



**UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN
NICOLAS DE HIDALGO**



**INSTITUTO DE INVESTIGACIONES
METALURGICAS**

**“SOLDABILIDAD DE ACEROS DE NUEVA GENERACION
ALTO MANGANESO (HMS) AUSTENÍTICOS DE PLASTICIDAD
INDUCIDA POR MACLAJE (TWIP)”**

Tesis para optar el grado de:

Maestro en Metalurgia y Ciencias de los Materiales.

Presenta:

Ing. Humberto Hernández Belmontes.

Ingeniero Mecánico, FIM (UMSNH), Marzo 2012.

Asesor:

Dr. Ignacio Mejía Granados.

Doctor en Química-Programa de Ciencia de los Materiales Metálicos.

Co-asesor:

Dr. Cuauhtémoc Maldonado Zepeda.

Doctor of Philosophy.

Morelia, Michoacán, México; Enero de 2014.

AGRADECIMIENTOS

Al **Consejo nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT)** por el apoyo económico otorgado para el desarrollo de este trabajo de investigación y poder optar el grado de Maestro en Metalurgia y Ciencias de los Materiales.

A la **Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo (UMSNH)** por brindarme la oportunidad de superación profesional y personal.

Al **Instituto de Investigaciones Metalúrgicas (IIM)** por todo el conocimiento aprendido y apoyo que se me brindó durante el desarrollo del programa de maestría.

Quiero agradecer de forma especial a mi asesor el Dr. Ignacio Mejía Granados, por su invaluable apoyo, motivación y confianza que brindo en mí para el desarrollo de este trabajo. A mí co-asesor el Dr. Cuauhtémoc Maldonado Zepeda por su gran apoyo y el compartir conmigo de su conocimiento y experiencia para poder entender diversas etapas del proyecto.

A mi comité tutorial: Dr. Arnoldo Bedoya Jacuinde, Dr. José Lemus Ruiz y Dr. Rafael García Hernández, por sus valiosas aportaciones hacia este trabajo, su tiempo y paciencia que me brindaron.

Al Dr. Pedro Garnica González del Centro de Graduados en Materiales del Instituto Tecnológico de Morelia (ITM), por su amabilidad y colaboración en el desarrollo de parte experimental de este trabajo de investigación.

Al personal técnico: Ing. Francisco Solorio González y Sra. Victoria Luque Valdivia, ya que su apoyo fue muy importante para culminar la etapa experimental de este proyecto.

Con todo mi corazón primeramente a Dios por darme salud, sabiduría y entendimiento. A mi familia por ser pilares fundamentales en mi vida, ayudándome en todo lo que necesito y teniendo siempre su apoyo en los buenos y no tan buenos momentos, los quiero.

Con amor:
A mi Familia

INDICE GENERAL

RESUMEN	I
ABSTRACT	III
INTRODUCCION	V
JUSTIFICACIÓN.....	VI
HIPÓTESIS.....	VII
OBJETIVOS.	VIII
CAPITULO 1. REVISIÓN BIBLIOGRAFICA.	1
1.1. ACEROS AVANZADOS DE ALTA RESISTENCIA (AHSS).....	1
1.2. ACEROS TWIP.....	3
1.2.1. Características generales.....	3
1.2.2. Sistema Fe-Mn-C.....	4
1.2.3. Energía de falla de apilamiento de aceros TWIP.	7
1.2.4. Efecto de los elementos de aleación (Mn, Al, Si, C).....	8
1.2.5. Efecto de los elementos microaleantes (V, Nb, Ti, B).	9
1.2.6. Mecanismos de deformación plástica en aceros TWIP.	11
1.2.6.1. Endurecimiento por maclado.....	12
1.3. SOLDABILIDAD DE ACEROS TWIP.	13
1.3.1. Soldabilidad de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS).....	13
1.3.2. Problemática por soldadura en aceros TWIP.	14
1.3.2.1. Segregación.	15
1.3.2.2. Agrietamiento en caliente.....	16
1.3.2.3. Propiedades mecánicas.	16
1.3.2.4. Formación de precipitados.....	17
1.3.2.5. Transformaciones de fase.	18
1.4. PROCESO DE SOLDADURA TIG.....	18
1.4.1. Descripción del proceso.	18
1.4.2. Características y ventajas del proceso.	20
1.4.3. Limitaciones del proceso.....	20
1.4.4. Variables operativas.	21
1.4.4.1. Corriente de soldadura.....	21
1.4.4.2. Voltaje.	22
1.4.4.3. Gas de protección.	23
1.4.4.4. Soldadura de punto.	23
CAPITULO 2. DESARROLLO EXPERIMENTAL.	25
2.1. MATERIALES Y COMPOSICIÓN QUÍMICA.	26
2.2. ACONDICIONAMIENTO DE LA MICROESTRUCTURA DEL ACERO TWIP.	26
2.2.1. Tratamiento térmico de homogenización.	26

