 0.09% y análogamente su diferencia en resistividad eléctrica vio reflejado un incremento. La diferencia entre la resistividad eléctrica aumenta aún más a medida que las diferencias en los contenidos de INM entre los aceros TRIP son mayores. Se puede observar también que se alcanzan resistividades eléctricas más altas a medida que aumenta la temperatura.

Es interesante observar que la curva del acero S4 desplaza la curva de acero S5 incluso cuando el acero S5 tiene mayor contenido de Si (% en peso), este comportamiento está asociado con el alto contenido de C en el acero S4, que promueve una mayor resistividad eléctrica. La resistividad eléctrica exhibida por los aceros TRIP bajo estudio se encuentra en función de la cantidad de contenido de soluto. Se ha reportado [81] que concentraciones de solutos por debajo del 2% no tienen ningún efecto sobre la estructura electrónica del acero. Sin embargo, si la concentración de soluto es más alta, la estructura electrónica del acero comenzará a sufrir perturbaciones y se perderá la distribución homogénea de los átomos de soluto.

Todos los aceros TRIP bajo estudio tienen composiciones químicas (**Tabla I**) con altos contenidos de elementos de aleación, cuyos porcentajes son 2.7262, 3.0052, 3.2535, 4.0192, 3.4633 y 4.654% en peso para los aceros S1, S2, S3, S4, S5 y S6, respectivamente. Los altos porcentajes en el contenido de soluto aumenta el número de átomos de impurezas en el acero. Además, la naturaleza de estas impurezas depende de los porcentajes de los elementos químicos presentes en los aceros y su afinidad para formar fases precipitadas con otros elementos también presentes en el acero o en la atmósfera tales como O, C, B, S y N.

Amirtaligam [66] ha informado que en los aceros TRIP se agregan elementos oxidantes como Al y Si para suprimir la formación de cementita. Sin embargo, dichos elementos forman óxidos durante el proceso de fusión o soldadura, incrementando así el porcentaje de INM en el acero. Investigaciones previas [82-83] han reportado que la adición de Si a materiales ferrosos tiene efectos sobre sus propiedades magnéticas tales como el incremento en la resistividad eléctrica, y que el Al tiene el mismo efecto que el Si sobre las propiedades magnéticas del acero.

Esta aseveración podría explicar por qué el mayor contenido de Si, Al, Mn y C en los aceros S4 y S6 genera tanto el incremento en la formación de inclusiones no metálicas como la distorsión de los parámetros de red mediante la introducción de átomos de impurezas. Estos dos mecanismos se ven reflejados en el aumento de resistividad eléctrica que exhibieron ambos aceros en comparación con el resto. Comparable con el acero S4, el acero S5 también mostró un valor alto de resistividad eléctrica, se debe subrayar que el acero S5 tiene el contenido de C más bajo de todo el sistema, sin embargo, cuenta con mayor contenido de Si que el acero S4 y justo por debajo del acero S6. Los aceros S2 y S3 tienen un contenido de C similar; la diferencia en la resistividad eléctrica entre ambos es reflejo del contenido de Si y Al de cada uno.



La formación de inclusiones no metálicas incrementó en aceros con mayores contenidos de C (aceros S4 y S6), se infiere que el resto de los aceros S1, S2, S3 y S5 tendrán las mismas fases precipitadas, pero en menor porcentajes. El contenido total de inclusiones no metálicas en los aceros TRIP es de 1.35, 1.37, 1.39, 1.46, 1.48 y 1.6% (**Tabla 5**) en orden ascendente de los aceros S1 a S6. Estos porcentajes contienen fases tales como óxidos, nitruros, sulfuros y fosfuros, de morfologías y composiciones similares a las expuestas en la sección **3.1.4**.

Como se mencionó anteriormente, los aceros TRIP fueron sometidos a un tratamiento térmico TRIP de dos etapas (**Figura 2**). Si se considera el rango de temperatura de formación (**Tabla 7**) de las diferentes fases precipitadas, se puede observar que los óxidos ( $M_2O_3$ ), sulfuros de manganeso ( $MnS$ ) y nitruros de aluminio ( $AlN$ ) tienen un alto rango de formación en todos los aceros, de modo que su presencia es inevitable en las microestructuras finales. Las propiedades físicas de los aceros TRIP son afectadas por la presencia de ambos; átomos de impurezas y fases precipitadas (nitruros, sulfuros, boruros y óxidos), ya que otras fases precipitadas se disuelven parcial o totalmente mediante el tratamiento térmico TRIP. Según lo indicado por Steiner [82], Al y Mn forman inclusiones no metálicas; sin embargo, elementos como Cu, Ti, Cr también pueden formar inclusiones y así influir en las propiedades magnéticas de los aceros.

De la misma manera, Jenkins [84], afirma que los sulfuros, carburos y nitruros influyen en las propiedades magnéticas de los aceros. Oikawa [85], afirma que la resistividad eléctrica es una propiedad intrínseca de los aceros y aumenta con la cantidad de elementos de aleación. Este fenómeno podría explicarse de la siguiente manera; la resistividad eléctrica se determina a partir de un promedio sobre todas las direcciones de dispersión, cuando un electrón se propaga a través de una red cristalina con átomos en posiciones periódicas no sufre ningún cambio en la intensidad o dirección. Sin embargo, si la periodicidad de la red cristalina es afectada (distorsionada) por imperfecciones tales como átomos de impurezas, límites de grano, vacantes, fases precipitadas, los eventos de dispersión aumentan.

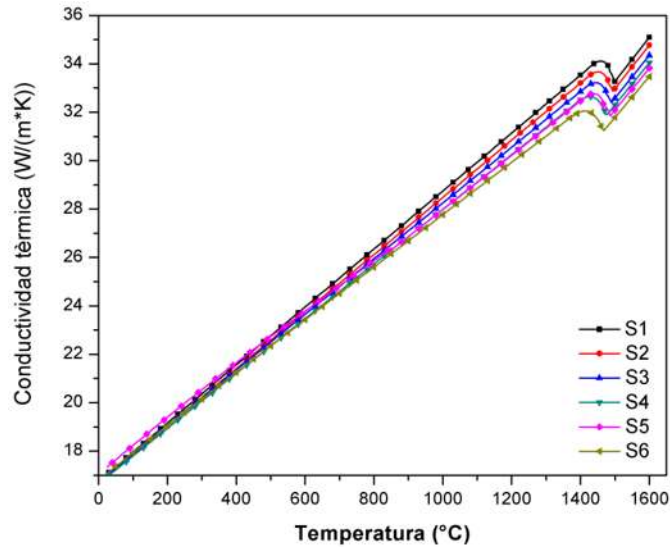
El incremento en dichos eventos genera que los electrones acelerados por un campo eléctrico pierdan o reduzcan su velocidad de deriva al impactar con cualquier tipo de imperfección. Estas colisiones son fuerzas de fricción que se oponen al flujo de fuerza electrostática de los electrones, de modo que las interacciones (colisiones) entre los electrones en movimiento y las imperfecciones en la red cristalina gobiernan la resistividad eléctrica en los aceros [81]. Resultados similares han sido publicados por Pereira y col. [86], quienes encontraron que los elementos químicos, como Cr, Fe, Nb, Ti y Al,

presentes como soluto en la matriz del acero que tienen diferencias entre 1 y 13% en el radio atómico; inducen una distorsión de la red cristalina ya sea por su tamaño o por su porcentaje en solución sólida. La conductividad eléctrica se reduce porque la red distorsionada modifica el camino libre de los electrones y conduce a una disminución de su movilidad (o a un aumento en su dispersión).

La purificación de la matriz mediante la eliminación de los átomos en solución sólida y su posterior concentración en algunas regiones debido a la formación de inclusiones no metálicas tiende a reducir los eventos de dispersión. Sin embargo, esto dependerá de la concentración de átomos de cada elemento en los precipitados. Por lo tanto, la dispersión de electrones por los propios precipitados tiende a reducir la conducción del material. Resultados similares fueron observados por Beckley y col. [87], quien señaló que el comportamiento magnético de los aceros es degradado por defectos metalúrgicos. Littmann [88] informó que la mayoría de los elementos de aleación aumentan la resistividad eléctrica del Fe el que el Al se usa además del Si para obtener una mayor resistividad con un efecto menos dañino sobre la ductilidad.

### ***3.1.8.2 Conductividad térmica***

La conductividad térmica de los aceros TRIP mostró un comportamiento opuesto en relación con su resistividad eléctrica, ambas propiedades son inversamente proporcionales, esta aparente correlación puede atribuirse al hecho de que ambas propiedades dependen de la estructura física de la materia y, por lo tanto, del movimiento del electrón. En la **Figura 21** se pueden observar incrementos periódicos en la conductividad térmica desde el acero S6 hasta el acero S1 a medida que aumenta la temperatura y disminuye el contenido de aleación. Los aceros S2 y S3 mostraron valores casi similares en todos los rangos de temperatura.

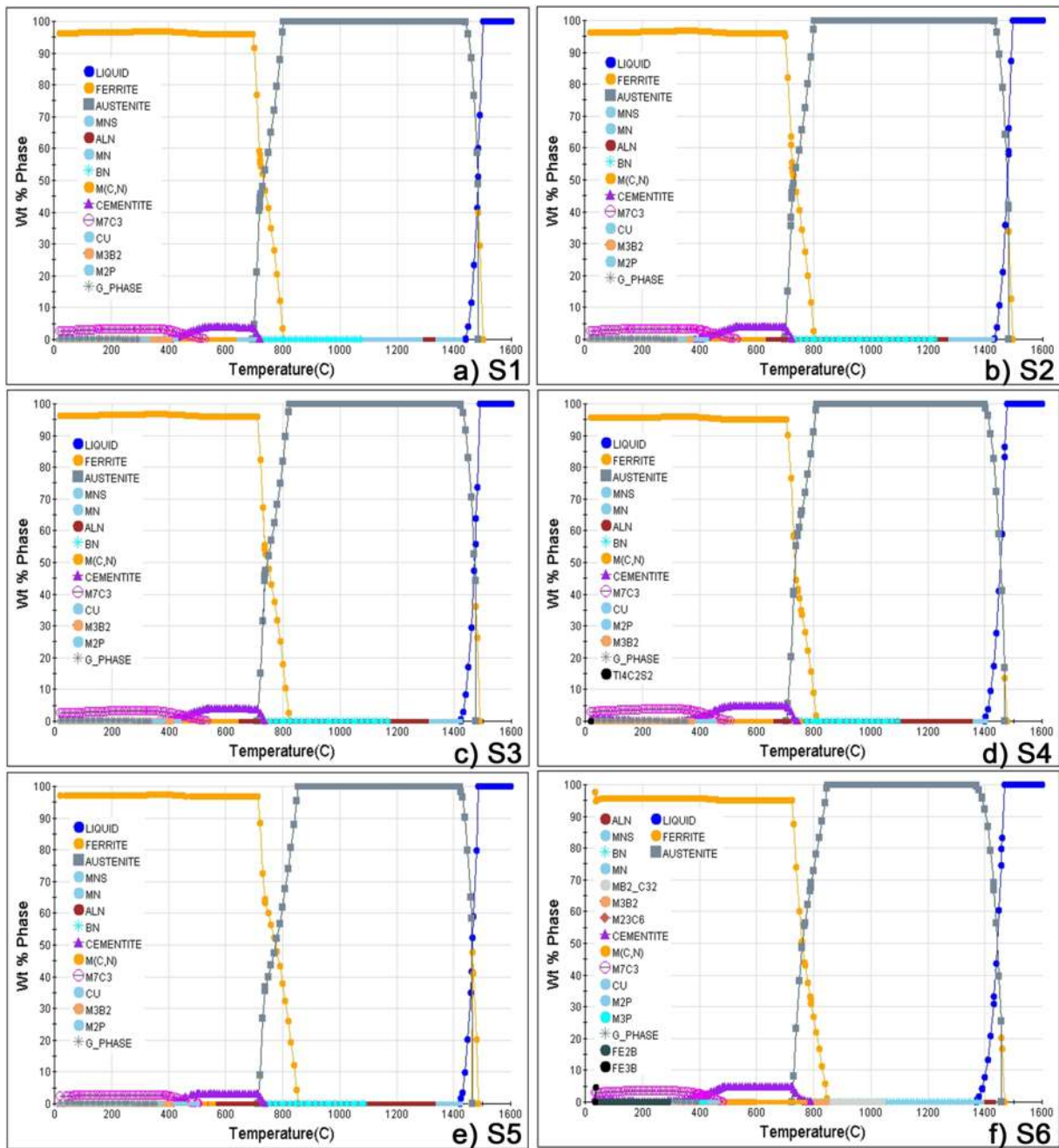


**Figura 21.** Curvas de conductividad térmica obtenidas para cada uno de los aceros TRIP.

En aceros, el calor se transfiere por la migración de electrones libres con alta energía cinética de regiones con temperatura más alta a regiones con temperaturas más bajas a través de una trayectoria libre, que se define como la distancia promedio recorrida por un electrón antes de colisionar con una imperfección en el material o con un fonón [89]. En consecuencia, el aumento en los eventos de dispersión causa una disminución en la conductividad térmica de manera similar al fenómeno que tiende a incrementar la conductividad eléctrica.

### 3.1.8.3 Desarrollo de fases intermetálicas

El alto contenido de diferentes elementos de aleación en los aceros TRIP bajo estudio genera la formación de diferentes fases intermetálicas debido a la interacción entre los elementos químicos presentes en el acero. Las temperaturas de formación de las INM y sus fracciones volumétricas dependen de los contenidos de C, Si, Mn, S, N, P y B. La formación de diferentes tipos de inclusiones no metálicas presentes en los aceros S1, S2, S3, S4, S5 y S6 fue calculada por medio de JMatPro © v9.1.2, estos resultados se muestran en la **Figura 22**. Los aceros S1, S2, S3 y S5 muestran el mismo tipo de formación de fase; como;  $M_2O_3$ ,  $MnS$ ,  $AlN$ ,  $Mn$ ,  $BN$ ,  $M(C, N)$ ,  $M_7C_3$ ,  $CU$ ,  $M_3B_2$ ,  $M_2P$  y la fase  $G$ .



**Figura 22.** Diagramas de precipitación de fases calculados para cada uno de los aceros TRIP.

Además de las fases arriba mencionadas, el acero S4 también muestra la formación de  $Ti_4C_2S_2$  debido a su alto contenido de C y Ti. De la misma manera, el acero S6 muestra diferentes fases que el resto de los aceros, tales como:  $M_{23}C_6$ ,  $Fe_2B$ ,  $Fe_3B$ ,  $MB_2-C_{32}$  y  $M_3P$ . Los rangos de temperatura de formación de fase pronosticados en los aceros TRIP se muestran en la **Tabla 6**. En la transformación en equilibrio, la

mayoría de las fases estarán presentes en los aceros TRIP. Sin embargo, la presencia de estas fases diferirá de la generada en los aceros TRIP en estudio debido a que estos aceros fueron sometidos a tratamiento térmico TRIP, por lo que la formación de algunas fases podría restringirse del todo o en algunos rangos de temperatura.

**Tabla 6.** Temperaturas de formación de las fases precipitadas presentes en los aceros TRIP.

Phase	Rangos de formación (°C)											
	M <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MnS	AlN	MN	BN	M(C,N)	Fe <sub>3</sub> C	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	CU	M <sub>3</sub> B <sub>2</sub>	M <sub>2</sub> P	G
S1	1600	1426 –	1262 –	1350 –	1225 –	625 – 20	724 –	532 –	497 –	372 –	348 –	317 –
	– 21	20	20	404	721		384	20	20	20	20	20
S2	1600	1422 -	1301 –	1399 –	1169 –	636 – 20	736 –	534 –	435 –	408 –	380 –	334 -
	– 21	20	20	490	736		360	20	20	20	20	20
S3	1600	1403 –	1350 –	396 – 598	1097 –	651 – 20	745 –	508 –	454 –	390 –	375 –	553 –
	– 21	20	20		745		270	20	20	20	20	20
S4	1600	1425 –	1328 –	1361 –	1088 –	559 – 20	738 –	507 –	504 –	407 –	375 –	353 –
	– 21	20	20	548	738		393	20	20	20	20	20
S5	1600	1389 -	1431 -	1369 -	1370 -	769 - 37	791 -	483 -	464 -	593 -	442 -	394 -
	– 21	20	20	1039	788		230	35	20	20	20	20
S6		M <sub>3</sub> P	Fe <sub>2</sub> B	MB <sub>2</sub> C <sub>32</sub>	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>							
		422-	291 -	1042 -	791 –							
		394	20	749	790							

Si el rango de temperaturas de formación de cada una de las fases mostradas en la **Tabla 6** es considerado y se relaciona con los parámetros del tratamiento térmico al que los aceros TRIP fueron expuestos, se hace evidente que fases tales como óxidos ( $M_2O_3$ ), sulfuros de manganeso ( $MnS$ ) y nitruros de aluminio ( $AlN$ ) tienen rangos de formación amplios, de tal forma que su presencia es inevitable en la microestructura final de los aceros. Los nitruros de boro ( $BN$ ) precipitan a altas temperaturas en todos los aceros, su temperatura final de formación varía de un acero a otro en un rango de 120 – 180°C, por lo que su presencia es parcialmente anulada por el tratamiento térmico. Además, el bajo contenido de boro presente en el acero disminuye la precipitación de dicha fase. De manera similar, la formación de las fases  $CU$  y  $Fe_2B$  no es afectada por los parámetros del tratamiento térmico. Sin embargo, los bajos contenidos de ambos elementos reducen la presencia de las mismas. La formación de las fases  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$  y  $MB_2C_{32}$ , es anulada en cualquier rango de temperatura debido a

la presencia de Si, Al y P. Los nitruros y carburos compuestos por N y C en combinación con elementos de transición como Ti, V y Nb ( $MN$  y  $MC$ ) son parcialmente disueltos durante el tratamiento térmico TRIP. La fase  $M_3P$  tiene un rango de formación corto por lo que su presencia es despreciable y solo fue encontrado en el acero S6. La fase  $M_3B_2$  compuesta por W, Ni, Cr y Mo en combinación con B cuenta con un rango de formación que no es afectado por los parámetros de tratamiento térmico, sin embargo, los bajos contenidos de los elementos que conforman dicha fase disminuyen la posibilidad de formación de la misma. La fase G se forma en rangos de temperatura diferentes a los utilizados en el tratamiento térmico y está compuesta por altos contenido de Si, no obstante su formación requiere tiempos por encima de los 100 minutos por lo que su presencia es descartable en los aceros TRIP bajo estudio.

### **3.2 Caracterización mecánica del metal base**

#### **3.2.1 Microdureza HV**

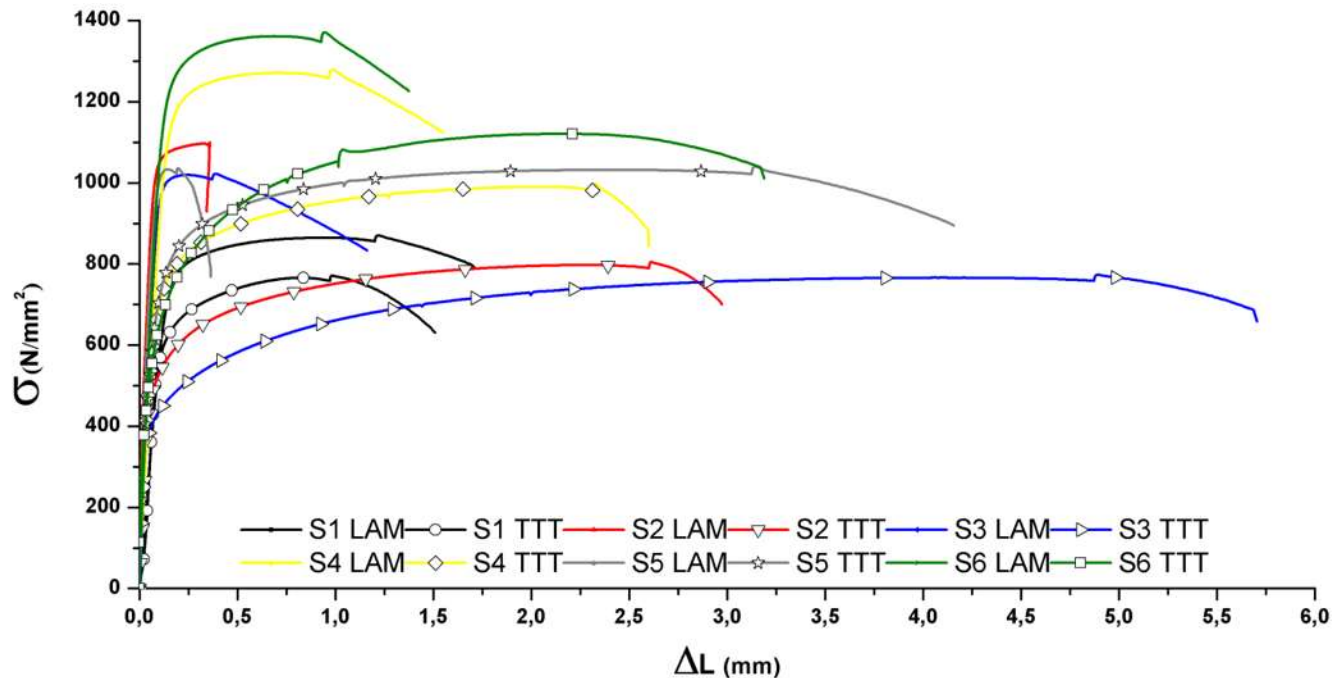
La dureza es uno de los parámetros más importantes en cuanto a la soldabilidad de un acero se refiere, y depende de los elementos de aleación en el material. La **Tabla 7**, muestra los valores promedio de microdureza ensayados en la dirección de laminado de cada acero TRIP. Se puede observar que existen variaciones importantes entre los aceros bajo estudio, los aceros S4 y S6 presentan los valores de microdureza más elevados, cuyos promedios son 337.6 y 367.9 HV respectivamente. Mientras que los aceros S1, S2, S3 y S5 exhiben promedios de 250.6, 292.3, 264.5 y 254.8 HV respectivamente. Dichas variaciones en los valores de dureza están directamente relacionadas con la composición química de cada acero, y subsecuentemente con la microestructura que cada uno de estos desarrolla. El alto contenido de C en los aceros S4 y S6 determina el alto valor de dureza que ambos aceros desarrollaron, en contraste, el resto de los aceros al contener menor cantidad de elementos aleantes que actúan como endurecedores por solución sólida presentan valores de microdureza más bajos.

**Tabla 7.** Microdurezas HV obtenidas en el metal base de los aceros TRIP.

ACERO	Microdureza HV
S1	250.6
S2	292.3
S3	264.5
S4	337.6
S5	254.8
S6	367.9

### **3.2.2 Ensayo de tensión uniaxial**

La **Figura 23**, presenta los resultados obtenidos por medio del ensayo de tensión uniaxial para cada uno de los aceros bajo estudio, se realizaron ensayos en seis probetas para cada composición química; tres probetas de cada acero fueron ensayadas en su condición de laminado, mientras que las tres restantes fueron acondicionadas mediante tratamiento térmico para generar la microestructura TRIP, y así, observar el efecto que el tratamiento térmico TRIP genera sobre la microestructura final y por ende sobre las propiedades mecánicas de cada acero. Como se puede observar todos los aceros en condición de laminado presentan las resistencias más altas de todo el sistema, con valores de esfuerzo máximo que sobrepasan los 1200 MPa, sin embargo, estos exhiben un porcentaje de deformación mínimo. **La tabla 8**, muestra los valores promedio de esfuerzo máximo y porcentaje de deformación para cada acero bajo estudio.