2.2.2. Tratamiento termomecánico de laminación en caliente.	27
2.2.3. Tratamiento térmico de solubilizado.	28
2.3. GENERACIÓN DE PUNTOS DE SOLDADURA MEDIANTE EL PROCESO TIG.	28
2.3.1. Preparación de probetas.	28
2.3.2. Variables operativas del proceso de soldadura TIG.	29
2.4. CARACTERIZACIÓN METALOGRAFICA.	29
2.4.1. Preparación de muestras.	29
2.4.2. Microscopia óptica.	30
2.4.3. Microscopia electrónica de barrido (MEB/EDS).	30
2.4.3.1. Análisis químico puntual.	31
2.4.3.2. Análisis químico mediante barrido lineal.	31
2.4.3.3. Mapeos elementales.	31
2.5. CARACTERIZACIÓN ESTRUCTURAL MEDIANTE DIFRACCIÓN DE RAYOS-X.	32
2.6. CARACTERIZACIÓN MECÁNICA MEDIANTE ENSAYO DE MICRODUREZA VICKERS.	32
CAPITULO 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....	33
3.1. CARACTERIZACIÓN METALOGRAFICA DE ACEROS TWIP EN CONDICIÓN DE SOLUBILIZADO.	33
3.2. ANÁLISIS MACROSCÓPICO DE LOS PUNTOS DE SOLDADURA (CONDICIONES 1, 2 Y 3 DE SOLDADURA).	35
3.3. CARACTERIZACIÓN METALOGRAFICA DE LOS PUNTOS DE SOLDADURA (CONDICIONES 1, 2 Y 3 DE SOLDADURA).	38
3.3.1. Acero TWIP-REF (Condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).	39
3.3.2. Acero TWIP-V (Condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).	40
3.3.3. Acero TWIP-Nb (Condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).	42
3.3.4. Acero TWIP-Ti (Condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).	44
3.3.5. Acero TWIP-B (Condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).	45
3.3.6. Discusión global de los resultados de caracterización metalográfica.	47
3.4. ANÁLISIS QUÍMICO MEDIANTE MEB/EDS.	48
3.4.1. Acero TWIP-REF (Condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).	48
3.4.1.1. Análisis químico puntual.	48
3.4.1.2. Análisis químico lineal.	50
3.4.1.3. Mapeo elemental.	51
3.4.2. Acero TWIP-V (Condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).	57
3.4.2.1. Análisis químico puntual.	57
3.4.2.2. Análisis químico lineal.	59
3.4.2.3. Mapeo elemental.	60
3.4.3. Acero TWIP-Nb (Condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).	65
3.4.3.1. Análisis químico puntual.	65
3.4.3.2. Análisis químico lineal.	67
3.4.3.3. Mapeo elemental.	68