**Figura 23.** Curvas esfuerzo – deformación exhibidas por el metal base de los aceros TRIP.

**Tabla 8.** Valores de esfuerzo máximo y porcentaje de alargamiento soportados por el metal base de los aceros TRIP.

	S1		S2		S3		S4		S5		S6	
	L1	TT1	L2	TT2	L3	TT3	L4	TT4	L5	TT5	L6	TT6
$\sigma_{\text{máx}}$ MPa	942	747	1096	806	1002	791	1316	1039	1030	1045	1330	1136
EL (%)	6.6	9.8	2.4	19.4	6.8	36.3	9.8	23.3	2.9	27.8	8.5	21.12

Los valores arrojados por el ensayo de tracción hacen evidente el efecto que ejerce la austenita retenida sobre el comportamiento mecánico de cada acero, excepto por el acero S1, cuyo porcentaje de deformación se encuentra fuera de los establecidos para ser considerado como un acero TRIP. El resto de los aceros sometidos al tratamiento térmico TRIP ostentan un comportamiento mecánico que es característico de este tipo de aceros. En general los aceros sometidos a tratamiento térmico, exhiben una excelente combinación entre resistencia y elongación, dichas propiedades varían en cada acero de acuerdo a la composición química que cada uno presenta. Se hace evidente que el bajo contenido de C en el acero S5 disminuye mínimamente su resistencia, mientras que su elongación se ve favorecida



siendo la más alta de todo el sistema. Se observa claramente el efecto de los elementos de aleación sobre los valores finales de cada acero, los altos contenidos de C, Si, Mn y P en los aceros, al ser sometidos a un tratamiento térmico para generar una microestructura TRIP presentan el mayor contenido de austenita retenida y por ende la mayor resistencia, sin embargo, la elongación es sacrificada ya que existe menor porcentaje de matriz ferrítica suave, así el efecto compósito que existe en la matriz debido a la coexistencia de fases duras y suaves se ve disminuido. Davut [90] explica que durante la deformación plástica el esfuerzo se canaliza de manera inicial en la fase suave mientras la fase dura reserva su ductilidad hasta etapas más elevadas de deformación. Por su parte Tsukatani [25], demostró que el esfuerzo a la tensión en aceros TRIP incrementó mientras que la elongación disminuyó al incrementar el contenido de Si y Mn, sin embargo obtuvo una combinación óptima entre resistencia y ductilidad al aumentar el Si del 1-1.5% y el Mn del 1.5-2%. El incremento total en elongación es atribuido a la transformación de austenita retenida durante la deformación plástica y al incremento resultante del endurecimiento por deformación, el efecto de la austenita retenida disminuye con adiciones de Mn menores al 1.5%, debido a que esta se transforma en martensita en las etapas tempranas de la deformación. Chen y col. [23] reportaron que la combinación de P y Si tienen un efecto benéfico en la formación de austenita retenida, presentando buenas propiedades mecánicas cuando el contenido de P es mayor al 0.07%, altos contenidos de P promueven la formación de placas de austenita que son consideradas estables por su tamaño reducido y que tienen un mecanismo de formación diferente a la formada en aceros con bajo contenido de P. Del mismo modo, Zhang y col. [1] determinaron que el esfuerzo a la tensión incrementa al incrementar el contenido de P, lo cual se atribuye a una alta fracción de martensita revenida y el efecto de endurecedor por solución sólida que ofrece el P, no obstante, la elongación se ve afectada al incrementar su contenido, esto originado por la baja estabilidad mecánica de la austenita retenida lo cual genera que haya una transformación austenita-martensita más rápida, y por tanto, inhibe el endurecimiento durante la deformación.

### ***3.2.3 Análisis fractográfico***

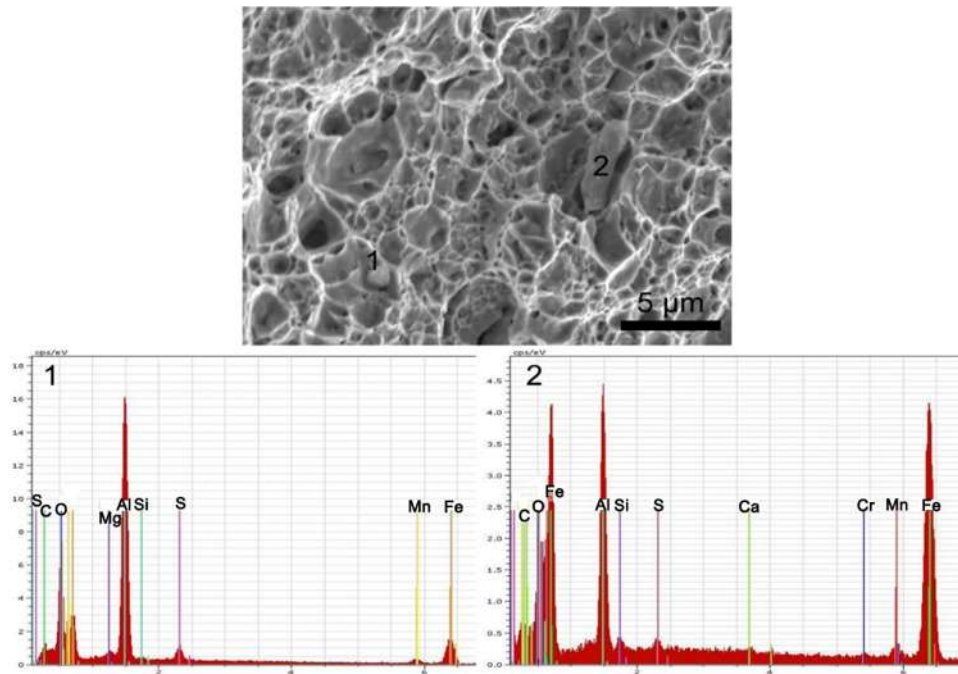
Las **Figuras 24 – 29** exhiben las micrografías de las superficies fracturadas bajo el ensayo de tracción, en estas se puede observar el detalle de la fractura con su correspondiente microanálisis EDS. Es evidente que en todas las probetas se presentó el mecanismo de fractura dúctil. De manera análoga, todas las superficies fracturadas presentan una morfología de microhuecos bien definidos atribuidos al mecanismo de nucleación, crecimiento y coalescencia de cavidades.

Es importante señalar que la nucleación tiene lugar en las inclusiones o partículas de segunda fase y se ve favorecida si dichas partículas son frágiles, grandes, de geometría alargada o si existe baja resistencia de la interfase partícula – matriz. La existencia de numerosas cavidades en las superficies de los aceros bajo estudio es característica de una fractura dúctil, estas cavidades, alojan en su interior partículas o inclusiones no metálicas y la falla se suscita conforme la unión de dichas cavidades se hace mayor [91]. Así, a mayor presencia de inclusiones no metálicas en el metal base la unión de las mismas genera que la propagación de la grieta, cuando el material se encuentra sometido a esfuerzo se más rápida, debido a la proximidad relativamente corta entre INM. Este mecanismo está asociado a materiales con bajo endurecimiento por deformación, en los cuales la deformación delante de las grietas está extendida en un volumen relativamente grande.

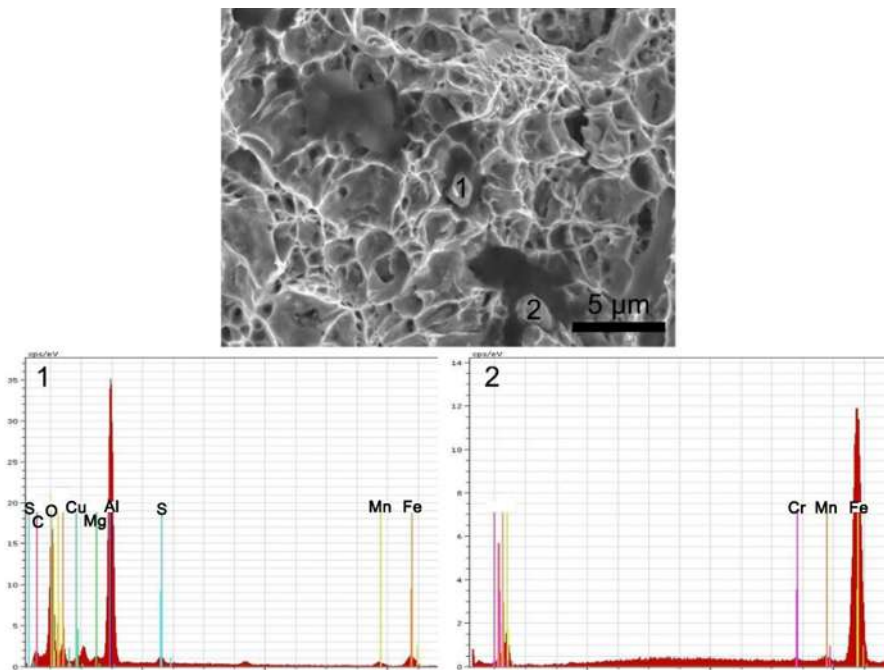
Se puede inferir de las **Figuras 24 – 29**, que las cavidades que el mecanismo de fractura dúctil presente en todos los aceros ensayados son características de una matriz en la que las partículas precipitadas no están fuertemente adheridas a la misma, lo cual genera que la etapa de nucleación se genere con facilidad. En este caso, para que el acero falle, las cavidades deben alcanzar un tamaño crítico en relación con el espacio, y aparecer después de una inestabilidad plástica entre ellas que conlleve a la fractura final.

Todos los aceros TRIP presentaron inclusiones no metálicas de tamaño grande (1 – 20  $\mu\text{m}$ ), para este tipo de partículas (mayores a 1  $\mu\text{m}$ ) Goods [91] determinó que las partículas de mayor tamaño tendrán mayor tendencia a romperse, lo cual a menudo tiene lugar al inicio de la deformación. De acuerdo con lo mencionado anteriormente, se podría suponer que de acuerdo a los tamaños de partículas presentes en la matriz de los aceros, estos verían reducido su esfuerzo y este, sería menor en aceros con alto contenido de INM y tamaños de partícula grandes, como es el caso de los aceros S4, S5 y S6. Sin embargo, estos aceros presentan altos porcentajes de austenita retenida, la cual, es la primera fase microestructural en soportar el esfuerzo aplicado a través de su transformación a martensita durante las primeras etapas de deformación. Los aceros TRIP que presentan menor contenido de INM (S1, S2 y S3) también presentan menores cantidades de austenita retenida, por lo que el esfuerzo soportado por la misma será menor, y una vez que la transformación inducida por plasticidad haya llegado a su etapa final, el resto del esfuerzo será transmitido a la matriz del acero generando que el mecanismo de nucleación de cavidades sea mayor, por lo que el acero fallará de manera prematura.

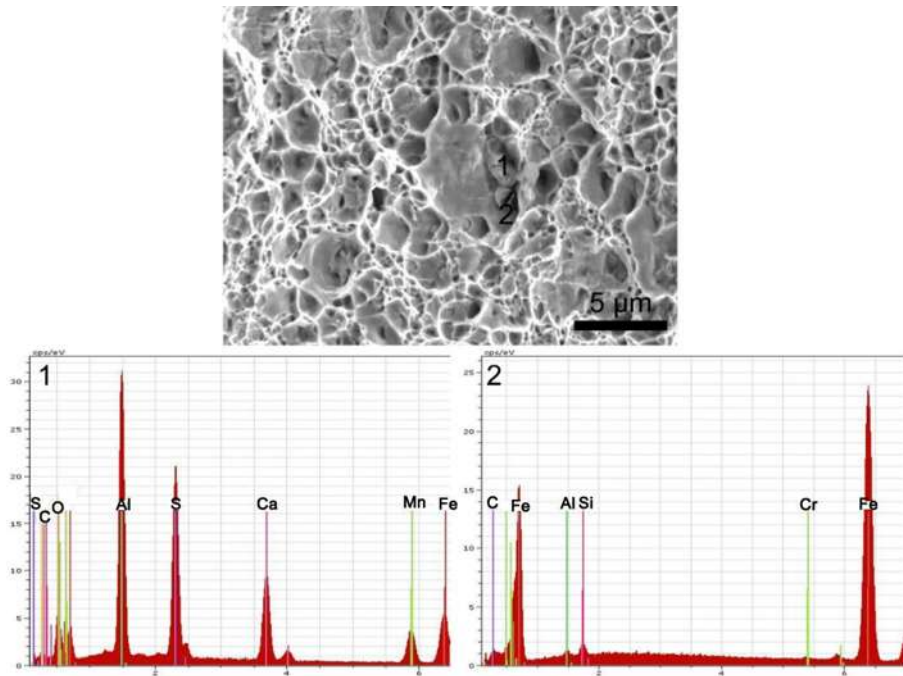
Las INM caracterizadas en cada uno de los aceros presentaron morfologías similares pero composiciones químicas diferentes y complejas. El acero S1 presentó inclusiones con altos contenidos de Al con diferentes porcentajes de Si, Mn, S, Mn, Cr y O. Análogamente, el acero S4 presentó partículas similares en tamaño y composición química. Por otro lado, los aceros S2 y S3, además de presentar inclusiones complejas de Al, también exhibieron partículas ricas en Fe con porcentajes de Si, Mn, Cr, Al y C. los aceros S5 y S6, presentaron óxidos con porcentajes importantes de Si, Mn, Cr y Al. Claramente se observa que el Al predomina entre los elementos químicos encontrados en todas las partículas, lo cual se explica por su uso durante la fabricación del acero en la etapa de desoxidación. Es evidente también que los aceros S5 y S6 mostraron óxidos de Si debido al alto porcentaje de este elemento de aleación en dichos aceros.



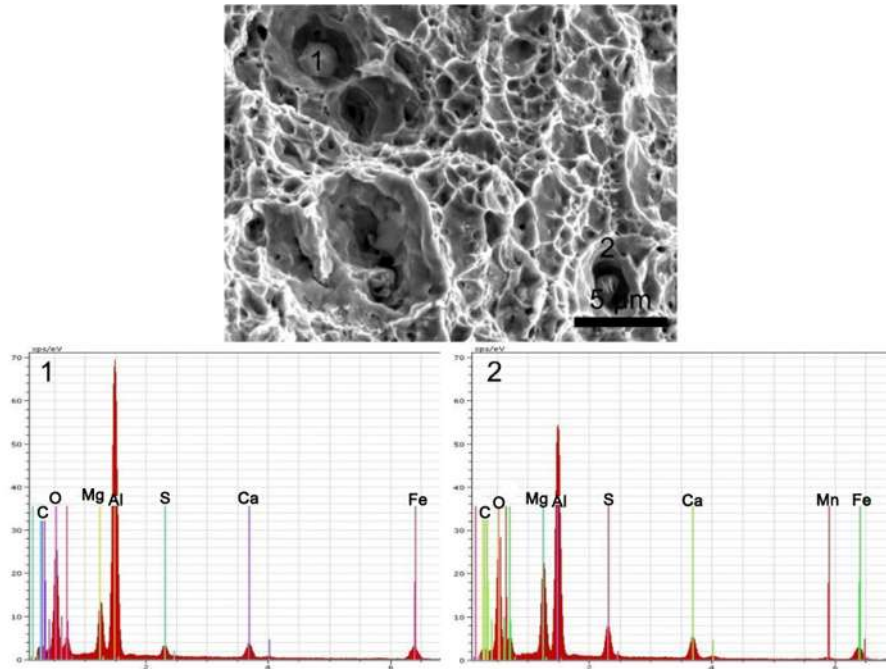
**Figura 24.** Modo de falla del metal base del acero S1, con sus correspondientes microanálisis EDS de las partículas incrustadas en su matriz.



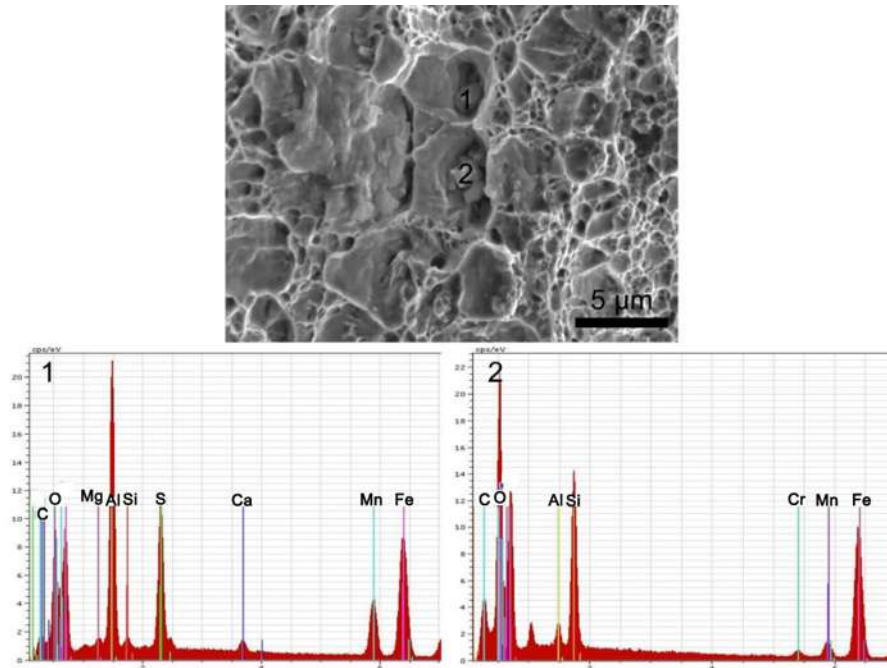
**Figura 25.** Modo de falla del metal base del acero S2, con sus correspondientes microanálisis EDS de las partículas incrustadas en su matriz.



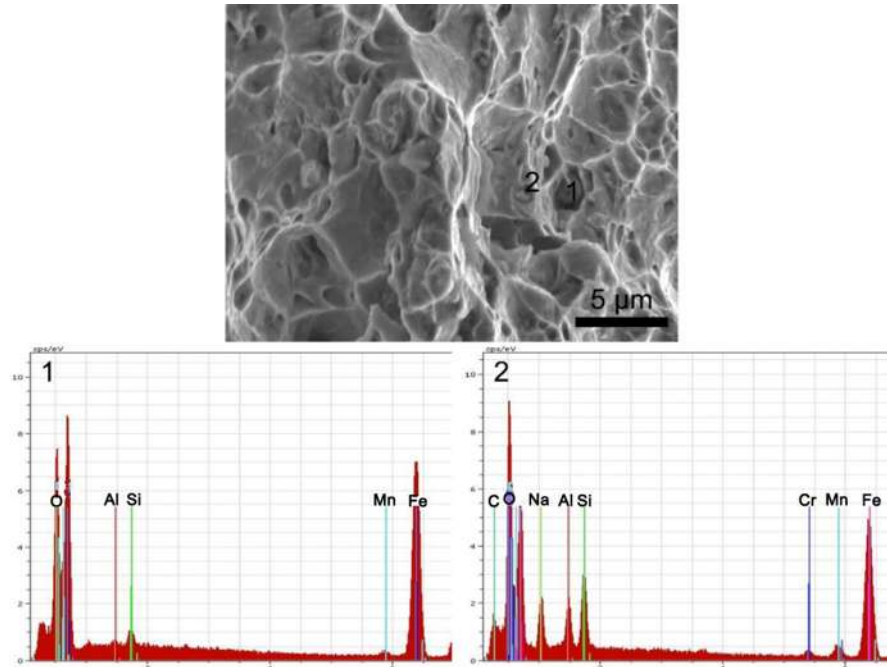
**Figura 26.** Modo de falla del metal base del acero S3, con sus correspondientes microanálisis EDS de las partículas incrustadas en su matriz.



**Figura 27.** Modo de falla del metal base del acero S4, con sus correspondientes microanálisis EDS de las partículas incrustadas en su matriz.



**Figura 28.** Modo de falla del metal base del acero S5, con sus correspondientes microanálisis EDS de las partículas incrustadas en su matriz.



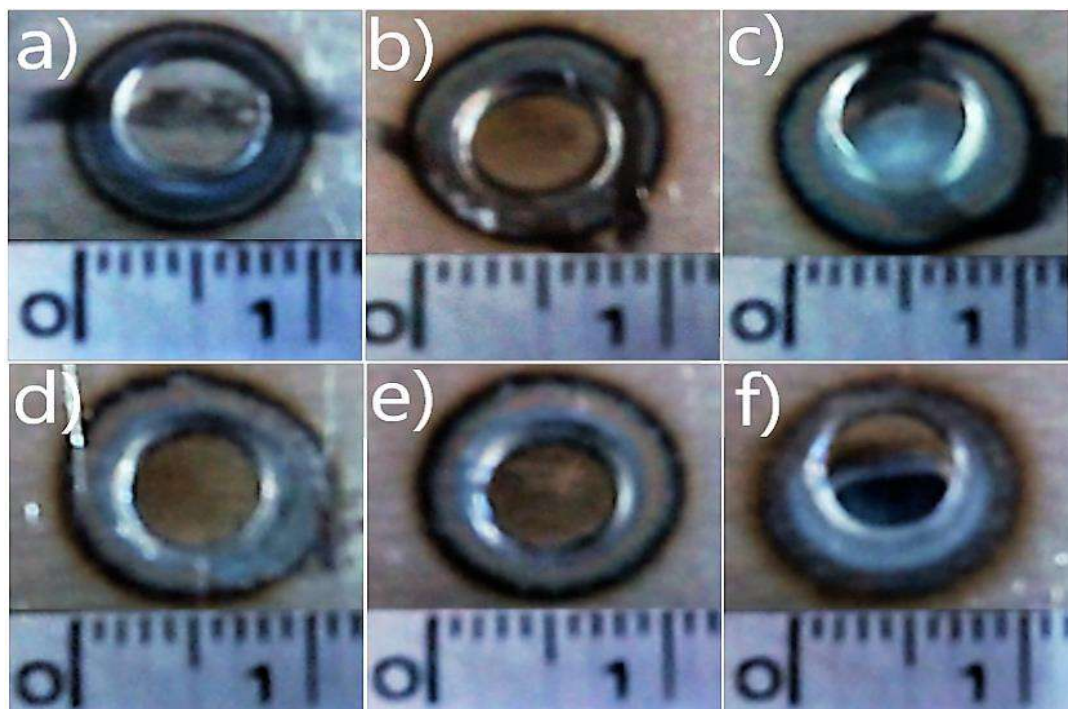
**Figura 29.** Modo de falla del metal base del acero S6, con sus correspondientes microanálisis EDS de las partículas incrustadas en su matriz.



### 3.3 Caracterización de las uniones soldadas de los aceros TRIP

#### 3.3.1 Inspección visual de las uniones soldadas

Posterior a la fabricación de los aceros y al acondicionamiento de su microestructura por medio del tratamiento térmico TRIP, se llevó a cabo el proceso de soldadura por puntos de resistencia utilizando las variables mostradas en la sección 2.3. Una vez unidos cada uno de los aceros se llevó a cabo la inspección visual de cada uno de estos. La **Figura 30**, muestra los puntos de soldadura obtenidos en cada acero.



**Figura 30.** Puntos de soldadura exhibiendo superficies libres de defectos de soldadura.

La **Figura 30a**, muestra el punto de soldadura del acero S1, se puede observar que este se encuentra libre de grietas, porosidad o expulsión de material, lo cual indica que tanto los parámetros, así como el proceso de soldadura fueron los adecuados y se aplicaron de manera correcta. De manera análoga los puntos de soldadura de los aceros S2, S3, S4, S5 y S6., **Figuras 30 b, c, d, e y f** respectivamente, exhiben puntos de soldadura íntegros, libres de defectos. Una causa común de defectos de soldadura se debe a la expulsión de material líquido desde la pileta

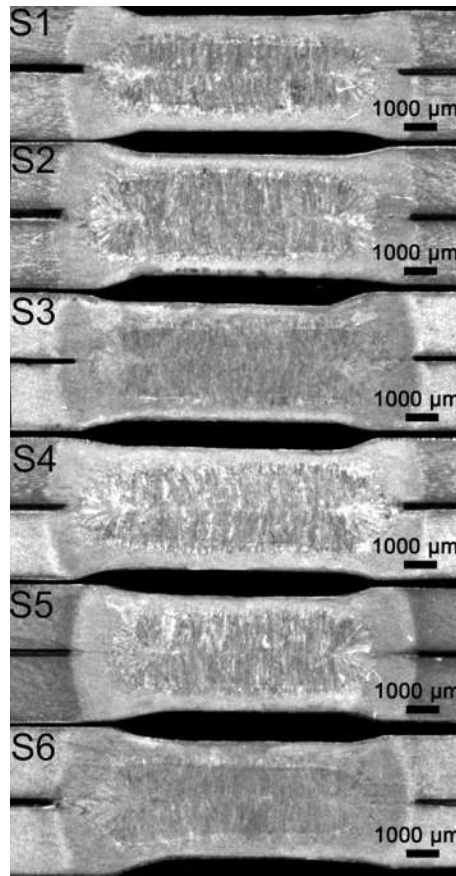
de soldadura, lo cual genera la falta de material en la zona central del punto de soldadura durante la solidificación [92], esto es ocasionado debido a que la presión de los electrodos no es lo suficientemente alta. Sin embargo, una presión demasiado alta originará deformación geométrica en el punto de soldadura [93].