3.4.4. Acero TWIP-Ti (Condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).....	73
3.4.4.1. Análisis químico puntual.....	73
3.4.4.2. Análisis químico lineal.....	75
3.4.4.3. Mapeo elemental.....	76
3.4.5. Acero TWIP-B (Condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).....	81
3.4.5.1. Análisis químico puntual.....	81
3.4.5.2. Análisis químico lineal.....	83
3.4.5.3. Mapeo elemental.....	84
3.4.6. Partículas precipitadas en aceros TWIP..	89
3.4.7. Discusión global de resultados de análisis químico.....	91
3.5. CARACTERIZACIÓN ESTRUCTURAL MEDIANTE DIFRACCIÓN DE RAYOS-X.....	92
3.5.1. Acero TWIP-REF (Condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).....	92
3.5.2. Acero TWIP-V (Condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).....	94
3.5.3. Acero TWIP-Nb (Condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).....	95
3.5.4. Acero TWIP-Ti (Condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).....	96
3.5.5. Acero TWIP-B (Condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).....	97
3.5.6. Discusión global de resultados de difracción de rayos-X.....	99
3.6. CARACTERIZACIÓN MECÁNICA MEDIANTE MICRODUREZA VICKERS.....	100
3.6.1. Acero TWIP-REF (Condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).....	100
3.6.2. Acero TWIP-V (Condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).....	101
3.6.3. Acero TWIP-Nb (Condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).....	103
3.6.4. Acero TWIP-Ti (Condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).....	104
3.6.5. Acero TWIP-B (Condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).....	106
3.6.6. Discusión global de resultados de caracterización mecánica mediante el ensayo de microdureza Vickers.....	107
CAPITULO 4. CONCLUSIONES.....	109
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	112
TRABAJO PROPUESTO PARA EL FUTURO.....	115
ANEXO A. GRADIENTES DE COMPOSICIÓN % EN PESO.....	116
ANEXO B. DIAGRAMAS DE TRANSFORMACION DE LA AUSTENITA.....	119

LISTA DE FIGURAS

CAPITULO 1. REVISIÓN BIBLIOGRAFICA.	1
Figura 1.1. Localización de la primera y segunda generación de AHSS, en función a la resistencia a la tracción vs elongación	2
Figura 1.2. Aplicación de aceros AHSS, HSS, y BH en carrocerías de vehículos	2
Figura 1.3. Secciones isotérmicas del diagrama Fe-C-Mn a 1250, 1225, 1200, 1175, y 1160°C correspondientes a las regiones en equilibrio eutéctica, peritectica, y eutéctica-peritectica	4
Figura 1.4. Secciones isotérmicas del diagrama Fe-C-Mn a 1000, 800, 700, 600, 570, y 500°C correspondientes a las regiones en equilibrio eutéctica, peritectica, y eutéctica-peritectica	5
Figura 1.5. Sección politérmica del diagrama Fe-C-Mn con 20% Mn	6
Figura 1.6. Falla de apilamiento de la estructura cubica centrada en las caras	7
Figura 1.7. Diagramas predictivos de los compuestos precipitados presentes para los aceros TWIP (Fe-0.4C-20Mn-1.5Al-1.5Si) microaleados con 0.011B, 0.06Nb, 0.12V y 0.18Ti % en peso	11
Figura 1.8. Representación esquemática de la influencia de la EFA (temperatura y composición) en las características del tipo de deformación que experimenta la austenita	12
Figura 1.9. Aplicación de un esfuerzo a un cristal perfecto que puede causar: a) Un deslizamiento de los átomos y/o, b) La formación de una macla	13
Figura 1.10. Perfil de composición del manganeso a través de la soldadura medida por EDX	15
Figura 1.11. Análisis del punto de soldadura mediante microscopía óptica, donde se observaron: a) Agrietamiento por licuación en la ZAT, 50X, y b) Agrietamiento por licuación en la ZAT, 10X	16
Figura 1.12. Ilustración esquemática de una soldadura por sistema TIG	19
Figura 1.13. Diagrama esquemático del equipo básico utilizado en soldadura por el sistema TIG	20
CAPITULO 2. DESARROLLO EXPERIMENTAL.	25
Figura 2.1. Diagrama de flujo del procedimiento experimental.	25
Figura 2.2. Diagrama del historial térmico y termomecánico del acero TWIP.	27
Figura 2.3. Ciclo térmico del tratamiento de solubilizado para los acero TWIP.	28

CAPITULO 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....	33
Figura 3.1. Microestructura correspondiente a los aceros TWIP sin microalea y microaleados por separado en condición de solubilizado.	34
Figura 3.2. Macrografías de puntos de soldadura correspondientes al acero TWIP-REF en la condición 1 (I = 55A, t = 5.3seg, enfriamiento al aire), condición 2 (I = 60A, t = 3.2seg, enfriamiento al aire) y condición 3 (I = 55A, t = 5.3seg, enfriamiento al aire y sobre placa de cobre) de soldadura ..	35
Figura 3.3. Macrografías de puntos de soldadura correspondientes al acero TWIP-V en la condición 1 (I = 55A, t = 5.3seg, enfriamiento al aire), condición 2 (I = 60A, t = 3.2seg, enfriamiento al aire) y condición 3 (I = 55A, t = 5.3seg, enfriamiento al aire y sobre placa de cobre) de soldadura.	36
Figura 3.4. Macrografías de puntos de soldadura correspondientes al acero TWIP-Nb en la condición 1 (I = 55A, t = 5.3seg, enfriamiento al aire), condición 2 (I = 60A, t = 3.2seg, enfriamiento al aire) y condición 3 (I = 55A, t = 5.3seg, enfriamiento al aire y sobre placa de cobre) de soldadura.	36
Figura 3.5. Macrografías de puntos de soldadura correspondientes al acero TWIP-Ti en la condición 1 (I = 55A, t = 5.3seg, enfriamiento al aire), condición 2 (I = 60A, t = 3.2seg, enfriamiento al aire) y condición 3 (I = 55A, t = 5.3seg, enfriamiento al aire y sobre placa de cobre) de soldadura.	37
Figura 3.6. Macrografías de puntos de soldadura correspondientes al acero TWIP-B en la condición 1 (I = 55A, t = 5.3seg, enfriamiento al aire), condición 2 (I = 60A, t = 3.2seg, enfriamiento al aire) y condición 3 (I = 55A, t = 5.3seg, enfriamiento al aire y sobre placa de cobre) de soldadura.	37
Figura 3.7. Microestructura correspondiente al acero TWIP-REF en las condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.....	39
Figura 3.8. Microestructura correspondiente al acero TWIP-V en las condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.....	41
Figura 3.9. Microestructura correspondiente al acero TWIP-Nb en las condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.....	43
Figura 3.10. Microestructura correspondiente al acero TWIP-Ti en las condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.....	44
Figura 3.11. Microestructura correspondiente al acero TWIP-B en las condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.....	46
Figura 3.12. Análisis químico puntual del acero TWIP-REF en la condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.	49
Figura 3.13. Análisis químico lineal en la zona de fusión del acero TWIP-REF en la condición de solubilizado y condicione 1, 2 y 3 de soldadura.....	51