Aún sin que haya expulsión de material fundido, la formación de poros o cavidades por falta de material puede ocurrir después de la formación del punto de soldadura. Durante el proceso de solidificación el material se contrae, si los electrodos son retirados antes de que la pileta de soldadura haya solidificado completamente habrá una contracción excesiva del material durante el enfriamiento, lo cual puede generar la formación de poros, los cuales se localizan en el último punto de solidificación, usualmente en el centro del punto de soldadura [93]. La fisuración en caliente es otro defecto que se puede presentar en la soldadura de puntos por resistencia. Elementos de aleación como el C, S y P contribuyen a la susceptibilidad del material ante la fisuración en caliente, así como en menor medida lo hacen el Si y Ni. Por otro lado, el Mn, Cr, Mo y Va reducen dicha susceptibilidad [33, 42]. Aunado a la composición química, la presencia de esfuerzos residuales es necesaria para que exista fisuración en caliente.

### ***3.3.1 Microscopia óptica***

Las secciones transversales de las uniones soldadas de los aceros TRIP se exhiben en la **Figura 31**. Todos los puntos de soldadura mostraron las 3 regiones características inherentes a la unión de soldadura (MB, ZAT y ZF). Las zonas de fusión de todos los aceros mostraron microestructuras casi completamente martensíticas, con solidificación característica de crecimiento de grano columnar desde la zona afectada térmicamente hasta la línea central del botón de soldadura. Resultados similares fueron observados por Ghazanfari y col. [94] quienes afirmaron que debido al enfriamiento rápido la austenita se transforma en una microestructura principalmente martensítica. Es evidente que las zonas de fusión y las zonas afectadas térmicamente de los puntos de soldadura son diferentes en tamaño y morfología para cada uno de los aceros.

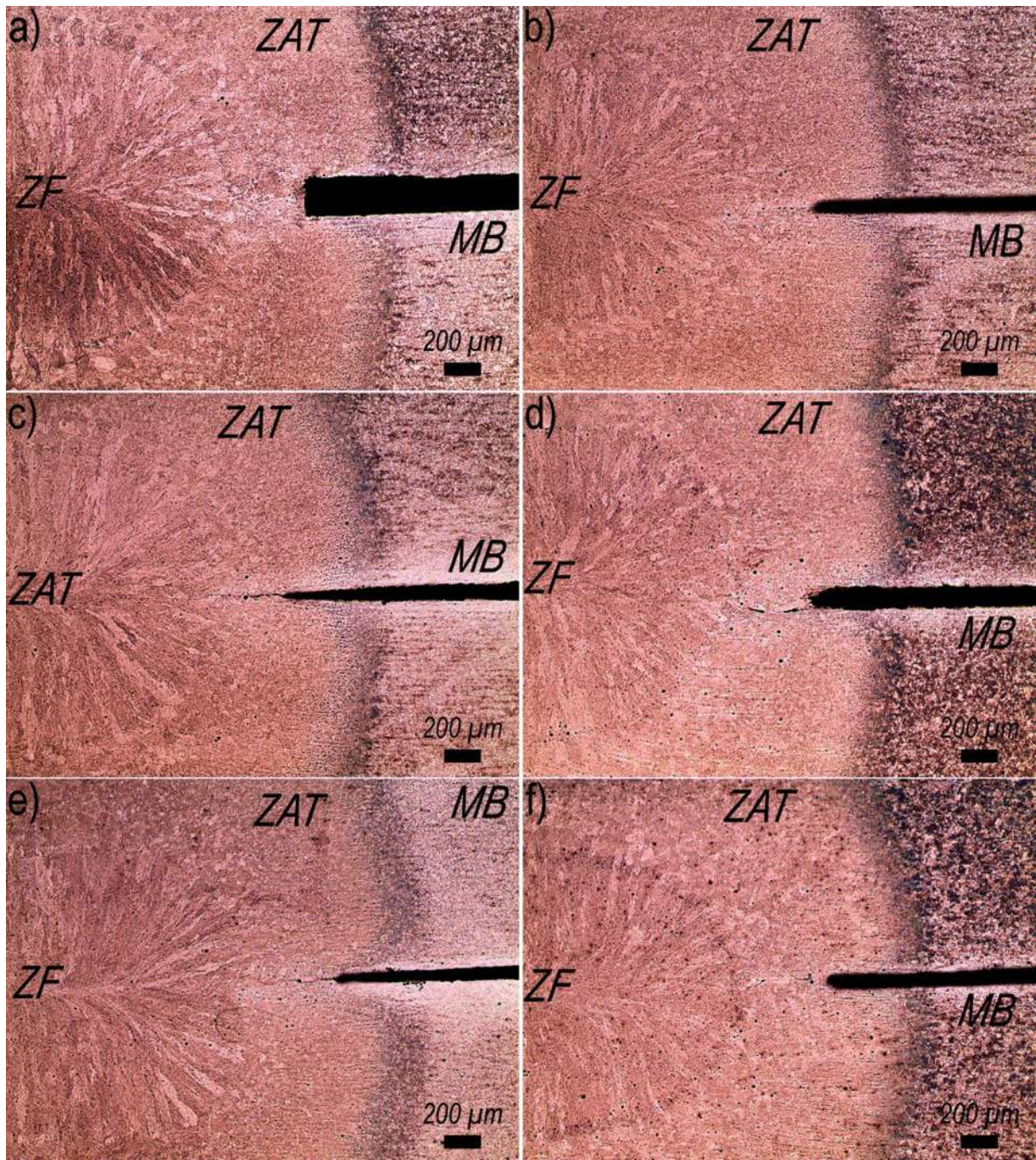




**Figura 31.** Sección transversal de los puntos de soldadura generados en cada acero.

La **Figura 32** presenta las macroestructuras obtenidas en las uniones soldadas. Se pueden observar claramente los límites bien definidos entre el metal base, zona afectada térmicamente y zona de fusión en cada uno de los puntos de soldadura. Las microestructuras presentes en las zonas de fusión de todos los aceros están compuestas predominantemente por martensita, cuyo crecimiento de grano durante la solidificación es de morfología columnar desde la zona afectada térmicamente hasta el centro del botón de soldadura. Las zonas afectadas térmicamente de todas las uniones soldadas ostentan la misma morfología, pero una diferencia entre el tamaño de sus diámetros es evidente. Morfologías similares han sido obtenidas por Baltazar – Hernández y col. [95]. Es irrefutable también, que las zonas de fusión y las afectadas térmicamente de las uniones soldadas por puntos de resistencia contienen inclusiones no metálicas. Aparentemente, el contenido de inclusiones no metálicas aumenta de manera ascendente desde el acero S1 hasta el

S6, tanto en el metal base, así como en las zonas de soldadura de los aceros que contienen mayores porcentajes de elementos de aleación (Si, Al, Mn, C y P).



**Figura 32.** Macroestructuras de las zonas de soldadura generadas en los aceros TRIP sobre su sección transversal.

La distribución de las inclusiones no metálicas en los metales base y zonas de soldadura parece ser aleatoria en todos los aceros. Sin embargo, la densidad de estas disminuye junto con el aumento en la distancia desde el centro del botón de soldadura hasta el metal base. El tamaño, la morfología y las composiciones de las inclusiones no metálicas caracterizadas fueron diferentes para cada uno de los aceros.

### ***3.3.2 Microscopía electrónica de barrido.***

#### ***3.3.2.1 Análisis EBSD de las zonas de soldadura de los aceros TRIP***

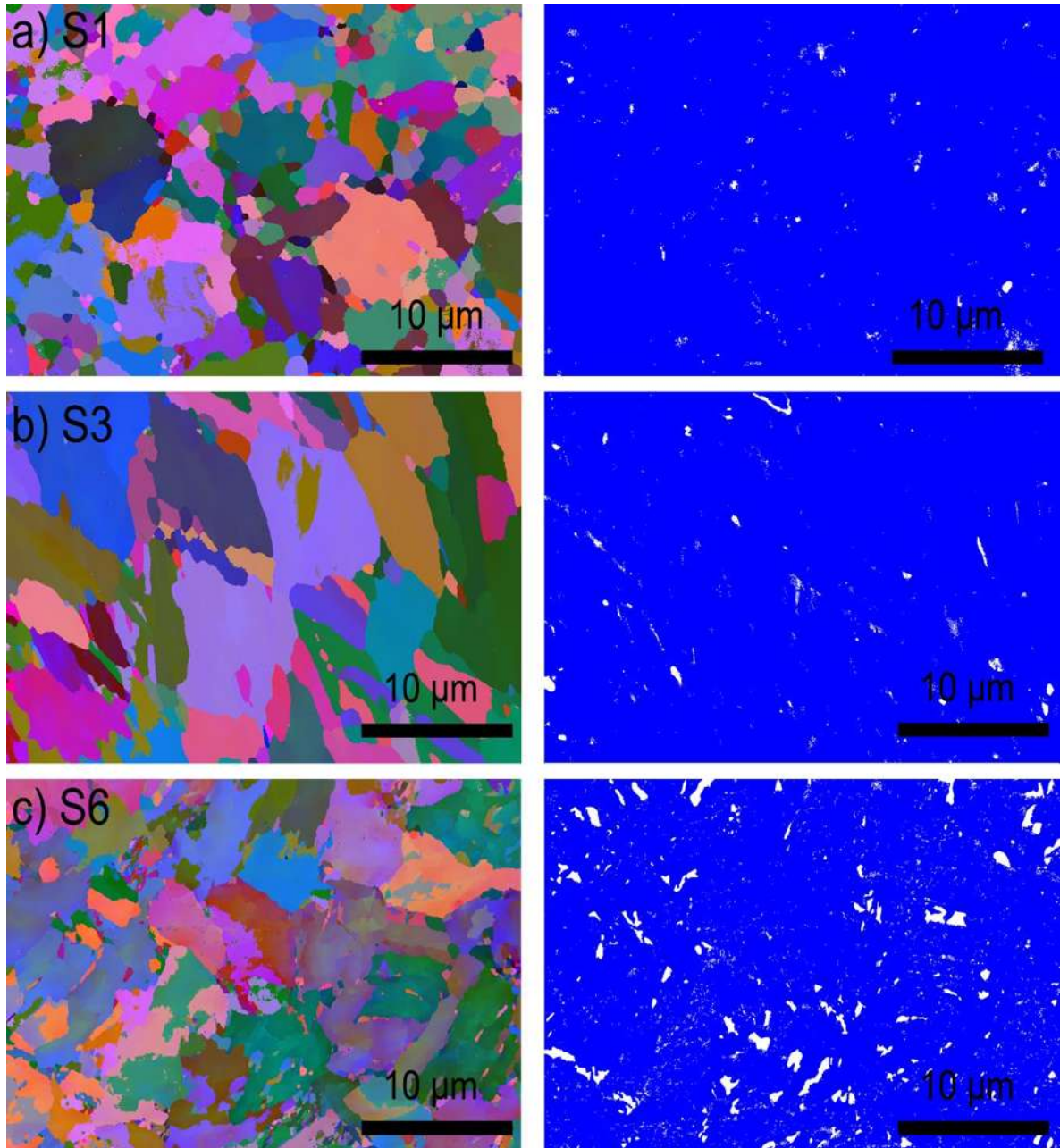
En las **Figuras 33** y **34**, se muestran los mapeos realizados mediante EBSD sobre las zonas afectadas térmicamente y zonas de fusión respectivamente, para los aceros S1, S3 y S6 en el mismo orden. La identificación de las fases presentes se realizó en función de la estructura cristalina de cada fase. Es importante considerar, que durante la indexación de los planos de Kikuchi no es posible indexar la fase martensítica debido a que por su naturaleza de formación (transformación de la austenita) presenta una gran distorsión, hecho que limita su indexación. Sin embargo, la martensita es indexada si es considerada dentro de la fase ferrítica. Debido a esto, las zonas afectadas térmicamente y de fusión de los aceros S1, S3 y S6 presentan matrices similares a las de las expuestas por sus respectivos metales base. No obstante, las morfologías de todas las fases son diferentes.

En la **Figura 33**, se puede apreciar, como el contenido de austenita retenida aumenta desde la zona afectada térmicamente del acero S1 hasta el acero S6, lo cual, corrobora la presencia de austenita retenida estable en el metal base del acero S6. De manera análoga, las zonas de fusión de los presentes aceros, que se presentan en la **Figura 34**, exhiben un incremento en el porcentaje de la fase paramagnética desde el acero S1 hasta el acero S6. Hecho que corrobora la retención de austenita retenida en las zonas de fusión de los aceros TRIP aún después de que su microestructura inicial fue destruida por medio de la aplicación del proceso de soldadura de puntos por resistencia y sus excesivamente altas velocidades de solidificación y enfriamiento.

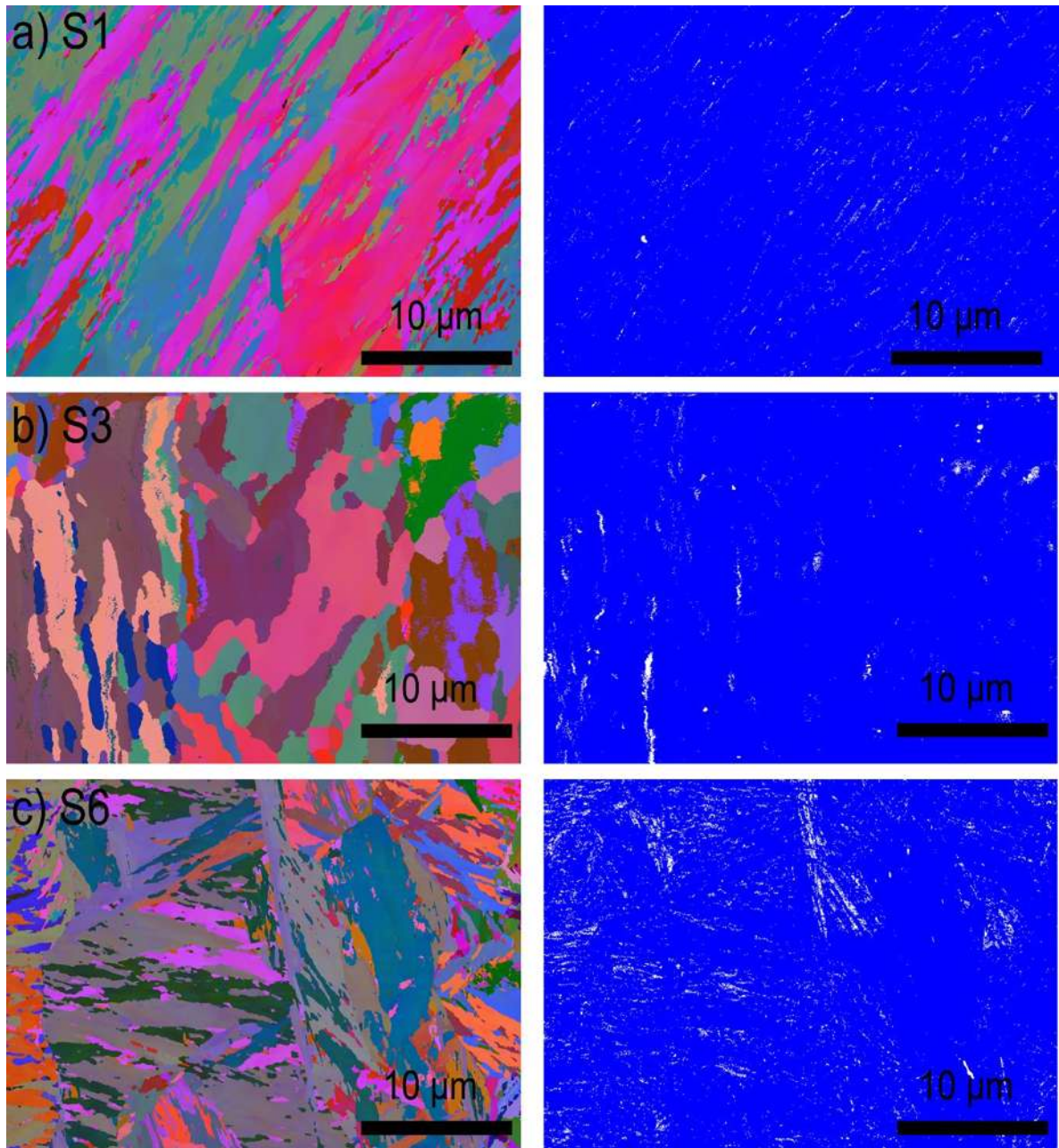
Es evidente también, que las fracciones volumétricas de austenita retenida disminuyen considerablemente si la comparación entre las zonas afectadas por el calor y las de fusión es hecha.



Lo cual, es atribuido a los diferentes rangos de temperatura que se alcanzan en ambas zonas, así como a los tiempos de permanencia a los que cada zona está sometida.



**Figura 33.** Imágenes de las microestructuras de la zona afectada térmicamente de los aceros; a) S1, b) S2 y c) S3, obtenidas por medio de EBSD.

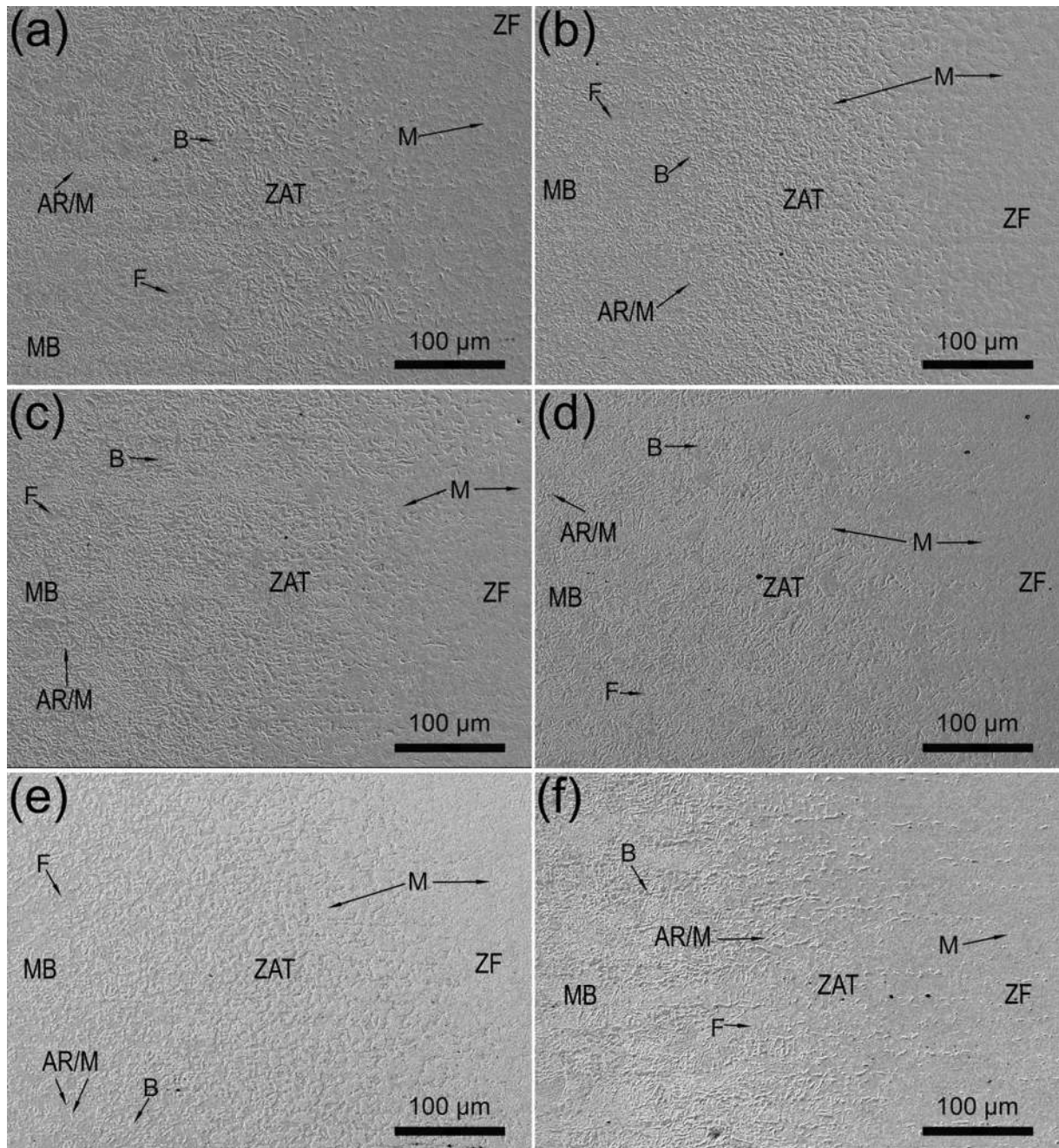


**Figura 34.** Imágenes de las microestructuras de la zona de fusión de los aceros; a) S1, b) S2 y c) S3, obtenidas por medio de EBSD.

### ***3.3.2.2. Caracterización de las regiones de las uniones soldadas.***

Las observaciones microestructurales de las regiones que componen las uniones soldadas, incluyendo el metal base, la zona afectada térmicamente y la zona de fusión de cada acero TRIP, se muestran en la **Figura 35**. Las zonas de fusión de todas las uniones están compuestas predominantemente de martensita en forma de aguja, el rasgo característico de granos columnares creciendo desde la línea central del punto de soldadura y el gran porcentaje de martensita en la microestructura son característicos en este tipo de aceros debido a la alta y variada composición química que presentan, y a la excesivamente alta velocidad de enfriamiento que el proceso de soldadura involucra. Por otra parte, las zonas afectadas térmicamente presentan una mezcla de ferrita, bainita, martensita, y posiblemente austenita retenida en diferentes porcentajes en cada una de las uniones. Con la finalidad de llevar a cabo una mejor identificación de las fases constitutivas de las zonas de soldadura, la **Figura 36** muestra una inspección más detallada de la microestructura representativa desarrollada en cada una de las zonas de soldadura de los aceros bajo estudio.

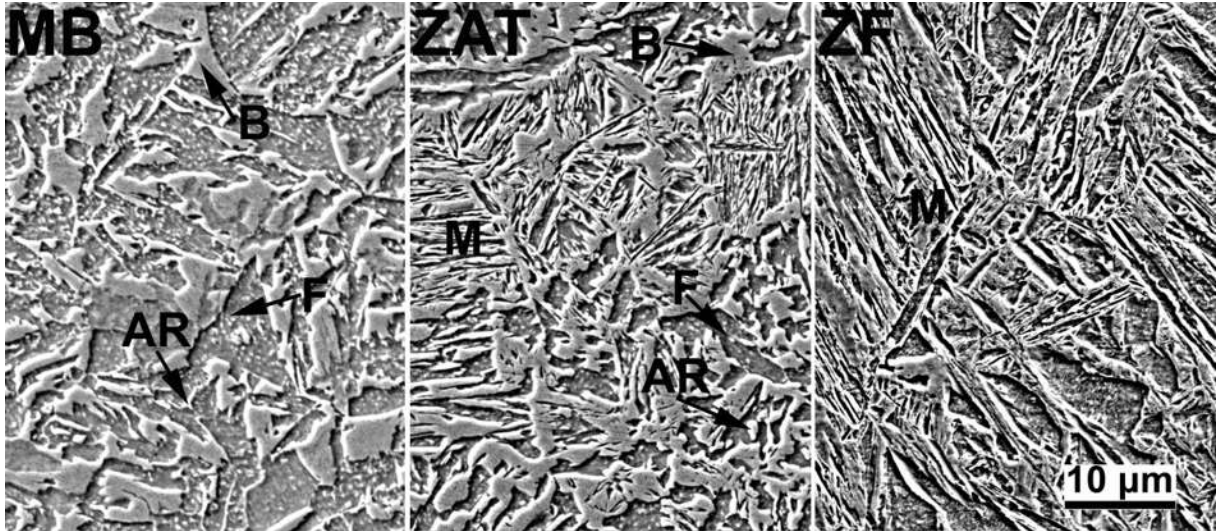




**Figura 35.** Interfaces MB – ZAT – ZF generadas en los puntos de soldadura de los aceros TRIP; a) Acero S2, b) Acero S2, c) Acero S3, d) Acero S4, e) Acero S5 y f) Acero S6.