Figura 3.14. Mapeos elementales en la zona de fusión del acero TWIP-REF en la condición 1 de soldadura.	52
Figura 3.15. Mapeos elementales en la zona de fusión del acero TWIP-REF en la condición 2 de soldadura.	54
Figura 3.16. Mapeos elementales en la zona de fusión del acero TWIP-REF en la condición 3 de soldadura.	56
Figura 3.17. Análisis químico puntual del acero TWIP-V en la condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.	58
Figura 3.18. Análisis químico lineal en la zona de fusión del acero TWIP-V en la condición de solubilizado y condicione 1, 2 y 3 de soldadura.	59
Figura 3.19. Mapeos elementales en la zona de fusión del acero TWIP-V en la condición 1 de soldadura.	61
Figura 3.20. Mapeos elementales en la zona de fusión del acero TWIP-V en la condición 2 de soldadura.	62
Figura 3.21. Mapeos elementales en la zona de fusión del acero TWIP-V en la condición 3 de soldadura.	64
Figura 3.22. Análisis químico puntual del acero TWIP-Nb en la condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.	66
Figura 3.23. Análisis químico lineal en la zona de fusión del acero TWIP-Nb en la condición de solubilizado y condicione 1, 2 y 3 de soldadura.	67
Figura 3.24. Mapeos elementales en la zona de fusión del acero TWIP-Nb en la condición 1 de soldadura.	69
Figura 3.25. Mapeos elementales en la zona de fusión del acero TWIP-Nb en la condición 2 de soldadura.	70
Figura 3.26. Mapeos elementales en la zona de fusión del acero TWIP-Nb en la condición 3 de soldadura.	72
Figura 3.27. Análisis químico puntual del acero TWIP-Ti en la condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.	74
Figura 3.28. Análisis químico lineal en la zona de fusión del acero TWIP-Ti en la condición de solubilizado y condicione 1, 2 y 3 de soldadura.	75
Figura 3.29. Mapeos elementales en la zona de fusión del acero TWIP-Ti en la condición 1 de soldadura.	77
Figura 3.30. Mapeos elementales en la zona de fusión del acero TWIP-Ti en la condición 2 de soldadura.	78
Figura 3.31. Mapeos elementales en la zona de fusión del acero TWIP-Ti en la condición 3 de soldadura.	80

Figura 3.32. Análisis químico puntual del acero TWIP-B en la condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.	82
Figura 3.33. Análisis químico lineal en la zona de fusión del acero TWIP-B en la condición de solubilizado y condicione 1, 2 y 3 de soldadura.	83
Figura 3.34. Mapeos elementales en la zona de fusión del acero TWIP-B en la condición 1 de soldadura.	85
Figura 3.35. Mapeos elementales en la zona de fusión del acero TWIP-B en la condición 2 de soldadura.	86
Figura 3.36. Mapeos elementales en la zona de fusión del acero TWIP-B en la condición 3 de soldadura.	88
Figura 3.37. Partículas precipitadas detectadas por MEB/EDS: a) y b) AlN presente en todos los aceros TWIP, c) Ti(C, N) y TiC presentes en el acero TWIP-Ti	89
Figura 3.38. Partículas precipitadas de a) AlN, b) VC, c) NbC, d) TiC, e) Ti(C, N) y f) BC detectadas mediante MET en aceros TWIP.....	90
Figura 3.39. Patrones de difracción de rayos-X del acero TWIP-REF en condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.	92
Figura 3.40. Patrones de difracción de rayos-X del acero TWIP-V en condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.	94
Figura 3.41. Patrones de difracción de rayos-X del acero TWIP-Nb en condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.	95
Figura 3.42. Patrones de difracción de rayos-X del acero TWIP-Ti en condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.	97
Figura 3.43. Patrones de difracción de rayos-X del acero TWIP-B en condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.	98
Figura 3.44. Gráficas de microdureza Vickers para el acero TWIP-REF en la condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.....	100
Figura 3.45. Gráficas de microdureza Vickers para el acero TWIP-V en la condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.....	102
Figura 3.46. Gráficas de microdureza Vickers para el acero TWIP-Nb en la condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.....	103
Figura 3.47. Gráficas de microdureza Vickers para el acero TWIP-Ti en la condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.....	105
Figura 3.48. Gráficas de microdureza Vickers para el acero TWIP-B en la condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.....	106
ANEXO A. GRADIENTES DE COMPOSICION % EN PESO.....	116
A1. Gradiente de composición en % en peso del acero TWIP-REF.	116
A2. Gradiente de composición en % en peso del acero TWIP-V.....	116