En la **Figura 36**, se aprecia claramente la morfología característica de cada una de las fases desarrolladas después del proceso de soldadura debido a las altas velocidades de enfriamiento. Así, la descomposición de la microestructura original del metal base sufre una transformación de

fases, dentro de las cuales, la disolución total o parcial de la austenita retenida en la zona afectada térmicamente y de fusión es crítica para las propiedades mecánicas post soldadura de la unión.

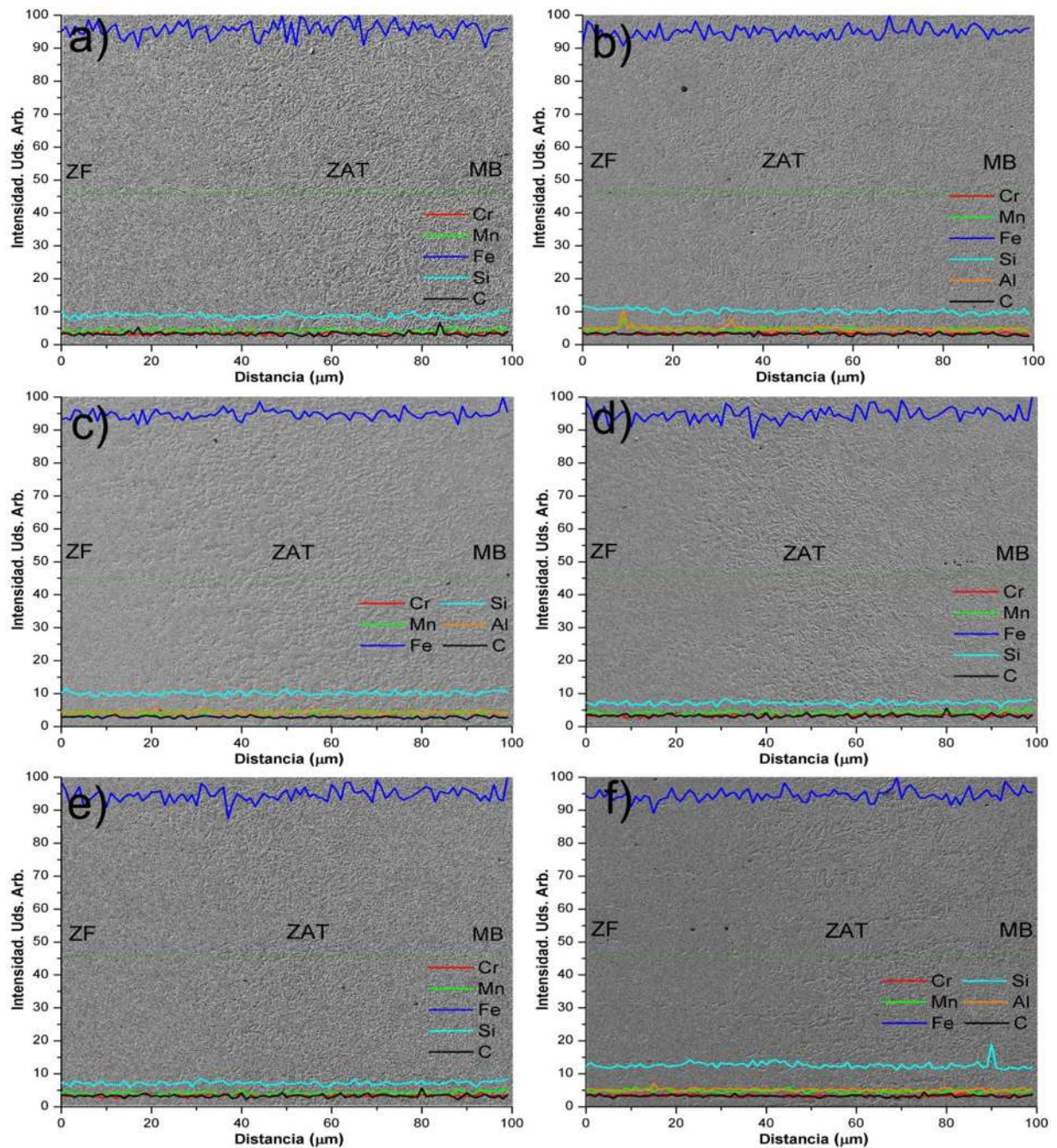


**Figura 36.** Detalle microestructural de las diferentes regiones generadas por el proceso de soldadura.

La zona de fusión de los aceros consiste en material que se ha fundido durante el proceso de soldadura, que se solidifica y posteriormente sufre transformaciones de fase. Dependiendo de la composición química, se pueden suscitar dos caminos de solidificación: Líquido  $\rightarrow$  ferrita delta  $\rightarrow$  austenita  $\rightarrow$  martensita y / o bainita; o líquido  $\rightarrow$  austenita  $\rightarrow$  martensita y / o bainita [33]. Si la microestructura final resulta ser martensítica, bainítica o una mezcla de ambas, dependerá tanto de la composición química como de la velocidad de enfriamiento. Por ejemplo, a bajos porcentajes de elementos de aleación y bajas velocidades de enfriamiento, la microestructura resultante debe ser en gran parte bainítica, sin embargo, altos porcentajes de elementos de aleación generarán una microestructura martensítica. En general, debido a las altas velocidades de enfriamiento involucradas en el proceso de soldadura y a los altos porcentajes de elementos de aleación, la microestructura final en la zona de fusión de los aceros TRIP será martensítica. Dependiendo de la composición química del metal, es posible que dicha zona contenga alguna cantidad de AR después de la solidificación, particularmente en los aceros TRIP, cuya composición ha sido especialmente diseñada para desarrollar dicha fase [34, 39].



En la **Figura 37**, se observa el comportamiento de los elementos de aleación desde las dos zonas de soldadura generadas ZF – ZAT hasta el metal base.

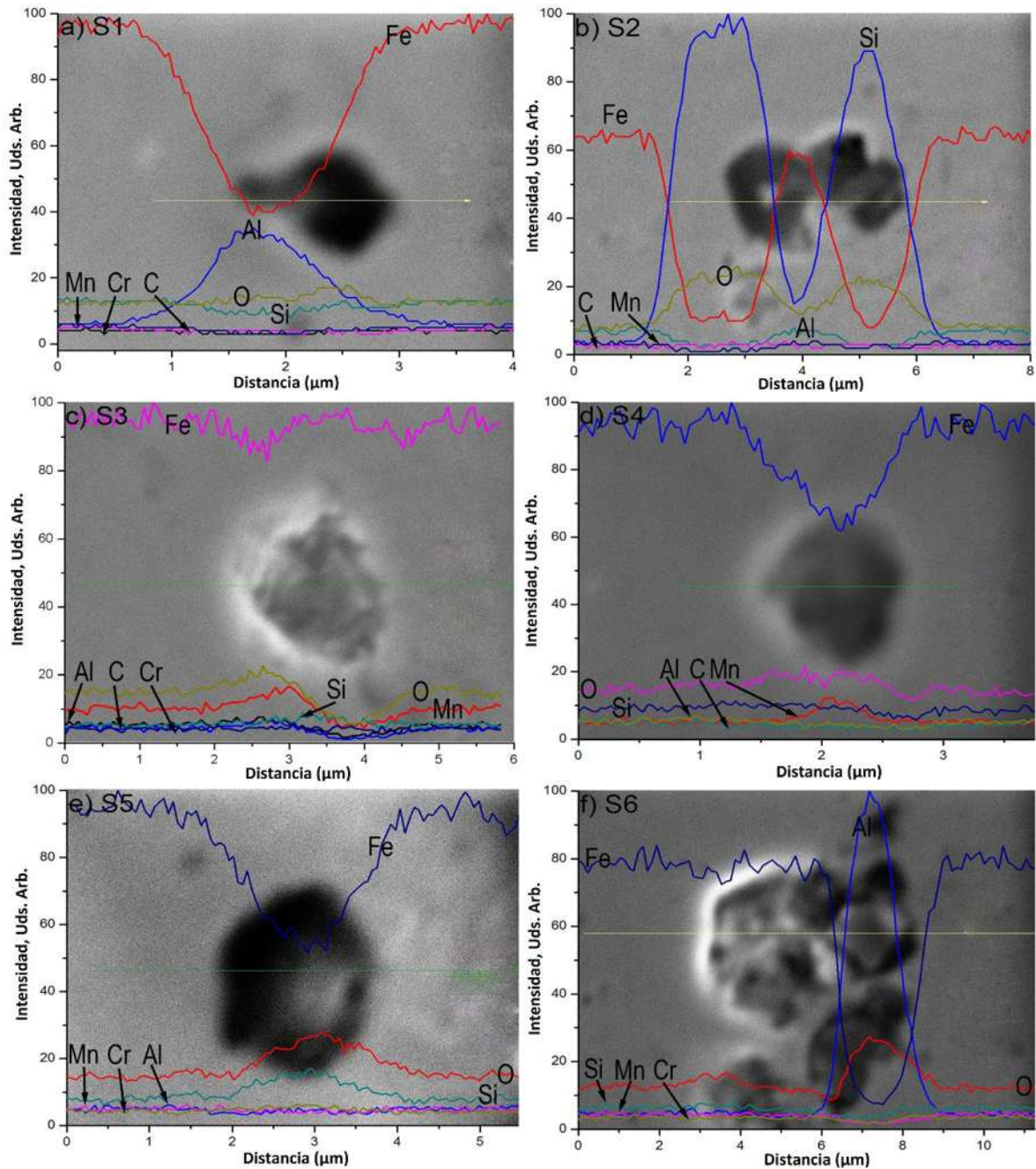


**Figura 37.** Análisis químicos lineales a través de las interfaces de los puntos de soldadura de cada acero TRIP; a) Acero S1, b) Acero S2, c) Acero S3, d) Acero S4, e) Acero S5 y f) Acero S6.

La finalidad del presente análisis es el de descartar la presencia del fenómeno de segregación, el cual genera que existan trayectorias preferenciales para la propagación de esfuerzos debido a la concentración de impurezas en zonas aisladas de la unión soldada. Las interfaces ZF/ZAT y ZAT/MB, son zonas vulnerables a este tipo fenómeno metalúrgico. Sin embargo, la trayectoria de las pendientes de cada uno de los elementos presentes en los aceros exhibió un comportamiento lineal, lo cual, indica que la redistribución de los elementos de aleación se dio de manera homogénea y estos no segregaron de manera preferencial en ninguna de las zonas antes mencionadas, por lo que se pueden descartar la existencia de trayectorias de baja resistencia mecánica susceptibles al agrietamiento o fisuración durante la aplicación de esfuerzos. El único incremento espectral registrado lo exhibió el acero S6 entre la interface del metal base y la zona afectada térmicamente. No obstante, dicho incremento corresponde a la presencia de una inclusión no metálica con alto contenido de Si. El fenómeno de segregación en uniones soldadas de aceros TRIP ha sido reportado como un mecanismo que facilita el modo de falla interfacial en puntos de soldadura [44]. En los aceros, el fenómeno de segregación de los elementos de aleación comienza desde el inicio de la solidificación debido a la diferencia entre la solubilidad de los elementos de aleación entre líquido,  $\delta$ -ferrita y austenita.

Elementos de aleación presentes en los aceros TRIP podrían evitar la segregación de elementos perjudiciales en límites de grano, tal es el caso del B, el cual se encuentra presente en la composición química de todos los aceros bajo estudio. Ha sido reportado [96-97], que la adición de B suprime la segregación de P en los límites de grano, debido a la difusión más rápida de este elemento en comparación con la de los átomos de P en la matriz del acero. El B se segrega en los límites del grano mucho antes que el P. La presencia de átomos de B en los límites del grano puede conducir al posterior retraso de la difusión de P, lo que reduce la segregación en los límites de grano. Otros autores [13, 15], han concluido que a fragilización de las soldaduras resultantes de la segregación de P sobre los límites de grano se redujo debido a la adición de B. Por su parte Amirthalingam [98], indicó que con una adición de 27 ppm de B, la segregación de P en los límites de grano en la zona de fusión de un acero avanzado de alta resistencia se reduce considerablemente.

Las inclusiones no metálicas representativas encontradas en las zonas afectadas térmicamente de los aceros TRIP se muestran en la **Figura 38**. Una inclusión con contenidos considerables de Al y O se forma en la matriz del acero S1 (**Figura 38a**), mientras que el acero S2 (**Figura 38b**) exhibe una inclusión compleja formada por dos pequeñas con un diámetro promedio de 0.8  $\mu\text{m}$ . Del análisis químico lineal realizado se infiere claramente que ambas inclusiones son del mismo tipo, ya que están compuestas de cantidades elevadas de Si y O, lo que indica la presencia óxidos de silicio en el acero. Las inclusiones no metálicas presentes en los aceros S3 y S4 se muestran en las **Figuras 38c y 38d**, respectivamente. Ambos aceros, exhiben partículas típicas de tipo globular con diámetros de 2  $\mu\text{m}$  y 1.2  $\mu\text{m}$  para los aceros S3 y S4 en el mismo orden. El análisis químico lineal indica un incremento notable en los contenidos de Mn y O en la partícula del acero S3. Estos incrementos también se registraron para el acero S4 pero con menor intensidad, esto hace evidente la presencia de óxidos de Mn en ambos aceros. En la **Figura 38e**, se observa que la presencia de óxidos de Si en el acero S5 es manifiesta debido al incremento en Si y O que presenta, su diámetro fue calculado alrededor de 1.6  $\mu\text{m}$ . De manera similar que en el acero S2, se encontró una inclusión compleja en el acero S6 (**Figura 38f**). Sin embargo, esta partícula es un tipo de óxido de Al; esta composición se deduce fácilmente del EDS lineal.

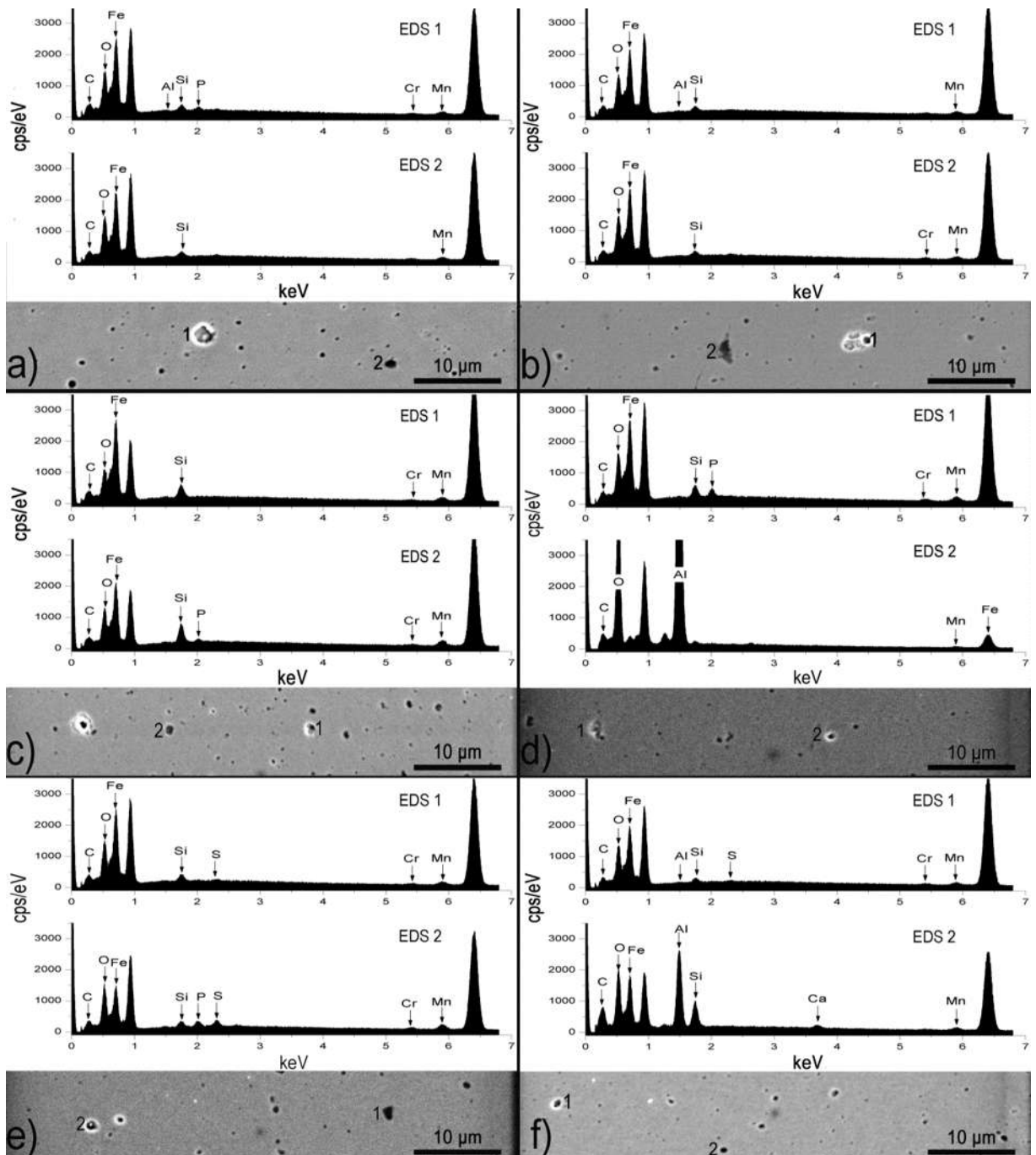


**Figura 38.** Análisis químicos lineales a lo largo de partículas precipitadas presentes en las zonas afectadas térmicamente de los aceros TRIP.

El análisis cuantitativo EDS de las inclusiones no metálicas presentes en las zonas de fusión de los aceros TRIP se muestra en la **Figura 39**. Los espectros arrojados por las partículas encontradas en las zonas de fusión de los aceros TRIP indicaron la presencia de O en porcentajes



elevados. Las intensidades de Fe son mayores en las zonas de fusión de los aceros con contenidos inferiores de elementos de aleación, como es el caso de los aceros S1, S2 y S3. Por otro lado, los aceros S4, S5 y S6 exhibieron intensidades elevadas en elementos tales como; O, Al y Si. A partir de estos espectros, es claro que óxidos complejos de diferentes composiciones están presentes en las zonas de fusión de los aceros. Óxidos de hierro con diferentes porcentajes de Al, Si, P, Cr y Mn fueron encontrados en los aceros S1, S2 y S3. Así mismo, óxidos complejos con porcentajes elevados de Al y Si, y con diferentes cantidades de S, Cr, Ca y Mn están presentes en las zonas de fusión de los aceros S4, S5 y S6. El porcentaje elevado de O en las zonas de fusión se explica fácilmente basados en el hecho de que durante el proceso de soldadura no se cuenta con atmósfera protectora. Así, el O presente en el aire se disuelve en la pileta de metal fundido y este, se combina con elementos químicos presentes en la fase líquida, lo cual genera la formación de óxidos de diferentes estequiometrias.



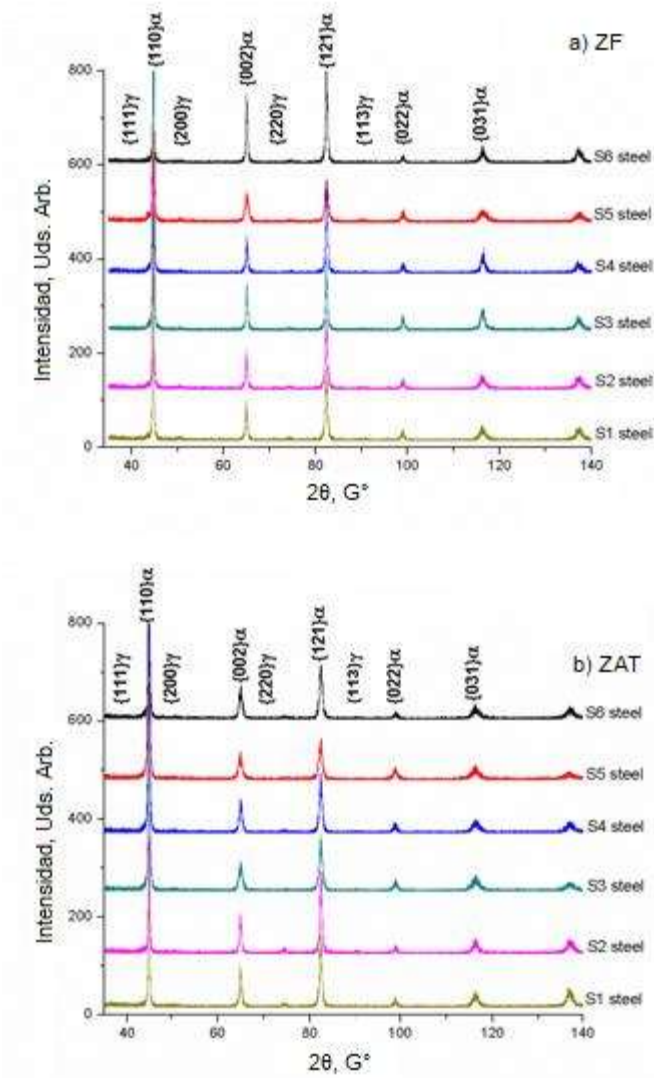
**Figura 39.** Microanálisis EDS puntuales aplicados sobre partículas localizadas en las zonas de fusión de los aceros TRIP; a) Acero S1, b) Acero S2, c) Acero S3, d) Acero S4, e) Acero S5 y f) Acero S6.

### 3.3.3 Difracción de rayos $-X$

#### 3.3.3.1 Cuantificación de austenita retenida en las uniones soldadas

La **Figura 40** muestra los patrones obtenidos mediante microdifracción de rayos-X ( $\mu$ SXRD) a partir de las zonas de fusión (a) y las zonas afectadas por el calor (b). Los picos de austenita ( $\gamma$ ) y de ferrita ( $\alpha$ ) se observan claramente en ambas zonas de los aceros. Después del proceso de soldadura por puntos de resistencia la mayoría de la AR se disuelve y solo pequeñas porciones pueden ser encontradas en las zonas soldadas, como se ilustra en la **Figura 40a**, las intensidades de los picos de austenita en la ZF de los aceros TRIP muestran muy poca evidencia de la existencia de la misma, lo cual sugiere que la martensita es la fase predominantemente en la microestructura de esta zona en todos los aceros.

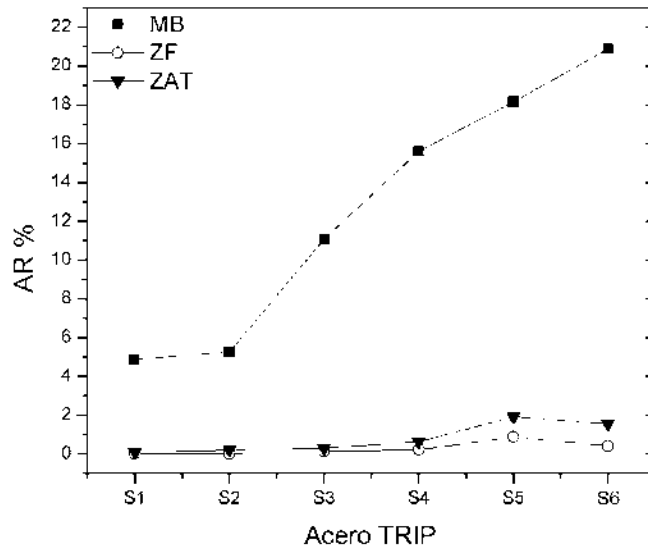
La zona afectada térmicamente de todos los aceros también exhibió una reducción en la intensidad de los picos AR, esta reducción parece ser mayor en aceros con menor contenido de Si, como se muestra en la **Figura 40b**. Los aceros S5 y S6 mostraron picos de baja intensidad en las direcciones de difracción de la AR, pero más altos e intensos en comparación con el resto de los aceros. Este comportamiento refleja una combinación de AR y martensita en la ZAT. Brauser [99] informó que debido a las altas velocidades de enfriamiento y basándose en los diagramas CCT de los aceros TRIP, solo se puede generar martensita dentro del botón de soldadura y en la ZAT adyacente a la ZF, de modo que el contenido de austenita aumenta a medida que se aleja de la ZF. Esta afirmación difiere de la reportada por Nayak [59], quien declaró que un bajo porcentaje de austenita retenida puede permanecer en la ZF de las uniones soldadas por puntos de resistencia de los aceros TRIP.



**Figura 40.** Patrones de microdifracción de rayos-X obtenidos en: a) zonas de fusión y b) zonas afectadas térmicamente de los aceros TRIP.

Los resultados obtenidos en las zonas de soldadura se muestran en la **Figura 41**. Se puede apreciar que las fracciones volumétricas de AR tienden a disolverse debido a la alta velocidad de enfriamiento inherente al proceso de soldadura. Sin embargo, si se logra obtener AR con altos contenidos de carbono por medio de un tratamiento de TRIP adecuado como se discutió en la sección 3.1, entonces, cantidades mínimas de AR podrían estar presentes en la ZAT de los aceros después del proceso de soldadura, como fue el caso de los aceros S5 y S6. Estos resultados están de acuerdo con lo expuesto por Nayak [59].



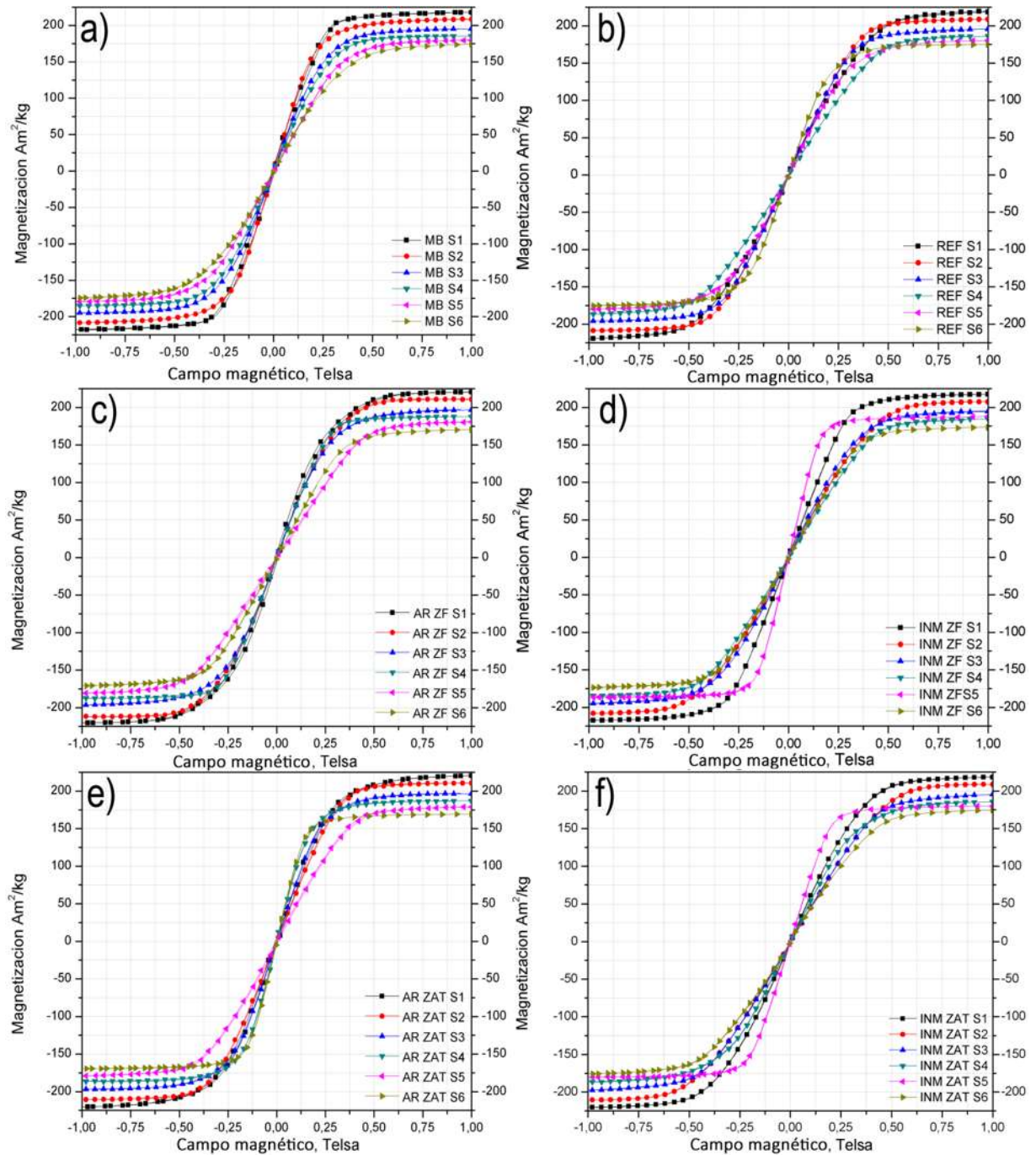


**Figura 41.** Porcentajes de austenita retenida presentes en las zonas de soldadura y metales base de los aceros TRIP.

### 3.3.4 Magnetometría de muestra vibrante

#### 3.3.4.1 Cuantificación de austenita retenida e inclusiones no metálicas en las uniones soldadas.

La **Figura 42b** muestra el comportamiento magnético de las muestras de metales base sin RA ( $M_s(f)$ ) tomadas como referencias (REF) para el campo magnético aplicado. El comportamiento de magnetización de las muestras que contienen RA + NMI (MB) se muestra en la **Figura 42a**. Es evidente que los aceros con mayores contenidos de aleación como Si, Mn y C tienden a disminuir la magnetización del acero. De acuerdo con este comportamiento, se puede observar que a medida que las curvas de magnetización se aproximan a cero, el contenido de AR tiende a aumentar. Las muestras MB mostraron comportamientos similares, sin embargo, las curvas de magnetización representativas son diferentes para todos los aceros en cada condición. La **Tabla 9** resume la saturación magnética  $M_s$  de REF y MB de todos los aceros TRIP.



**Figura 42.** Curvas de saturación magnética obtenidas en; a) metales base (AR+INM), b) metales base con tratamiento (REF (INM)), c) AR+INM en ZF, d) AR+INM en ZAT, e) INM en ZF y f) INM en ZAT.

Las curvas de magnetización de la ZF y la ZAT de las muestras con contenidos de AR + INM se muestran en la **Figura 42c y d**, respectivamente. El comportamiento magnético de ambas zonas

parece ser similar al expuesto por sus respectivos metales base (REF), sin embargo, la pequeña diferencia en los valores de magnetización entre metales base, zonas de fusión y zonas afectadas térmicamente permiten comparar el contenido de AR e INM presente en estas zonas. De manera similar, las curvas representativas de la ZAT y ZF de los especímenes con contenidos nulos de AR muestran un comportamiento similar al resto de las curvas descritas. Dicho comportamiento es normal, debido a que la saturación magnética tiende a estabilizarse aproximadamente en un campo magnético de  $\pm 0.50$  Telsa. Una vez que las curvas han alcanzado el rango de estabilización el valor de magnetización de cada una de ellas dependerá de las fases paramagnéticas presentes en el acero. Así, se puede hacer una comparación entre las curvas de las zonas afectadas térmicamente y las de fusión, y sus metales base correspondientes (REF). La mayor parte del contenido de AR de ambas zonas soldadas se ha disuelto después de aplicar el proceso de soldadura, de modo que solo las inclusiones no metálicas y las fases ferromagnéticas se encuentran presentes en el acero. Los valores de magnetización de las zonas afectadas por el calor son ligeramente más altos que los expuestos por sus zonas de fusión correspondiente, este comportamiento indica que hay más fases paramagnéticas (INM) en las ZF de los aceros. Comportamientos magnéticos similares fueron obtenidos por Amirthalingman y col. [100], quienes informaron un incremento en las fases paramagnéticas a medida que los valores de magnetización se acercan a cero. Si el comportamiento de cada uno de los aceros TRIP se compara con cualquiera de las dos zonas, entonces es evidente que los aceros con elementos de aleación más altos tienden a disminuir su magnetización debido a la presencia de mayores contenidos de INM. La **Tabla 10** resume la saturación magnética  $M_s$  REF, ZF y ZAT de las muestras sin contenido de AR de las uniones soldadas de los aceros TRIP.

**Tabla 9.** Valores de magnetización de los especímenes con contenidos de austenita (BM  $M_{sc}$ ) y sin contenidos de austenita (REF  $M_{sf}$ ).

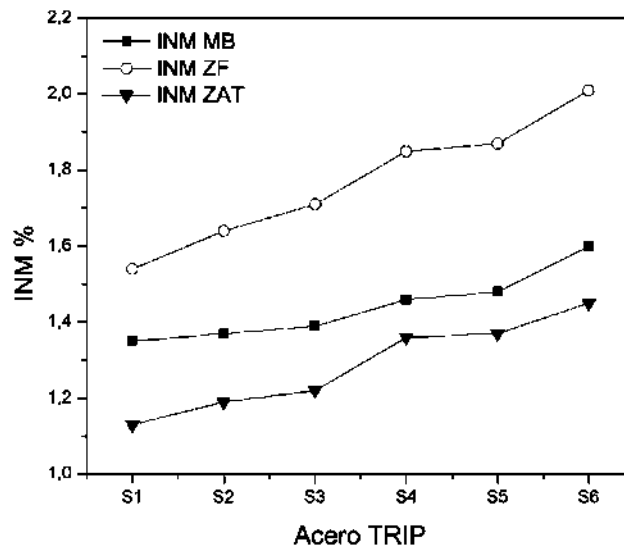
Acero	S1	S2	S3	S4	S5	S6
<b>BM <math>M_{si}</math></b> <b>(Am<sup>2</sup>/kg)</b>	206.74	196.9	172.2	155.9	146.5	137.1
<b>REF <math>M_{sf}</math></b> <b>(Am<sup>2</sup>/kg)</b>	218.3	208.8	195.6	186.1	180.4	175.1

**Tabla 10.** Valores de saturación magnética de los especímenes sin contenidos de AR  
(ZF y ZAT  $M_{si}$ ) y (REF  $M_{sf}$ ).

Acero	S1	S2	S3	S4	S5	S6
<b>FZ <math>M_{si}</math></b> ( $\text{Am}^2/\text{kg}$ )	217.1	207.44	193.4	184.49	178.9	173.31
<b>HAZ <math>M_{si}</math></b> ( $\text{Am}^2/\text{kg}$ )	218.0	208.4	194.35	185.42	179.81	174.3
<b>REF <math>M_{sf}</math></b> ( $\text{Am}^2/\text{kg}$ )	218.3	208.8	195.6	186.1	180.4	175.1

### 3.3.5 Ajuste de las técnicas de difracción de rayos-X, y magnetometría de muestra vibrante para el cálculo de austenita retenida final.

Los contenidos de INM en las zonas de fusión y zonas afectadas por el calor, se obtuvieron de las curvas de magnetización utilizando la **Ecuación 2**. El contenido de INM en los metales base se obtuvo restando las fracciones volumétricas de AR obtenidas por medio de  $\mu\text{SDRX}$  a los porcentajes de RA + NMI ( $f_y$ ) de los metales base. Ambos resultados se muestran en la **Figura 43**.



**Figura 43.** Porcentajes de inclusiones no metálicas presentes los metales base y zonas de soldadura de los aceros TRIP.

Las diferencias en el contenido de INM presente en los metales base entre aceros de composiciones químicas similares es insignificante, sin embargo, en aceros con composiciones químicas más ricas el porcentaje del contenido de INM aumenta significativamente. La formación de inclusiones no metálicas en aceros TRIP es inherente a su composición química y parámetros de fabricación. Durante su fabricación, el contenido total de INM se puede controlar adecuadamente. Sin embargo, durante el proceso de soldadura de puntos por resistencia, la formación de INM en la zona de fusión de los aceros TRIP aún no puede ser controlado con precisión. El aumento de INM en las zonas de fusión de los aceros se explica por la presencia de elementos de aleación como Al, Mn y Si, los cuales tienen una fuerte afinidad química por el oxígeno. Por lo tanto, como el contenido de estos elementos se incrementa de los aceros S1 a S6, y además de la falta de una atmósfera protectora durante el proceso de soldadura, la formación de inclusiones no metálicas en las zonas de fusión de los aceros es mayor que en sus metales base. Además de algunos tipos de óxidos, se pueden formar otras clases de inclusiones tales como sulfuros, nitruros y boruros en los metales base y las zonas de fusión debido a las composiciones químicas de los aceros TRIP.

Sin embargo, la formación de inclusiones de óxido durante el proceso de soldadura es mayor que otros tipos debido a las altas cantidades de desoxidantes de Si y Al presentes en los aceros, tal como reporto Amirthalingam [66], quien afirmó que ambos elementos son agregados a los aceros TRIP para suprimir la formación de cementita, sin embargo, su afinidad con el O implica la formación de óxidos durante procesos que involucren fusión. Así, durante la etapa de fusión en el proceso de soldadura, los elementos presentes en la pileta líquida se combinan con oxígeno atmosférico y forman óxidos. Del mismo modo, Grajcar [101], encontró que la presencia de elementos (Al, Mn, Si) con una fuerte afinidad química con O y la falta de una atmósfera protectora durante un proceso de soldadura dan como resultado la formación de una gran cantidad de INM en la zona de fusión. Los porcentajes de óxidos y sus tipos dependen de la composición química del acero. Los aceros S1, S4 y S6 que tienen mayores contenidos de aluminio presentarán mayores contenidos de óxidos de Al que el resto de los aceros; de manera similar, se espera que los aceros con mayores contenidos de Si presenten mayores cantidades de silicatos en sus zonas de fusión. Por otro lado, los contenidos de INM en la zona afectada térmicamente sufren una reducción debido a los gradientes térmicos que esta zona experimenta durante el proceso de soldadura, este resultado está de acuerdo con lo informado por Grajcar

[102], quien encontró que la cantidad de INM en la zona afectada térmicamente y en el metal base de los aceros TRIP es significativamente menor que en la zona de fusión.

### ***3.3.6 Efecto de las propiedades físicas de los aceros TRIP sobre el proceso de soldadura por puntos de resistencia.***

El proceso de soldadura por puntos de resistencia involucra una interacción compleja entre las propiedades físicas y metalúrgicas de los materiales a unir.

En el proceso de soldadura por puntos de resistencia, el calor generado depende de tres factores: (i) el amperaje, (ii) la resistividad eléctrica de los materiales y, (iii) el tiempo. El calor generado se expresa de acuerdo a la siguiente ecuación:

$$Q = I^2 R t \quad [3]$$

Donde Q = calor (J), I = corriente (A), R = resistencia ( $\Omega$ ) y t = tiempo (s). La resistencia total del circuito eléctrico es, de hecho, la adición de al menos 7 resistencias individuales; siendo los más importantes los ofrecidos por los materiales a unir [103].

Como se muestra en la **Figura 20**, la resistividad eléctrica de los aceros TRIP aumenta a medida que incrementa la temperatura y el contenido de elementos de aleación. En el proceso de soldadura de puntos por resistencia, el incremento en la resistividad eléctrica de los aceros aumenta la generación de calor, este aumento, es mayor en la interfase de contacto entre los aceros donde se forma el punto de soldadura, en esta zona los aceros comienzan a derretirse y la interfase se disuelve. En consecuencia, se forman dos resistencias adicionales; la resistencia de contacto entre el material fundido y sólido en la interfase de la pileta de soldadura y la resistencia eléctrica de la misma pileta de soldadura [103].

Grajcar [102] afirma que el alto contenido en elementos de aleación en aceros avanzados afecta su soldabilidad debido a la presencia de inclusiones no metálicas. Previamente, el trabajo de investigación realizado por Ujil [104] estableció que el efecto del cambio en la corriente de soldadura en los aceros avanzados se debe al aumento de los eventos de dispersión en aceros que son aleados y trabajados en frío con la finalidad de aumentar sus niveles de resistencia mecánica.

La evidencia de este estudio sugiere que el porcentaje de elementos de aleación en los aceros TRIP tiene influencia directa sobre las propiedades eléctricas y térmicas del mismo, tales como la resistividad eléctrica y la conductividad térmica debido a la precipitación de elementos en solución sólida y a la formación de inclusiones no metálicas, y su efecto sobre la distorsión de la red cristalina.

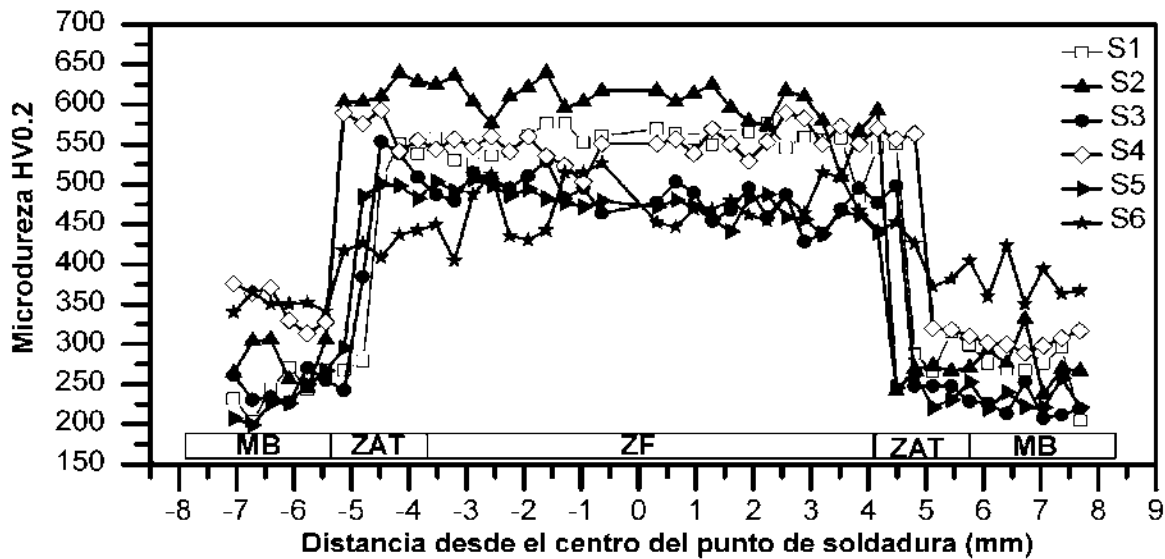
Así, las propiedades físicas (eléctricas/térmicas) del acero influyen directamente la formación y solidificación de los botones de soldadura durante el proceso de soldadura de puntos por resistencia. Estas propiedades son codependientes entre sí; si la resistividad eléctrica de los aceros TRIP aumenta, también aumentará la cantidad generada de calor; un incremento en la resistividad eléctrica conlleva intrínsecamente a la disminución de la conductividad térmica del acero. Por lo tanto, el calor generado durante el proceso se transferirá lentamente a su entorno, de modo que la cantidad de calor generada en el botón de soldadura no se disipa rápidamente y la generación de calor aumenta aún más. Este incremento de calor generará que el diámetro del botón de soldadura y su zona afectada térmicamente sufran una expansión mayor, lo que explica la diferencia en los diámetros de los puntos de soldadura de los aceros bajo estudio. Este efecto también genera velocidades de enfriamiento más lentas en la zona central del punto de soldadura de modo que pequeñas fracciones volumétricas de AR están presentes después del proceso soldadura. Lo cual explica la presencia de AR en las zonas afectadas térmicamente de los aceros S5 y S6.

Ha sido reportado [105], que las propiedades mecánicas de las uniones soldadas por el proceso de puntos por resistencia dependen directamente del diámetro del punto de soldadura y de la retención de austenita en la zona afectada térmicamente. De esta manera, los resultados publicados por Ujil [104] indican que la corriente de soldadura depende de las propiedades eléctricas y térmicas del acero que se está soldando. Por otro lado, Oikawa [85] informó que la resistencia de contacto y la resistividad eléctrica de los aceros son factores importantes que afectan la formación y el crecimiento de los puntos de soldadura. Sin embargo, el efecto de la resistencia de contacto se da solo en la etapa de formación del punto de soldadura y el efecto de la resistividad eléctrica se da durante la etapa de crecimiento del punto de soldadura, por lo cual, su efecto es de vital importancia en cuanto el diámetro final del punto de soldadura.

### 3.4 Caracterización mecánica de las uniones soldadas de los aceros TRIP

#### 3.4.1 Microdureza

La zona de fusión de los aceros TRIP bajo estudio presenta microestructuras predominantemente martensíticas. La dureza de la martensita ha sido reportada en valores superiores a 350 HV para aceros con contenido de carbono superior al 0.05% [106]. Los perfiles de indentación de microdureza a lo largo de los puntos de soldadura se muestran en la **Figura 44**.



**Figura 44.** Valores de microdureza HV0.2 obtenidos a lo largo de las zonas que conforman la unión soldada.

La dureza en las zonas de fusión obtuvo los valores más altos en comparación con el metal base y las zonas afectadas térmicamente, todas las muestras examinadas exhibieron valores superiores a 400 HV. Los aceros S6, S5 y S3 exhibieron los valores de dureza más bajos; 454, 467 y 477 HV, respectivamente, mientras que los aceros S1, S2 y S4 mostraron los valores más altos de todas las uniones soldadas, 550 HV para S1, 570 HV para S2 y 531 HV para S4.

La dureza en la zona de fusión está influenciada por los siguientes factores: i) la composición microestructural desarrollada después del proceso de soldadura, ii) la composición química del



material base, y iii) la velocidad de enfriamiento. Se ha informado [59] que la velocidad de enfriamiento involucrada ( $\geq 103 \text{ }^\circ \text{Cs}^{-1}$ ) en el proceso de soldadura de puntos por resistencia es lo suficientemente alta para formar una sola fase de martensita en la zona de fusión, pero también se encontraron pequeñas cantidades de austenita retenidas dentro de la misma.

Los diagramas de CCT (sección 3.1.2, **Figura 14**) incluyen predicciones de dureza para cada uno de los aceros bajo diferentes condiciones de enfriamiento, vale la pena señalar que incluso cuando el acero S6 tiene el mayor contenido de carbono y se espera que tenga el valor máximo de dureza dentro de la zona de fusión, este presentó uno de los valores de dureza más bajos, similar a los expuestos por los aceros con contenido de C más bajo (S1, S2 y S3). El acero S5 tiene el contenido de C más bajo de todos los aceros y presenta la dureza más baja. Los valores de dureza pronosticados a través de JMatPro<sup>TM</sup> concuerdan con los obtenidos mediante la prueba de dureza experimental. La zona de fusión de todos los aceros está compuesta por martensita, que se forma debido a una velocidad de enfriamiento excesiva y su dureza final dependerá de varios factores, como la composición de la austenita original en términos de elementos químicos distintos al C, el cual, actúa como un estabilizador austenítico y aumenta la capacidad de formar martensita y su dureza [44]. Se ha documentado [33] que la dureza en la zona fusión aumenta con composiciones químicas excesivas que producen valores más altos de carbono equivalente.

Investigaciones previas, tal como la de Perkas [107] ha establecido que la adición de algunos elementos de aleación puede mejorar la efectividad del carbono en la martensita, los experimentos han demostrado que la presencia de Cr con adiciones de Mo y Ti aumenta el endurecimiento de la martensita. Además, Nayak [59] encontró que los aceros con altos contenidos de Al desarrollaron zonas de fusión martensíticas con valores de dureza más bajos que las desarrolladas por aceros que contenía mayores porcentajes de Si. Esto explica elevada dureza de las zonas de fusión de los aceros S1, S2 y S3. Estos aceros tienen menores contenidos de C, pero sus porcentajes de Cr son más altos en comparación con el resto de los aceros, este incremento en Cr y su combinación con Ti y Mn aumentan la dureza de la martensita, como explica Kwon [108].