A3. Gradiente de composición en % en peso del acero TWIP-Nb.....	117
A4. Gradiente de composición en % en peso del acero TWIP-Ti.	117
A5. Gradiente de composición en % en peso del acero TWIP-B.....	118
ANEXO B. DIAGRAMAS DE TRANSFORMACION DE LA USTENITA.....	119
B1. Diagrama de transformación de la austenita en función del contenido de C y Mn en aceros: a) Fe-C-Mn y b) Fe-C-Mn-Al-Si.....	119
B2. Diagrama TTT (temperatura, tiempo, transformación) de acero TWIP.	119
B3. Diagrama de predicción termodinámica de formación de carburos en acero TWIP Fe-20Mn-1.5Al-1.5Si-0.4C.....	120

LISTA DE TABLAS

CAPITULO 1. REVISIÓN BIBLIOGRAFICA.	1
Tabla I.1. Precipitados detectados en los aceros TWIP y sus características	10
CAPITULO 2. DESARROLLO EXPERIMENTAL.	25
Tabla II-1. Composición química de los aceros TWIP bajo estudio (% en peso).	26
Tabla II-2. Variables operativas del proceso de soldadura.	29
Tabla II-3. Granulometría promedio del papel abrasivo de carburo de silicio, diseñado para aplicaciones metalográficas.	30

RESUMEN

Los aceros de Plasticidad Inducida por Maclaje (TWIP) son aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) que actualmente se encuentran en desarrollo, son completamente austeníticos y se caracterizan por el maclaje como el mecanismo de deformación predominante. El principal campo de aplicación de estos aceros es la industria automotriz, por lo tanto, no solo se requiere que presenten un buen rendimiento mecánico, sino también una buena soldabilidad y resistencia a la corrosión. Sin embargo, el proceso de soldadura, así como la microestructura resultante y las propiedades mecánicas de estas uniones no son un tema ampliamente estudiado. Los aceros austeníticos alto-Mn TWIP asocian una alta resistencia y conformabilidad extrema con una capacidad de alargamiento superior al 80%, permitiendo reducir el peso de componentes en aplicaciones industriales.

El presente proyecto de investigación tiene como objetivo primordial determinar la soldabilidad de aceros de nueva generación alto Mn de plasticidad inducida por maclaje (TWIP) microaleados por separado con Nb, V, Ti y B. Para lo cual se realizaron puntos de soldadura mediante el proceso de soldadura TIG bajo diferentes condiciones de aporte térmico y enfriamiento. Se determinaron cambios microestructurales mediante técnicas de metalografía óptica. Además se analizó el grado de segregación en los diferentes aceros mediante análisis químico puntual, lineal y mapeos elementales de SEM-EDS. También, se evaluaron posibles transformaciones de fase mediante análisis estructural por difracción de rayos-X y, por último, se determinaron las propiedades mecánicas mediante ensayos de microdureza Vickers.

A partir de los resultados obtenidos se corroboró en los puntos de soldadura la zona de fusión (ZF) de naturaleza dendrítica, y la zona afectada térmicamente (ZAT) de grano equiaxial. Con relación a los elementos microaleantes, el Ti mostró mayor efecto de refinamiento de grano tanto en la ZF como en la ZAT. Cabe destacar que el acero TWIP microaleado con boro (TWIP-B) presentó menor grado de soldabilidad, como consecuencia de la susceptibilidad al agrietamiento en caliente en las diferentes condiciones de soldadura. Por otro lado, se detectó la presencia de segregación en todos los aceros bajo estudio, principalmente en la ZF, siendo el Fe, Mn y Si los elementos que presentaron el mayor grado de segregación. En este caso el Fe, Al y C se caracterizan por segregarse en zonas dendríticas, mientras que el Mn y Si en zonas interdendríticas (entre granos dendríticos). En general, los datos obtenidos por difracción de rayos-X indican que