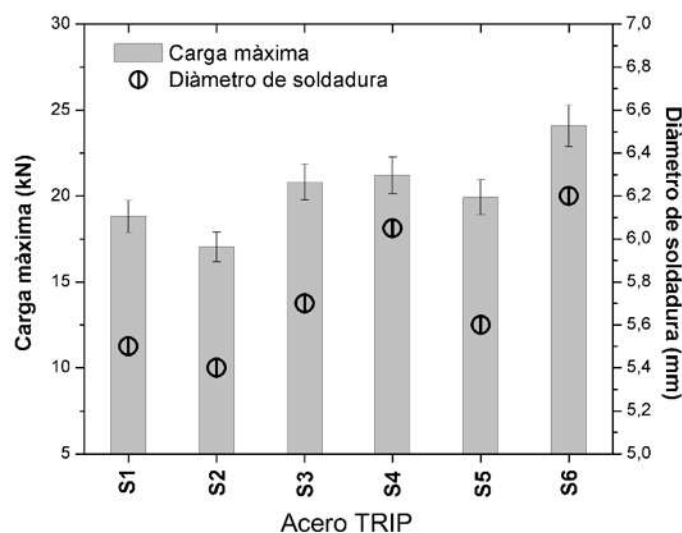
Un punto importante a tener en cuenta es que la partición de un elemento entre los diversos constituyentes posibles depende de la concentración de otros elementos, como se puede ver en la **Tabla I**, el contenido de aleación en peso (%) del acero S6 es el más alto en comparación con el

resto de los aceros TRIP, de modo que múltiples interacciones entre los elementos tienen lugar durante la solidificación dando lugar a la segregación de carburos especiales que luego difunden lentamente, este fenómeno se opone a la homogeneidad de la austenita original, cuando la austenita de cierta composición es más rica en algunas zonas que en otras, su templabilidad se reduce en el sentido de que las zonas pobres se transforman en perlita a altas velocidades de temple, lo que genera que la fase martensítica sea difícil de obtener. Además, las inclusiones no disueltas como inclusiones no metálicas disminuyen la templabilidad, por lo que el alto contenido de Si en acero S6 además de evitar la formación de carburo contribuye a la formación de inclusiones no metálicas, que afectan su templabilidad [109].

### 3.4.2 Resistencia a la tensión cortante

#### 3.4.2.1 Carga máxima

El ensayo de tensión cortante es utilizado para evaluar cualitativamente la estabilidad mecánica de las uniones soldadas [58]. El modo de falla generado en los puntos de soldadura es una medida útil para evaluar la integridad y la resistencia de cada punto de soldadura, y así poder relacionar su comportamiento mecánico con la microestructura y la dureza desarrolladas después del proceso de soldadura. La **Figura 45** muestra los diámetros de los puntos de soldadura promedio y las cargas máximas promedio a la que cada punto de soldadura fallo.

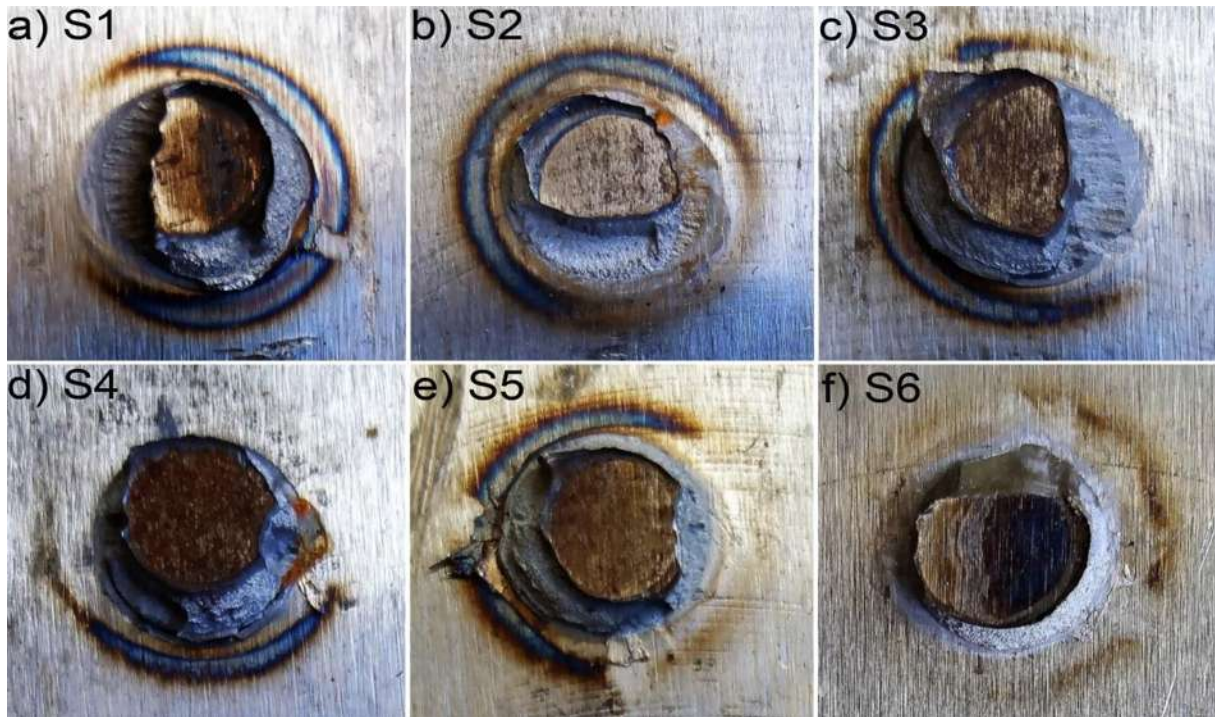


**Figura 45.** Relación entre la carga máxima soportada y el diámetro del punto de soldadura.

El valor más alto de carga máxima soportada se obtuvo en el acero S6, con un promedio de  $22.95 \pm 1.14$  kN, y un diámetro promedio de 6.2 mm. Seguido por los aceros S4 y S5, con valores de  $21.86 \pm 1.09$  kN y  $21.69 \pm 1.08$  kN, y diámetros de 6.0 y 5.6 mm, respectivamente. En contraste con lo anterior, los valores más bajos de las soldaduras se muestran en los aceros S3, S1 y S2, con  $19.74 \pm 0.98$ ,  $19.35 \pm 0.96$  y  $18.25 \pm 0.91$  kN en el mismo orden, simultáneamente estos aceros registraron los diámetros más pequeños; 5.7 mm para S3, 5.5 mm para S1 y 5.4 mm para S2. En base a los resultados reportados en la **Figura 45**, es evidente que la carga máxima registrada varía de acuerdo con el diámetro de los puntos de soldadura, definitivamente cada unión muestra un aumento en la resistencia a medida que aumenta el diámetro de los puntos de soldadura, como lo ha sido documentado por Brauser [99], con la única excepción del acero S5. Pasquale [110], también reportó que la resistencia mecánica en las uniones TRIP aumenta a medida que aumenta el tamaño del punto de soldadura.

#### ***3.4.2.2 Modo de falla de los puntos de soldadura***

Los aceros S2, S4, S5 y S6 mostraron modos de falla completos, en contraste, el resto de los aceros S1 y S3 exhibieron modos de falla parciales. Las superficies fracturadas de los puntos de soldadura se muestran en la **Figura 46**, los modos de falla de los aceros S2, S4, S5 y S6 son similares al modo de falla completo, como se puede ver en las **Figuras 46 b), d), e) y f)**, que revelan restos de la zona afectada térmicamente alrededor de los puntos de soldadura, lo que sugiere que la falla comenzó a originarse en la ZAT.



**Figura 46.** Modos de falla exhibidos por los puntos de soldadura de los aceros bajo estudio; a) S1 steel, b) S2 steel, c) S3 steel, d) S4 steel, e) S5 steel and f) S6 steel.

En una investigación previa desarrollada por Khan [44], se ha establecido que el modo de falla completo se origina en el límite externo de la zona afectada térmicamente. Además, este modo de falla puede iniciarse de varias maneras, ya sea a lo largo de la interfaz zona afectada térmicamente – metal base, o de hecho, que solo ocurra en el metal base. Para el resto de los aceros S1 y S3, el modo de falla se encuentra dentro del parcial, donde la falla se produjo en el punto de soldadura de uno de los aceros, lo cual, genera un desprendimiento parcial del punto de soldadura de uno de los aceros. Anteriormente se había observado que la composición química inherente a los aceros TRIP puede provocar la segregación de los elementos de aleación durante la solidificación de la soldadura, lo que causaría trayectorias preferenciales para propagar una falla [44]. Zuniga y Sheppard [111], estudiaron los mecanismos de falla en los puntos de soldadura de aceros de alta resistencia y encontraron que el mecanismo de falla se origina por un esfuerzo localizado en el metal base y cerca del límite entre la zona afectada térmicamente. A partir de los modos de falla exhibidos por cada acero, es evidente la correlación entre estos y la composición química de cada acero, que, además de la velocidad de enfriamiento, influye

directamente en la dureza final de la unión soldada. Los elementos de aleación de cada acero juegan un papel importante en la microestructura final y la dureza de la misma. Por lo tanto, es fácil suponer que los aceros con alto contenido de carbono desarrollan microestructuras martensíticas de dureza elevada. Sin embargo, la zona de fusión del acero S6 cuyo contenido de carbono es el más alto (0.325% en peso) presentó el valor de dureza promedio más bajo (454 HV). Este comportamiento está asociado con el efecto de los elementos microaleantes en el acero. El acero S1 (550 HV) mostró principalmente un modo de falla parcial, en contraste con el acero S2 cuya dureza registró 570 HV y mostró fallas completas aunque ambos aceros tienen composiciones aproximadamente similares. Entonces, los modos de falla que presentan ambos puntos de soldadura están en función de su diámetro. De forma similar, el acero S4, que a pesar de tener un alto valor de dureza (531 HV) exhibió falla completa debido al tamaño de su diámetro. Las uniones soldadas de los aceros S3 y S5 cuyos valores de dureza son 477 y 467 HV, respectivamente, exhibieron una combinación entre modos de falla parcial y completa.

Es interesante observar que incluso cuando el acero S5 tiene el contenido de C más bajo y uno de los diámetros de soldadura más pequeños, obtuvo valores promedio de carga máxima similares a los expuestos por los aceros con mayor contenido de C y mayores diámetros en sus puntos de soldadura (aceros S4 y S6 ). Tal comportamiento podría explicarse de la siguiente manera; la zona afectada térmicamente del punto de soldadura del acero S5, cuya dureza es la más baja del sistema contiene también una fracción de AR (1.93%) después del proceso de soldadura, que es lo suficientemente estable como para generar que el esfuerzo aplicado tenga que ser incrementado para ocasionar su fractura.

La estabilidad de la austenita retenida presente en el metal base de los aceros TRIP dependerá de su contenido de C y su tamaño del grano, de modo que un alto contenido de carbono en la austenita y un tamaño de grano pequeño aumentan su estabilidad. Todos los aceros fabricados en la presente investigación fueron tratados térmicamente bajo las mismas condiciones para desarrollar la microestructura típica de TRIP, tal y como se explicó en la sección 3.1.3.

Retomando dicha discusión, la diferencia en la composición química de los aceros podría haber promovido que los parámetros establecidos no fueran los óptimos para ciertos aceros, que generó las fracciones de austenita retenida para variar en todos los aceros e incluso cuando hubo un alto porcentaje de RA su estabilidad se ve disminuida debido a su bajo contenido de C. Cuando la

temperatura de tratamiento en el recocido intercrítico es alta (cerca de  $A_{C3}$ ), la fracción de austenita retenida es alta pero su contenido de carbono bajo, además, se produce un aumento en el tamaño de grano austenítico, esto da como resultado una austenita retenida inestable que se transformará en martensita en las primeras etapas de deformación. Por lo tanto, cuando la temperatura es menor, la probabilidad de generar austenita estable es mayor, ya que el tamaño del grano es más pequeño y el contenido de carbono es alto [25, 112-113].

Por lo tanto, para obtener propiedades mecánicas óptimas, la temperatura de recocido intercrítico debe ubicarse cerca de  $A_{CI}$  dentro de la zona de transformación intercrítica ( $\alpha + \gamma$ ). Como se muestra en la **Tabla I**, las temperaturas de transformación  $A_{C3}$  de los aceros S1, S2, S3 y S4 son similares a las de la temperatura de recocido intercrítico (810 °C), de modo que la austenita retenida desarrollada dentro de estos aceros podría ser inestable. Por otro lado, las temperaturas  $A_{C3}$  de los aceros S5 y S6 son lo suficientemente altas como para promover la formación de austenita retenida estable. La evidencia revelada por el ensayo de tracción cortante sugiere que en la unión soldada del acero S5, particularmente en la zona afectada por el calor el porcentaje de austenita retenida, el cual fue estimado en 1.93 es lo suficientemente estable como para resistir el esfuerzo mecánico al cual fue sometido.

### **3.4.2.3 Análisis fractográfico**

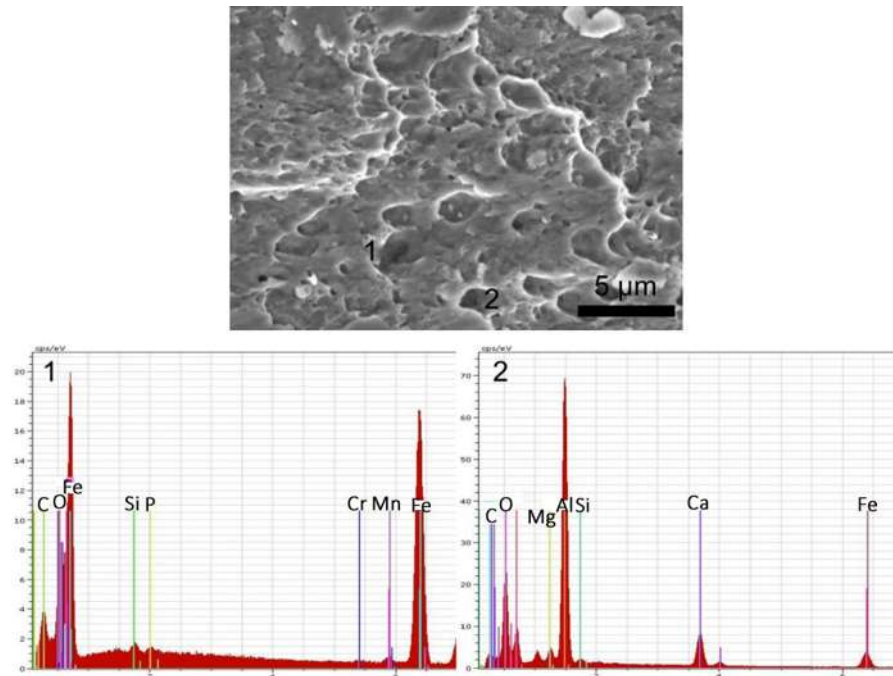
Las **Figuras 47 – 52** exhiben las micrografías de las superficies fracturadas de los puntos de soldadura bajo el ensayo de tensión cortante. Se puede apreciar que el detalle de la fractura y su correspondiente microanálisis EDS. De manera similar a lo expuesto por los metales base, las fracturas originadas en los puntos de soldadura presentaron el mecanismo de fractura dúctil. El mecanismo de nucleación, crecimiento y coalescencia de cavidades se desarrolló en todas las uniones generando la presencia de microhuecos definidos.

Es de vital importancia subrayar que durante el ensayo de tensión cortante aplicado a uniones soldadas por puntos de soldadura el punto de soldadura experimenta una ligera rotación con el propósito de alinearse con la dirección del esfuerzo aplicado. Durante esta etapa los esfuerzos son redistribuidos sobre la zona central y la circunferencia del punto de soldadura [105]. Los esfuerzos de corte predominan en dicha circunferencia, la cual es la interfase entre el metal base

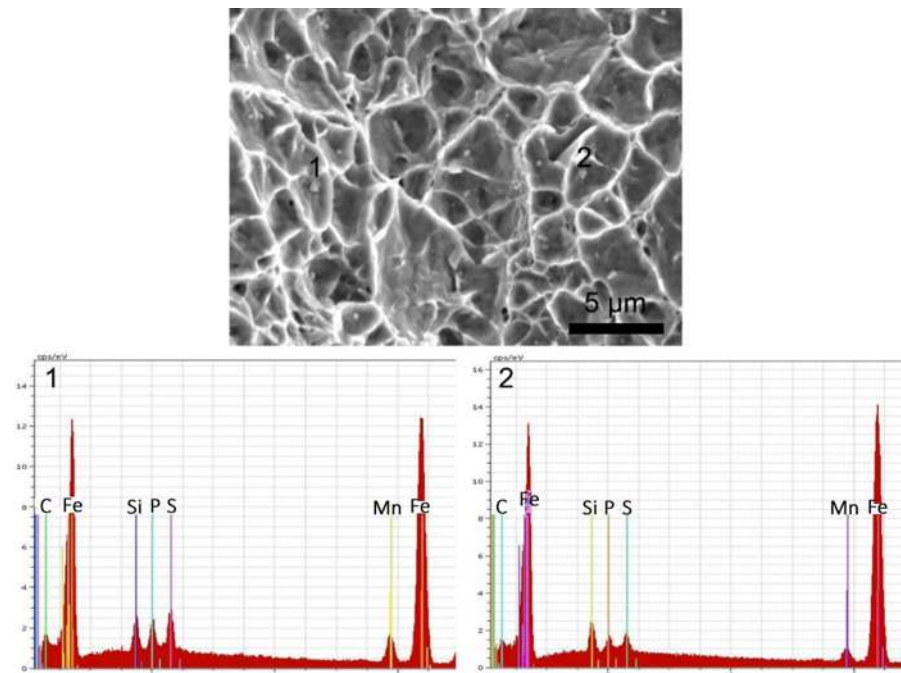
y la zona afectada térmicamente alrededor de todo el punto de soldadura. Durante esta etapa, se genera un estado triaxial de tensiones, en el cual las zonas; central y circunferencial del punto de soldadura, se encuentran sometidas a esfuerzos cortantes, al mismo tiempo que la circunferencial resiste esfuerzos normales paralelos a la aplicación de la carga. Así, los esfuerzos que se generan alrededor del punto de soldadura provocan la deformación plástica del mismo lo que promueve la iniciación y crecimiento de cavidades alrededor de las INM de mayor tamaño. Al aumentar la deformación las cavidades coalescen y se forma un defecto para finalmente llegar a la fractura del acero.

La forma de las cavidades presentes en morfologías exhibidas por cada uno de los puntos de soldadura corresponde a las generadas por los esfuerzos normales al plano de fractura, cuyas geometrías son equiaxiales y dentro de las cuales se encontraron partículas de diferentes tamaños y composiciones químicas.

La zona de fractura bajo análisis para los aceros S1 y S3, **Figuras 47 y 49**, respectivamente, se encuentra en la zona de fusión de los puntos de soldadura debido a la falla parcial que ambos aceros presentaron, las inclusiones no metálicas caracterizadas en ambos corresponden a las generadas durante el proceso de fusión, ambas zonas presentaron óxidos complejos de Al e inclusiones con altos porcentajes de Si, Cr, Mn, P y S. De manera semejante, los aceros S2 y S4, cuyas superficies fracturadas se muestran en las **Figuras 48 y 50**, respectivamente, exhibieron INM compuestas por contenidos variables de Si, P, S y Mn. Los porcentajes más altos en contenidos de Si y Al presentados por las inclusiones no metálicas corresponden a aquellas encontradas en los acero S5 y S6 (ver **Figuras 51 y 52**).

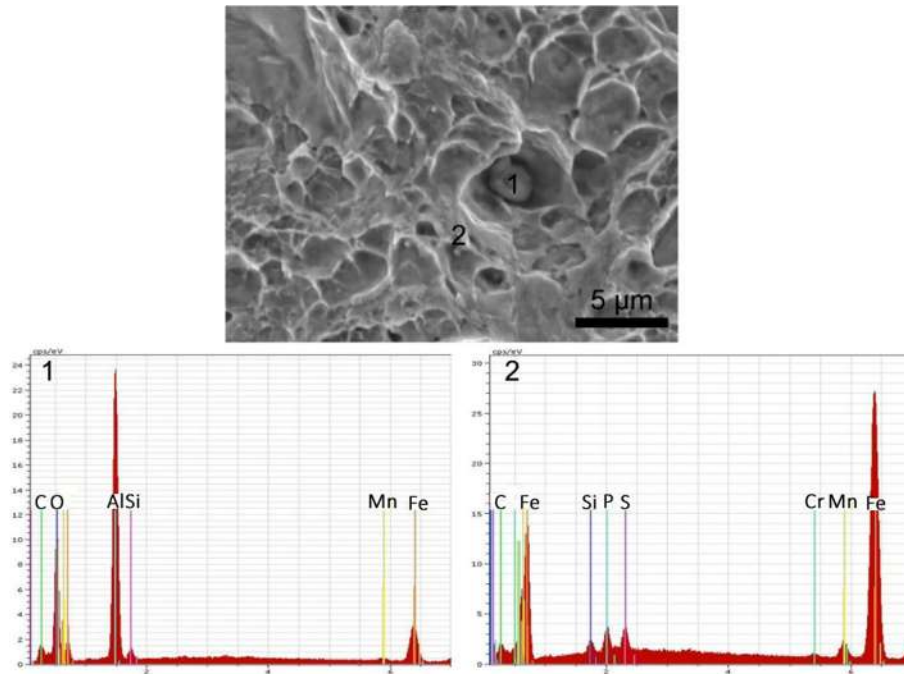


**Figura 47.** Modo de falla de la unión soldada del acero S1, con sus correspondientes microanálisis EDS de las partículas incrustadas en su matriz.

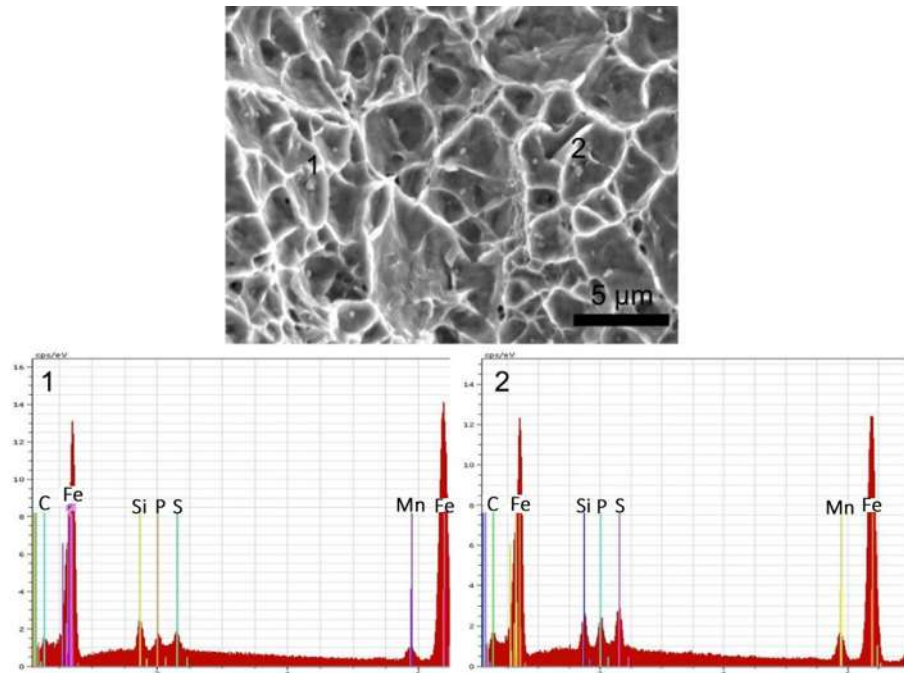


**Figura 48.** Modo de falla de la unión soldada del acero S2, con sus correspondientes microanálisis EDS de las partículas incrustadas en su matriz.

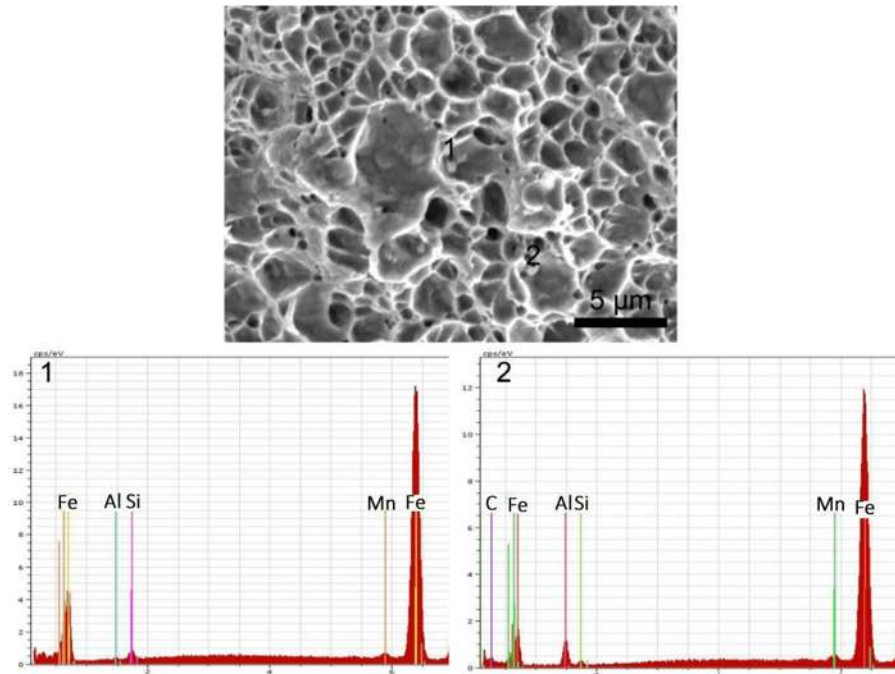




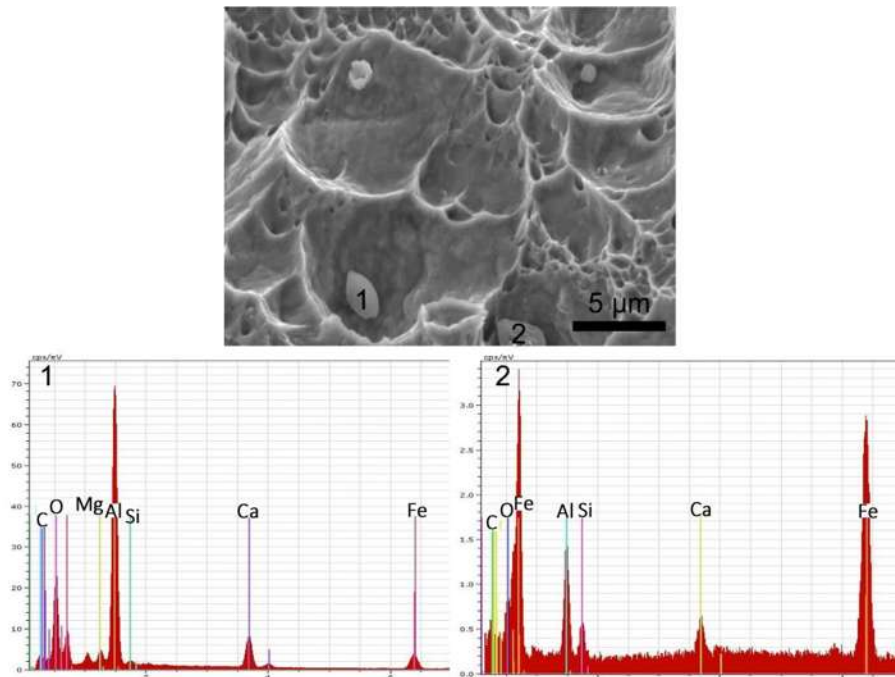
**Figura 49.** Modo de falla de la unión soldada del acero S3, con sus correspondientes microanálisis EDS de las partículas incrustadas en su matriz.



**Figura 50.** Modo de falla de la unión soldada del acero S4, con sus correspondientes microanálisis EDS de las partículas incrustadas en su matriz.



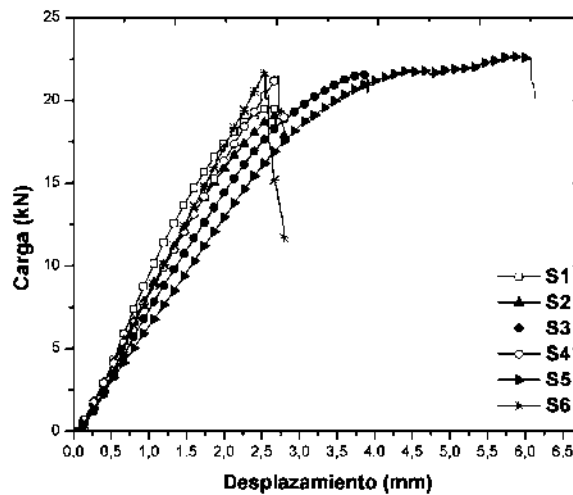
**Figura 51.** Modo de falla de la unión soldada del acero S5, con sus correspondientes microanálisis EDS de las partículas incrustadas en su matriz.



**Figura 52.** Modo de falla de la unión soldada del acero S6, con sus correspondientes microanálisis EDS de las partículas incrustadas en su matriz.

#### 3.4.2.4 Curvas carga-desplazamiento

Las curvas carga - desplazamiento obtenidas del ensayo de tracción cortante para cada unión de soldadura de todos los aceros de TRIP se muestran en la **Figura 53**. Las uniones de soldadura de los aceros S1, S2 y S5 exhibieron regiones no lineales antes de alcanzar la carga máxima; estas regiones están íntimamente relacionadas con el endurecimiento por deformación del material. Por otro lado, las uniones soldadas de los aceros S4 y S6 mostraron un comportamiento lineal.



**Figura 53.** Curvas carga – desplazamiento presentadas por cada una de las uniones de soldadura de los aceros TRIP.

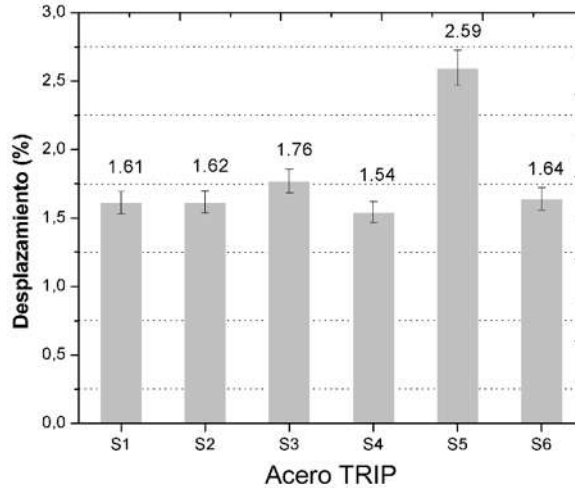
Se puede observar que la unión de soldadura del acero S5 exhibió un aumento considerable en el desplazamiento en comparación con el resto de las uniones. Es evidente que los aceros S4 y S6 se comportan de forma análoga, del mismo modo que los aceros S1 y S2, cuya composición química es muy similar. Por otro lado, la curva del acero S3 describe un comportamiento más dúctil. Una explicación tentativa para estos resultados puede estar relacionada con el hecho de que la resistencia de la soldadura por puntos se determina, entre otros parámetros (espesor del material y diámetro del punto de soldadura) por la dureza de la zona afectada térmicamente [99]. El valor de dureza más bajo registrado en la zona afectada térmicamente pertenece a la unión de acero S5 (250 HV).

La unión soldada del acero S5 presenta el mayor desplazamiento, lo que se traduce como la energía absorbida más alta a los valores de carga máxima de todos los aceros, seguidos por los aceros S6 y S3, que de manera similar tienen los valores de dureza más bajos. Es importante considerar que la energía absorbida se refiere al porcentaje de deformación que puede resistir cada unión soldada antes de alcanzar la fractura, de modo que el modo de falla que presenta cada punto de soldadura está estrechamente relacionado con la cantidad de energía que puede absorber. Por el contrario, los aceros S2, S1 y S4 obtuvieron valores más bajos.

En resumen, las uniones que presentan modo de falla completa permiten mayores valores de desplazamiento; en contraste, las fallas parciales indican una disminución en la energía absorbida durante la aplicación de carga. Sin embargo, el resultado más sorprendente que surge de los datos es el de las uniones soldadas de los aceros S2 y S4, que presentan fallas completas a bajos desplazamientos o niveles de deformación, lo que se puede explicar en base a investigaciones previas [99], en las que se enfatiza que si el diámetro del punto de soldadura es mayor, entonces el modo de falla generado será el tipo completo y se puede lograr una transición del modo de falla interfacial al modo de falla completo aumentando el tamaño del diámetro del punto de soldadura. Sin embargo, esto también implicaría aumentar la energía de soldadura, lo que podría causar una cantidad excesiva de material fundido que podría expulsarse de la unión.

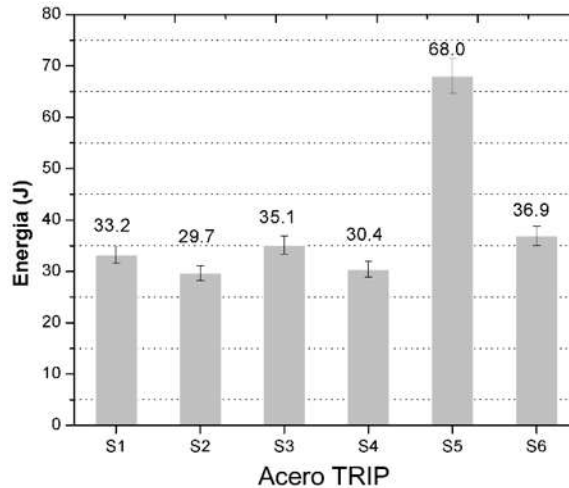
#### ***3.4.2.5 Deformación máxima y energía absorbida***

De los datos mostrados en la **Figura 54**, es evidente que el acero S5 soporta el nivel de desplazamiento más alto; al mismo tiempo, la energía absorbida por este acero fue la más alta debido a la correlación entre ambas propiedades. Todas las uniones soldadas tienen un comportamiento similar en ambas propiedades. Los aceros S1, S2, S4 y S6 desarrollaron prácticamente el mismo porcentaje de desplazamiento, 1.614, 1.615, 1.541 y 1.639%, en el mismo orden, que son los valores más bajos de todo el sistema. La energía absorbida indicada en la **Figura 55** por los aceros S1, S2 y S4 fue la más baja, esto debido a la alta dureza en la HAZ y la FZ de cada junta soldada, lo que es indicativo de fragilidad.



**Figura 54.** Desplazamiento máximo promedio exhibido por cada una de las uniones soldadas de los aceros.

La energía absorbida, la cual es calculada a partir de la gráfica carga-desplazamiento de cada acero, graficando el área bajo la curva de estas, así como el desplazamiento del acero S5 sin duda superan los valores obtenidos por el resto de las uniones soldadas. El acero S5 tiene el menor contenido de carbono y teóricamente debería soportar cargas y desplazamiento menores. Sin embargo, sus uniones soldadas mostraron valores de fractura y carga máxima que están dentro del rango de aquellos exhibidos por los aceros con alto contenido de C (aceros S4 y S6).



**Figura 55.** Energía absorbida máxima promedio por cada una de las uniones soldadas de los aceros TRIP.

El bajo contenido de C en la unión soldada del acero S5 permite que la absorción de energía sea alta debido a los bajos valores de dureza desarrollados en la zona afectada térmicamente, lo que podría explicarse por el porcentaje austenita retenida presente en esa zona, lo cual evita el crecimiento de grietas durante la aplicación de la carga. Chao [114] propuso que las fallas en la soldadura por puntos de resistencia está relacionada con muchos parámetros, por ejemplo; tensión residual, inhomogeneidad del material, parámetros de soldadura, espesor, diámetro del punto de soldadura y propiedades del material en la zona afectada térmicamente y en el metales base. Vale la pena mencionar que en la presente investigación la mayoría de los parámetros mencionados anteriormente son constantes, excepto por el tamaño del botón de soldadura y las propiedades generadas en la zona afectada térmicamente. Dichas propiedades están en función de los elementos de aleación presentes en los aceros y sus comportamientos de partición durante la etapa de enfriamiento del punto de soldadura, y aún más en función de los parámetros de tratamiento térmico utilizados para generar la microestructura de TRIP.

De los resultados revelados en la **Figura 45** y los mecanismos de falla establecidos en [44, 111], es importante destacar que las inclusiones no metálicas desarrolladas en las zonas de fusión de los aceros tienen un efecto menor cuando las uniones soldadas por puntos de resistencia son evaluadas mecánicamente bajo el ensayo de tensión cortante en la etapa inicial de deformación. Sin embargo, las inclusiones no metálicas y la AR situadas en la zona afectada térmicamente

deben tomarse en cuenta debido a que las propiedades mecánicas son reducidas por las primeras (INM) y mejoradas por la segunda (AR), y ambas fases están presentes en diferentes porcentajes en la ZAT de los aceros TRIP. La presencia de ambas fases paramagnéticas es de vital importancia debido a que la primera etapa de deformación será soportada por la zona afectada térmicamente de la unión soldada si no existen caminos preferenciales para propagar una falla debido a la segregación [44]. El contenido de inclusiones no metálicas disminuyó en las zonas afectadas térmicamente de todos los aceros al igual que el contenido de AR. Durante el proceso de soldadura, la unión soldada experimenta diferentes rangos de temperatura. La temperatura máxima por encima de  $A_{CI}$  se logra en la zona de fusión de la unión y disminuye a lo largo desde el centro del punto de soldadura hasta el metal base que no haya alcanzado el rango de temperatura necesario para promover cambios microestructurales.

En la zona de fusión, se genera la formación de INM, mientras que la austenita retenida es transformada casi por completo a martensita debido a las altas velocidades de enfriamiento. El rango de temperatura afecta a todas las zonas de la unión soldada, pero sobre todo a la zona afectada térmicamente. En esta estrecha zona se generan rangos de temperatura que se encuentran por encima de  $A_{C3}$  y por debajo de  $A_{CI}$ , los cuales se pueden dividir en 4 subregiones; i) subcrítica (SC) con rango de temperatura por debajo de  $A_{CI}$ , ii) intercrítica (IC) por encima de  $A_{CI}$ , iii) grano fino (GF) por encima de  $A_{C3}$ , y iv) grano grueso (GG) por encima de  $A_{C3}$  [44]. Los rangos de temperatura de formación de inclusiones no metálicas caen dentro de los rangos de temperatura desarrollados en la ZAT, de modo que algunas de las inclusiones no metálicas presentes en los metales base tienden a disolverse durante el proceso de soldadura, lo que disminuye su contenido en comparación con los contenidos de los metales base. En la presente investigación, se supone que las INM presentes en la ZAT de los aceros TRIP son inclusiones originales de metal base que no fueron disueltas durante el proceso de soldadura. Además, la mayoría de la AR presente en los aceros también se disolverá en la mayoría de las subregiones de la zona afectada térmicamente.

Sin embargo, en la zona SC-ZAT, la temperatura máxima se encuentra por debajo de  $A_{CI}$ , la cual no es lo suficientemente alta para transformar la AR presente en esta área y mucho menos si la AR es estable. De tal manera que si los parámetros de tratamiento térmico son óptimos para cada

acero, entonces se pueden encontrar fracciones de AR en de la ZAT debido a que esta región tiene una transición desde la martensita generada por las altas velocidades de enfriamiento en la zona de fusión hasta la microestructura de metal base. Como es el caso de los aceros S5 y S6 cuyas temperaturas de transformaciones son más cercanas a las temperaturas óptimas de tratamiento térmico, y se encontraron rastros de AR en las ZAT de ambos aceros, estos aceros también presentaron los mayores contenidos de INM en todas sus zonas MB, ZF y ZAT. Sin embargo, las pequeñas cantidades de AR dentro de sus zonas afectadas por el calor fueron lo suficientemente estables para soportar una carga mecánica más alta que el resto de los aceros TRIP. Además, el calor generado durante el proceso de soldadura será mayor en los aceros con resistividad eléctrica más alta y conductividad térmica más baja, lo que genera que el aporte calorífico tenga que ser incrementado y su disipación sea más lenta originando que las velocidades de enfriamiento después del proceso de soldadura sufran una, aunque minúscula reducción en su intensidad. Esta reducción en la velocidad crítica de enfriamiento disminuye la posibilidad de transformar la AR estable presente en la zona subcrítica de la ZAT.

Después de revisar la evidencia científica disponible hasta la fecha no se encontró ningún tipo de investigación que relacione directamente el efecto de los elementos de aleación en la formación de inclusiones no metálicas y el efecto de estas sobre las propiedades físicas del acero, más aún, no existen investigaciones que involucren las propiedades físicas de aceros TRIP con las variables del proceso de soldadura por puntos de resistencia.



## CAPÍTULO IV. CONCLUSIONES

En este trabajo de investigación se estudio el efecto de los elementos de aleación sobre las propiedades físicas de aceros TRIP, correlacionando estas últimas con el proceso de soldadura de resistencia por puntos y su efecto sobre las propiedades metalúrgicas y mecánicas finales de las uniones soldadas. Las conclusiones obtenidas se mencionan a continuación:

1. La composición química de los aceros TRIP fabricados en la presente investigación presentaron variaciones en elementos diferentes al Si, como lo fueron el C y Mn.
2. Los parámetros del tratamiento térmico TRIP utilizado en la presente investigación no fueron los indicados para algunos aceros, debido a la diferencia entre las temperaturas de transformación que cada acero presenta, las cuales, no se encuentran entre los rangos óptimos de formación de austenita.
3. Todos los aceros bajo estudio mostraron microestructuras multifásicas típicas de los aceros TRIP, compuestas por ferrita, bainita, martensita y austenita retenida después de ser sometidos al tratamiento térmico TRIP.
4. Las fracciones volumétricas de austenita retenida incrementaron en los metales base de los aceros TRIP al aumentar el contenido de Si, Al, Mn y C, pero también, incrementó el porcentaje de inclusiones no metálicas como nitruros, sulfuros y óxidos, que no son afectados por la temperatura del tratamiento térmico de recocido
5. Es importante diseñar el tratamiento térmico TRIP de acuerdo a la composición química (temperaturas de transformación) de cada acero, con la finalidad de obtener porcentajes elevados de austenita retenida, la cual sea lo suficientemente estable para evitar su transformación debido a las temperaturas desarrolladas en las zonas afectas térmicamente de las uniones de soldadura.

6. El contenido de inclusiones no metálicas incremento en las zonas de fusión de los aceros TRIP con mayores porcentajes de elementos desoxidantes tales como Si, Mn y Al. Por otro lado, algunas inclusiones no metálicas presentes en los metales base fueron disueltas durante el proceso de soldadura en las zonas afectadas térmicamente de los aceros TRIP, por lo que su contenido disminuyó en comparación al ostentado por sus metales base correspondientes.
7. La resistividad eléctrica y la conductividad térmica de los aceros TRIP son afectadas por el contenido de inclusión no metálicas y átomos de impurezas de C, Cr, Ti y Al; siendo ambas dependientes del contenido y porcentaje de los elementos de aleación. Se encontró que la combinación entre mayor resistividad eléctrica y menor conductividad térmica en los aceros reduce las velocidades de enfriamiento después del proceso de soldadura.
8. Los parámetros del proceso de soldadura de puntos por resistencia deben ser calculados de acuerdo a las propiedades físicas de los materiales a unir, debido a que la generación de calor durante dicho proceso depende de la resistividad eléctrica del material, de manera similar, la transferencia de calor desde el punto de soldadura generado hacia sus alrededores dependerá de la conductividad térmica del material en cuestión. Ambas propiedades determinan el tamaño del diámetro del punto de soldadura y su zona afectada térmicamente, así como las temperaturas alcanzadas en dichas zonas.
9. Las zonas de fusión de todos los aceros TRIP exhibieron microestructuras predominantemente martensíticas debido a los altos porcentajes de elementos de aleación presentes en cada acero y las velocidades de enfriamiento excesivamente altas del proceso de soldadura de puntos por resistencia. Por otro lado, las zonas afectadas térmicamente están compuestas por una mezcla de ferrita, martensita, bainita y en algunos casos, bajos porcentajes de austenita retenida, presente en zonas en las cuales la temperatura del proceso de soldadura está por debajo de la temperatura de transformación  $A_{C1}$ .

10. las interfaces formadas entre el metal base y zona afectada térmicamente en los puntos de soldadura de todas las uniones soldadas no mostraron ningún elemento o grado de segregación que pudiera causar inestabilidad mecánica.
11. Las zonas de fusión de los aceros TRIP con altos contenidos de C, Mn y Cr exhibieron las durezas más altas del sistema. No obstante, la zona de fusión del acero S6 obtuvo los valores de dureza más bajos en comparación con el resto de los aceros debido a la interacción entre sus elementos microaleantes y a la formación de inclusiones no metálicas.
12. El modo de falla de los puntos de soldadura de las uniones soldadas de los aceros TRIP depende principalmente de dos factores; el tamaño del punto de soldadura y la microestructura desarrollada en la zona afectada térmicamente después del proceso de soldadura.
13. La formación de inclusiones no metálicas y la descomposición de la austenita retenida en las zonas de soldadura tienen efectos perjudiciales sobre las propiedades mecánicas finales de la unión soldada de los aceros TRIP. Sin embargo, la descomposición de la austenita retenida en la zona afectada térmicamente tiene un efecto mayor, debido a que su ausencia permite que la carga necesaria para iniciar la fractura sea más baja.
14. Los puntos de soldadura del acero S5, el cual ostenta el contenido de C más bajo de todos los aceros bajo estudio exhibió la energía absorbida y deformación máximas sin que su resistencia mecánica final fuese afectada debido a los bajos porcentajes de austenita retenida estable presente en su zona afectada térmicamente.
15. En base a los resultados obtenidos en la presente investigación se puede concluir que la resistencia final y el modo de falla presente en los puntos de resistencia de aceros TRIP unidos mediante el proceso de soldadura de puntos por resistencia dependen no solo del diámetro del punto de soldadura y del contenido de inclusiones no metálicas presentes en

sus zonas de fusión o afectadas térmicamente, sino también del porcentaje de austenita retenida estable presente en la zona afectada térmicamente de cada unión.

#### ***4.1 Recomendaciones y trabajo futuro***

A pesar de que la presente investigación generó resultados importantes sobre el comportamiento de los elementos de aleación en las uniones soldadas de aceros TRIP unidas mediante soldadura de puntos por resistencia se enfatiza que las siguientes recomendaciones sean tomadas en cuenta en investigaciones futuras con la finalidad de obtener resultados más concretos respecto a la uniones soldadas de aceros TRIP.

1. Mantener el porcentaje de elementos de aleación en rangos similares con la finalidad de que solo el contenido de Si sea variado, y así, llevar a cabo una mejor correlación entre el efecto de este sobre las propiedades físicas, metalúrgicas y mecánicas de los aceros TRIP.
2. Fabricar aceros TRIP de composiciones químicas similares a las del presente estudio bajo una atmósfera controlada para disminuir la formación de inclusiones no metálicas y llevar a cabo una comparación entre las propiedades mecánicas de los metales base y uniones soldadas de aceros TRIP con bajos porcentajes de inclusiones contra las mismas zonas con contenidos elevados de inclusiones no metálicas.
3. Cuantificar adecuadamente la concentración de oxígeno presente en la atmósfera durante el proceso de soldadura y relacionarlo con la forma, tamaño, distribución y estequiometría de las inclusiones no metálicas formadas en la zona de fusión, con el propósito de ampliar el conocimiento del mecanismo de formación de inclusiones no metálicas en los aceros TRIP.
4. Ejecutar el procedimiento de soldadura por puntos de resistencia bajo una atmósfera controlada libre de oxígeno, con la finalidad de disminuir la formación de inclusiones no metálicas presentes en la zona de fusión de los aceros.
5. Llevar a cabo un tratamiento térmico TRIP óptimo, cuyos parámetros sean calculados en base a las temperaturas de transformación de cada acero, con el propósito de obtener porcentajes elevados de austenita retenida estable y estudiar su comportamiento bajo el proceso de soldadura por puntos de resistencia.

6. Aplicar la técnica de rayos-X emitidos por sincrotrón debido a que mediante esta se puede realizar un estudio termó – mecánico controlado *in-situ* para estudiar la estabilidad térmica y mecánica de la austenita retenida en aceros TRIP. Dicho estudio revelaría con precisión la temperatura y esfuerzo a los cuales la austenita retenida comienza su disolución y transformación martensítica, respectivamente.

## REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] M. Zhang, L. I. Lin, R. Y. Fu, J. C. Zhang and WAN. Zi. *Weldability of low Carbon Transformation Induced Plasticity Steel*. **Journal of Iron and Steel Research, International**, 15 (5), 61-65, 2008.
- [2] L. I. Lin, B. C. De Cooman, R. D. Liu, J. Vleugels, M. Zhang and S. H. Wen. *Design of TRIP Steel With High Welding and Galvanizing Performance in Light of Thermodynamics and Kinetics*. **Journal of Iron and Steel Research, International**. 14 (6), 37-41, 2007.
- [3] S. Keeler. *Advanced high strength steels (AHSS) guidelines*. **Tech. Rep.** Version 4.1, World auto steel, World steel association, 2009.
- [4] O. Matsumura, Y. Sakuma and H. Takechi. *TRIP and its kinetics aspects in austempered 0.4C-1.5Si-0.8Mn steels*. **Scripta Metallurgica**, 21, 1301–1306, 1987.
- [5] O. Matsumura, Y. Sakuma and H. Takechi. *Mechanical properties and retained austenite in intercritically heat-treated bainite-transformed steel and their variation with Si and Mn additions*. **Metallurgical Transactions A**. 22A, 489 – 498, 1991.
- [6] S. J. Kim, C. G. Lee, I. Choi and S. Lee. *Effects of heat treatment and alloying elements on the microstructures and mechanical properties of 0.15 wt. % C transformation induced plasticity aided cold rolled steel sheets*. **Metallurgical and Material Transactions A**. 32A, 505 – 514, 2001.
- [7] C. Garcia Mateo, F. G. Caballero and H. K. Bhadesia. *Acceleration of low-temperature bainite*. **ISIJ International**. 43, 1821–1825, 2003.
- [8] H. C. Chen, H. Era and M. Shimizu. *Effect of phosphorous on the formation of retained austenite and mechanical properties in si-containing low carbon steel sheet*. **Metallurgical Transactions A**. 20A, 437– 445, 1989.
- [9] V. F. Zackay, E. R. Parker, D. Fahr and R. Bush. *The enhancement of ductility in high-strength steels*. **Transactions of the ASM**. V 60, 252 - 259, 1967, E.U.A.

- [10] J. M. Rigsbee and P. J. Vander Arend. *Laboratory studies of microstructures and structure-property relationships in 'Dual-Phase' HSLA steel*. **ASM International**. Symposium on Formable HSLA and Dual-Phase Steels. 56-86, 1977. E.U.A.
- [11] V. Zackey, E. Parker, D. Fahr and R. Busch. *The enhancement of ductility in high strength steels*. **Transactions of ASM**. 60, 252-59, 1967.
- [12] E. Girault. *Bainitic Transformations in TRIP-assisted steels and its influence on mechanical properties*. **Ph.D. thesis** K. U. Leuven, Belgica 1999.
- [13] G. B. Olson. *Transformation plasticity and the stability of plastic flow", Deformation, processing and structure*. **ASM International**, 391-424, 1984. E.U.A.
- [14] K. Hulka, W. Bleck and K. Papamantellos. *Relationships between heat treatment conditions, microstructure and properties of niobium microalloyed trip steel*. **ISS**. 41st MWSP Conference Proceedings. V 37, 67-77, 1999, E.U.A.
- [15] O. M. Faral. *Influence of continuous annealing conditions on dual phase and trip steels for automotive application*. **ISS**. 41st MWSP Conference Proceedings. V 37, 253-265, 1999, E.U.A.
- [16] M. De Meyer, D. Vanderschueren and B .C. De Cooman. *The influence of Al on cold rolled c-mn-si trip steels*. **ISS**. 41st MWSP Conference Proceedings. V 37, 265-276, 1999, E.U.A.
- [17] F. Hassani and S. Yue. *A comparison of bainitic trip and dual phase microstructures*. **ISS**. 41st MWSP Conference Proceedings. V 37, 493-508, 1999, E.U.A.
- [18] O. Matsumura, Y. Sakuma and H. Takechi. *Enhancement of elongation by retained austenite in intercritical annealed 0.4C - 1.5Si - 0.8Mn steel*. **ISIJ International**. V 32, 570-579, 1987, E.U.A.
- [19] Y. Sakuma, D. K. Matlock and G. Krauss. *Intercritically annealed and isothermally transformed 0.15 pet C steels containing 1.2 pet Si - 1.5 pet Mn and 4 pet Ni: Part I. Transformation microstructure and roomtemperature mechanical properties*. **Metallurgical Transactions A**. V 23A, 1221-1232, 1992, E.U.A



- [20] Y. Sakuma, O. Matsumura and H. Takechi. *Mechanical properties and retained austenite in intercritically heat treated bainite-transformed steel and their variation with Si and Mn additions*. **Metallurgical Transactions A**. V22, 489-498, 1991, E.U.A.
- [21] Y. Sakuma, O. Matsumura and O. Akisue. *Influence of C content and annealing temperature on microstructure and mechanical properties of 400 °C transformed steel containing retained austenite*. **ISIJ International**. V 31, 1348-1353, 1991.
- [22] Y. Sakuma, D. K. Matlock and G. Krauss. *Mechanical behavior of an intercritically annealed and isothermally transformed low C alloy steel with ferrite-bainite-austenite microstructures*. **Journal of Heat Treating**. V 8, 109-120, 1990.
- [23] H. C. Chen, H. Era and M. Shimizu. *Effect of phosphorus on the formation of retained austenite and mechanical properties in Si-containing low carbon steel sheet*. **Metallurgical Transactions A**. V 20A, 437-445, 1989, E.U.A.
- [24] A. Z. Hanzaki, P. D. Hodgson and S. Yue. *The influence of bainite on retained austenite characteristics in Si-Mn TRIP Steels*. **ISIJ International**, V 35, 79-85, 1995..
- [25] I. Tsukatani, S. Hashimoto and T Inoue. *Effect of silicon and manganese addition on mechanical properties of high-strength hot-rolled sheet steel containing retained austenite*. **ISIJ International**. V 31, 992-1000, 1992.
- [26] M. L. Brandt and G. B. Olson. *Bainitic stabilization of austenite in low alloy sheet steels*. **Iron and Steelmaking**, V1, 55-60, 1993.
- [27] O. Matsumura, Y. Sakuma and H. Takechi. *Retained austenite in 0.4C-Si- 1.2Mn Steel sheet intercritically heated and austempered*. **ISIJ International**. V 32, 1014-1020, 1992.
- [28] G. den Ouden and M. J. M. Hermans, *Welding technology*. In; **VSSD**, Delft, The Netherlands, 2009.
- [29] Amirthalingam. *Microstructural Development during Welding of TRIP Steels*. **Ph.D. thesis**. Department of Material Science and Engineering of Delft University of Technology at the Netherlands. 2010.

- [30] B. C. De Cooman. *Structure-properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite*. **Current Opinion in Solid State and Material Science**, 8, 285–303, 2004.
- [31] L. Cretteur and A. I. Koruk. *Heat treatments to improve weldability of new multiphase high strength steels*. **Materials science forum**. 426 – 432, 1225–1230, 2003.
- [32] N. J. den Uijl and M. Anwar: *Laser weld induced microstructural changes in automotive bodysheet*. **Mathematical Modelling of Weld Phenomena 7**. Verlag der Technischen Universität Graz; 2005.
- [33] N. J. den Uijl and S. Smith. *Resistance spot welding of advanced high strength steels for the automotive industry*. **4th International Seminar on Advances in Resistance Welding**. Wels, Austria; 2006.
- [34] D. A. Porter and K. E. Easterling. **Phase Transformations in Metals and Alloys**. Van Nostrand Reinhold; 1986.
- [35] R. Blondeau, Ph. Maynier and J. Dollet. *Prévision de la dureté, de la résistance des aciers au carbone et faiblement alliés d'après leur structure et leur composition*. **Sci. Rev. Métallurgie**. 70 (12) 1973.
- [36] J. M. Chaillet, F. Chevet, P. Bocquet and J. Dollet. *Prediction of the microstructure and tensile properties of weld metal deposits. Welding of HSLA (Microalloyed) Structural Steels*. **Proceedings of an International Conference**. 9-12 November 1976; Rome, Italy p.p.298-321.
- [37] K. W. Andrews. *Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures*. **Journal of the Iron and Steel Institute**. 203, Part 7, 1965.
- [38] D. P. Koistinen and R. E. Marburger. *A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels*. **Acta Metall**. Vol. 7, 59–60, 1959.
- [39] N. J. den Uijl. *Modelling the influence of resistance spot welding on material properties*. **3rd International Conference on Mathematical Modelling and Information Technologies in Welding and Related Processes**. Kiev; 2006.

- [40] R. Blondeau, Ph. Maynier, J. Dollet and B. Vieillard-Baron. *Prévision de la dureté et de la résistance des aciers au carbone et faillement alliés d'après leur composition et leur traitement thermique*. **Mémoires Scientifiques Revue Métallurgie**, Novembre 1975.
- [41] W. H. Kearns. *Resistance and solid-state welding and other joining processes; Welding Handbook*. En; **Volume 3**. Ed. American Welding Society; 1980.
- [42] K. Easterling: *Introduction to the Physical Metallurgy of Welding*. Ed. Butterworth Heinemann; 1992.
- [43] J. E. Gould. *Weld process effects cracking – hold time sensitivity and rsw of high strength steel*. **Welding Design and Fabrication**. (8): 48-49. 1999.
- [44] M. I. Khan. *Microstructure and mechanical properties of resistance spot welded advanced high strength steels*. **Materials Transactions A**. 49 (7), 1629-1637.
- [45] M. Pouranvari, and S.P.H. Marashi. *Critical review of automotive steels spot welding: process, structure and properties*. **Sci. Technol. Weld. Joi**. 18(5), 361, 2013.
- [46] N. den Uijl and S. Smith. *The Influence of electrode geometry on resistance spot welding of advanced high strength steels for automotive applications*. **Proceedings of 3rd JOIN International Conference on Total Welding Management in Industrial Applications**; J. Martikainen (ed.).Lappeenranta, Finland; August 21-24, 2007.
- [47] H. K. D. H. Bhadeshia. Tempered Martensite; [www.msm.cam.ac.uk](http://www.msm.cam.ac.uk)
- [48] R. L. Bodnar. *The Physical Metallurgy of Normalized Plate Steels*. **ISG Research**. 2004.
- [49] J. E. Gould, S.E. Khurana and T. Li. *Predictions of microstructures when welding automotive advanced high-strength steels*. **Welding Journal Research Supplement**. 85(5), 111s-116s, 2006.
- [50] M. Mimer, L-E. Svensson and R. Johansson. *Possibilities to improve fracture behaviour in resistance spot welds of ehss and uhss by process modifications*. **Proceedings of the 3rd International Seminar on Advances in Resistance Welding**; Berlin; 2004.

- [51] S. Smith, N. J. den Uijl, H. Nishibata, T. Okada, T. van der Veldt, M. Uchihara and K. Fukui. *The effect of ageing on the spot weld strength of AHSS and consequences for testing procedures*. **IIW-IIS document III-1489-08**, Graz 2008.
- [52] E. Girault, P. Jacques, Ph. Harlet, K. Mols, J. Van Humbeeck, E. Aernoudt and F. Delannay. *Metallographic methods for revealing the multiphase microstructure of TRIP-assisted steels*. **Mater. Charact.** 40(2), 111, 1998.
- [53] R. A. Young. *The Rietveld Method*. London: Oxford University Press, 1993.
- [54] L. Zhao, N. H. van Dijk, and E. Bruck. *Magnetic and X-ray diffraction measurements for the determination of retained austenite in TRIP steels*. **Mater. Sci. Eng. A.** 313 (2), 145, 2000.
- [55] L. Cretteur, A. I. Koruk, Mater. *Heat treatments to improve weldability of new high strength steels*. **Materials Sci. Forum.** 426 (432), 122 –30, 2003.
- [56] American Welding Society (AWS). *Specification for automotive weld quality-resistance spot welding of steel*. Standard No. D8.1M:2002.
- [57] American Society for Testing and Materials (ASTM). *Standard test methods for tension testing of metallic materials*. Standard No. E8M-2009.
- [58] H. Zhang and J. Senkara. *Resistance welding; fundamentals and applications*. 1st ed. EU: Taylor & Francis; 2006.
- [59] S. Nayak. *Microstructure-hardness relationship in the fusion zone of trip steel welds*. **Mater. Sci. Eng. A.** 551, 73-81, 2012.
- [60] M. Soliman, B. Weidenfeller and H. Palkowski. *Metallurgical phenomena during processing of cold rolled trip steel*. **Steel Res. Int.** 80 (1), 57, 2009.
- [61] A. J. DeArdo, C. I. Garcia, K. Cho and M. Hua. *New method of characterizing and quantifying complex microstructures in steels*. **Mater. Sci. Technol.** 2 (25), 33, 2010.
- [62] S. Han, H. Seong, Y. Ahn, C. I. Garcia, A. J. DeArdo and I. Kim, *Effect of alloying elements and coiling temperature on the recrystallization behavior and the bainitic transformation in TRIP steels*. **Met. Mater. Int.**,15 (4), 521, 2009.

- [63] L. Zhuang and W. Di. *Effects of austempering on the mechanical properties of the hot rolled Si-Mn trip steels*. **J Wuhan Univ Technol** 2006. 21(3), 21-5, 2006.
- [64] H. Yin, A. Zhao, and Z. Zhao. *Influence of original microstructure on the transformation behavior and mechanical properties of ultra-high-strength TRIP-aided steel*. **Int. J. Miner. Metall. Mater.** 3(22), 262-270, 2015.
- [65] P. J. Jacques, S. Allain, O. Bouaziz, A. De and A.-F. Gourgues. *On measurement of retained austenite in multiphase TRIP steels — results of blind round robin test involving six different techniques*. **Mater. Sci. Technol.** 25 (5), 567, 2009.
- [66] M. Amirthalingam, M. Hermans, and I.M. Richardson. *Microstructural development during welding of silicon and aluminum based transformation induced plasticity steels – inclusion and elemental partitioning analysis*. **Metall. Mater. Trans. A** 40 (901), 901, 2009.
- [67] G. Azizi, H. Mirzadeh, and M. H. Parsa. *Dependency of deformation behavior of retained austenite in TRIP steels on microstructural and chemical homogeneity*. **Acta Metall. Sin (Engl. Lett.)**. 28 (10), 1272, 2015.
- [68] D. Alexopoulos. *Low-alloy trip steels: evaluation of the mechanical performance with regard to material design requirements in the automotive industry steel*. **Steel Research International**. 129-138, 77(2), 2006.
- [69] B. Gajda and A.K. Lis. *A study of microstructure and phase transformations of CMnAlSi TRIP Steel*. **JAMME**. 31(2), 646-653, 2008
- [70] R. Kiessling. *Non-Metallic Inclusions in Steels. Part V*. The Iron and Steel Institute. London, 1968.
- [71] A. Pichler and P. Stiaszny. *The TRIP effect and its application in cold formable sheet steels*. **Steel Research International**. 88 (10), 3-21, 2006.
- [72] J. Green and R. D. Margerison. *Statistical Treatment of Experimental Data*. Elsevier, Amsterdam, 1978.

- [73] M. Radu, J. Valy, A. F. Gourgues, F. Le Strat and A. Pineau. *Continuous magnetic method for quantitative monitoring of martensitic transformation in steels containing metastable austenite*. **Scripta Mater.** 52 (6), 5255-532, 2006.
- [74] M. Bigdeli Karimi, H. Arabi, A. Khosravani and J. Samei. *Effect of rolling strain on transformation induced plasticity of austenite to martensite in high-alloy austenitic steel*. **J. Mater. Process. Technol.** 203 (1), 349-356, 2008.
- [75] A. A. Shatsov and M. G. Latypov. *Role of nickel and carbon in concentration-inhomogeneous trip steels*. **Met. Sci. Heat Treat.**, 43 (6), 34, 2001.
- [76] S. Berveiller, K. Inal, R. Kubler, A. Eberhardt and E. Patoor. *Experimental approach of the martensitic transformation in shape-memory alloys and TRIP steels*. **J. Phys.** IV. 115 (8), 261, 2004.
- [77] M. Gomez, C. Garcia and J. Deardo. *The role of new ferrite on retained austenite stabilization in al-trip steels*. **ISIJ Int.** 50 (1), 139, 2010.
- [78] D. Jandová, R. Divišová, L. Skálová and J. Drnek. *Refinement of steel microstructure by free forging*. **JAMME.** 16 (1), 17, 2006.
- [79] J. Hidalgo, K.O. Findley and M.J. Santofimia. *Thermal and mechanical stability of retained austenite surrounded by martensite with different degrees of tempering*. **Mater. Sci. Eng. A.** 690 (6), 337, 2017.
- [80] S. S. M. Tavares, S. R. Mello, A. M. Gomes, J. M. Neto, M. R. da Silva and J. M. Pardal. *X-ray diffraction and magnetic characterization of the retained austenite in a chromium alloyed high carbon Steel*. **J. Mater. Sci.** 41 (15), 4732, 2005.
- [81] R. E. Hummel. *Electronic Properties of Materials*. Springer, New York, 2011.
- [82] D. Steiner Petrovi. *Non-oriented electrical steel sheets*. **Mater. Technol.** 44 (6), 317, 2010.
- [83] J. Barros, T. Ros-Yañez, L. Vandenbossche, L. Dupré, J. Melkebeek, and Y. Houbaert. *The effect of Si and Al concentration gradients on the mechanical and magnetic properties of electrical steel*. **J. Magn. Magn. Mater.** 290 (2), 1457, 2002.

- [84] K. Jenkins, and M. Lindenmo. *Precipitates in electrical steels*. **J. Magn. Magn. Mater.** 320, (20), 2423, 2008.
- [85] H. Oikawa. *Resistance spot weldability of high strength steel (HSS) sheets for automobiles*. **Nippon Steel Technical Report**. 39 (95), 39, 2007.
- [86] D. Pereira, T. Clarke, R. Menezes, and T. Hirsch. *Effect of microstructure on electrical conductivity of Inconel 718 alloys*. **Mater. Sci. Technol.** 31(6), 669, 2015.
- [87] P. Beckley, and J.E. Thompson. *Influence of inclusions on domain-wall motion and power loss in oriented electrical steel*. Proceedings of the Institution of Electrical Engineers, 1970, 2194.
- [88] M. F. Littmann. *Iron and silicon – iron alloys*. **IEEE Trans. Magn.** 7(1), 48, 1971.
- [89] T. L. Bergman, and F.P. Incropera. *Fundamentals of Heat and Mass Transfer*, Wiley & Sons, EU, 2007.
- [90] K. Davut. *Relation between Microstructure and Mechanical Properties of a Low-alloyed TRIP steel*. **Ph.D thesis**, Von der Fakultät für Georessourcen und Materialtechnik der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen, 2013.
- [91] S. H. Goods and L. M. Brown. The nucleation of cavities by plastic deformation. *Perspectives in Creep Fracture*. 21(15) 71-85, 1983.
- [92] N. den Uijl and S. Smith. *Failure Modes of Resistance Spot Welded Advanced High Strength Steels*. Conference: 5th International Seminar on Advances in Resistance Welding, At Toronto, Canada, 2008.
- [93] W. H. Kearns. *Resistance and solid state welding and other joining processes*. **Welding Handbook**, Seventh Edition, Volume 3, 1980.
- [94] H. Ghazanfari and M. Naderi. *Expulsion characterization in resistance spot welding by means of a hardness mapping technique*. **Int. J. Miner. Metall. Mater.** 21(9), 894, 2014.

- [95] V. H. Baltazar, Y. Okita, Y. Zhou. *Second pulse current in resistance spot welded TRIP steel—Effects on the microstructure and mechanical behavior.* **Welding Research.** 91, 278-285, 2012.
- [96] R. Wu, A. J. Freeman and G. B. Olson. *First principles determination of the effects of phosphorus and boron on iron grain boundary cohesion.* **Science** 265 (5570), 376–380, 1994.
- [97] M. Paju and R. Möller. *The effect of boron on phosphorus segregation in austenite.* **Scripta Metallurgica.**18, 813–815, 1984.
- [98] M. Amirthalingam, E. M. van der Aa, C. K. wakernaak, M. J. M. Hermans and I. M. Richardson. *Elemental segregation during resistance spot welding of boron containing advanced high strength steels.* **Weld World.** 59, 743, 2014
- [99] S. Brauser. *Deformation behaviour of spot-welded high strength steels for automotive applications.* **Mater. Sci. Eng. A** 2010, 527, 7099-108.
- [100] M. Amirthalingam, M. J. M. Hermans, L. Zhao, and I.M. Richardson. *Quantitative analysis of microstructural constituents in welded transformation induced plasticity steels.* **Metall. Mater. Trans. A.** 41 (431), 430, 2009.
- [101] A. Grajcar, M. Rozanski, M. Kaminska and B. Grzegorzcyk. *Study on non-metallic inclusions in laser-welded trip-aided nb-microalloyed steel.* **Arch. Metall. Mater.** 59 (3), 1163-1169, 2014.
- [102] A. Grajcar. *Modification of non-metallic inclusions in high-strength steels containing increased Mn and Al contents.* **JAMME**, 55(2), 245, 2012.
- [103] N. den Uijl. *Resistance spot welding of a complicated joint in new advanced high strength steel.* Proceedings of the 6th International Seminar on Advances in Resistance Welding, Hamburg, 2010.
- [104] N. den Uijl. *Thermal and electrical resistance in resistance spot welding.* Proceedings of the 17th International conference computer technology in welding and manufacturing, Cranfield, 2008.



- [105] M. Pouranvari, H. R. Asgari, S. M. Mosavizadch, P. H. Marashi, and M. Goodarzi. *Effect of weld nugget size on overload failure mode of resistance spot welds*. **Sci. Technol. Weld. Joi.** 12 (3), 217, 2007.
- [106] W. D. Callister. *Fundamentals of Materials Science and Engineering*. New York: John Wiley and Sons Ltd, 2004.
- [107] M. D. Perkas. *High strength maraging steels*. **Met Sci Heat Treat**, 6, 2-14, 1968.
- [108] Kwon H. *Secondary hardening and fracture behavior in alloy steels containing Mo, W, and Cr*. **Metall Mater Trans A**, 28, 775-84, 1996.
- [109] E. C. Bain. *Functions of the alloying elements in steel*. Pittsburg, Pa, American Society for Metals, 1939.
- [110] P. Russo, L. Cortese, M. De Maddis, F and Lombardi. *Effects of process parameters on spot welding of trip and quenching and partitioning steels*. **Steel. Res. Int.** 87 (9999), 1-9, 2016.
- [111] S. Zuniga and S. Sheppard. *Resistance spot weld failure loads and modes in overload conditions*. **Fatigue Fract Mech.** 27, 469-89, 1997.
- [112] C. Wang. *Characterization of microstructures and tensile properties of TRIP-aided steels with different matrix microstructure*. **Mater Sci Eng A.** 610, 65-75, 2014.
- [113] C. Wang. *Multi-phase microstructure design of a novel high strength TRIP steel through experimental methodology*. **Mater Sci Eng A.** 610, 436-44, 2014.
- [114] Y. J. Chao. *Ultimate strength and failure mechanism of resistance spot weld subjected to tensile, shear, or combined tensile/shear loads*. **J Eng Mater Technol.** 125, 125-32, 2003.