la generación de puntos de soldadura no afectó la estabilidad de la austenita, lo cual es importante ya que la conservación de esta fase controla el mecanismo de deformación por maclaje que tendrá lugar. Finalmente, los diferentes aceros TWIP bajo estudio con generación de puntos de soldadura, mostraron valores de microdureza inferiores a su condición de solubilizado (condición de partida), siendo el acero TWIP microaleado con Ti (TWIP-Ti) el que presentó menor variación de microdureza. Por otro lado, el acero TWIP microaleado con V (TWIP-V) presentó grandes caídas de microdureza en las diferentes condiciones de generación de puntos de soldadura, con respecto a la condición de partida. Los aceros TWIP bajo estudio, en general presentaron baja soldabilidad de acuerdo a las investigaciones realizadas, mediante las cuales se confirmaron cambios microestructurales, alto grado de segregación y variación de dureza. Es importante destacar en el presente estudio que las adiciones de Ti y Nb presentaron efectos benéficos sobre la soldabilidad de aceros TWIP, con relación al refinamiento de grano y endurecimiento por precipitación.

Palabras clave: Aceros avanzados de alta resistencia (AHSS); Aceros alto-manganeso austeníticos de plasticidad inducida por maclaje (TWIP); Elementos microaleantes; Soldabilidad; Proceso de soldadura TIG.

ABSTRACT

Twinning-induced plasticity (TWIP) steels are advanced high strength steels (AHSS) currently under development, are fully austenitic and characterize by twinning as the predominant strengthening mechanism. Since the aimed application field of TWIP steels is the automotive industry, steels need high mechanical performance together with good weldability and excellent corrosion resistance. However, there is lack of information on the weldability behavior of TWIP steels. The high-manganese austenitic TWIP steels have high strength and formability with an elongation upto 80%; the steel high strength may allow reducing the components weight in automotive applications. This thesis project aims primarily to investigate the weldability of a new generation of high-manganese TWIP steels separately microalloyed with Nb, V, Ti and B. Weldability is examined using weld spots made by Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) with different heat inputs and cooling rates. Microstructural changes were examined using optical metallography (LOM). Elements segregation in the weld joint were analyzed using point, line and elemental mapping chemical Scanning Electron Microscopy-Electron Dispersive Spectroscopy (SEM-EDS). Phase transformations were evaluated using X-ray diffraction (XRD) while the mechanical properties were examined with Vickers (HV) microhardness testing.

The experimental results show that weld joint microstructure consists of dendritic grains in the fusion zone (FZ), and equiaxed grains in the heat affected zone (HAZ). TWIP steels microalloyed with Ti had the finest grained microstructure in the weld joint. Notably, the TWIP steel microalloyed with boron (TWIP-B) had the worst weldability, showing hot cracking under different welding conditions. Additionally, the experimental TWIP steels showed a high degree of segregation in the FZ, Mn and Si segregated in areas between dendritic grains while Al and C segregated in dendritic zones. In general, the data obtained by XRD indicated that GTAW did not affect austenite stability, this result is important because austenite phase controls twinning deformation mechanism. Finally, the examined TWIP steels showed microhardness values below their microhardness in solution condition (starting condition), being the TWIP steel microalloyed with Ti (TWIP-Ti) which showed the lowest microhardness variation. Furthermore, the weld joints of V microalloyed TWIP steel (TWIP-V) showed large drops in microhardness compared to the starting condition. The experimental TWIP steels showed some weldability problems, microstructural changes were confirmed, with element segregation and decreasing microhardness. An

important result of this study is that additions of Ti and Nb showed a beneficial effect on the weldability of TWIP steels, considering grain refinement and precipitation hardening.

Keywords: Advanced high strength steels (AHSS); High-manganese austenitic twinning induced plasticity (TWIP) steels; Microalloying elements; Weldability; TIG welding process.

INTRODUCCION

Los aceros TWIP (Twinning Induced Plasticity-Plasticidad Inducida por Maclaje) son aceros avanzados austeníticos de alta resistencia (AHSS-Advanced High Strength Steels) que actualmente se encuentran en fase experimental, en los cuales se introducen cantidades de Mn entre el 17 y 30% y pequeñas adicciones de C, Al y Si. Los aceros austeníticos de alto manganeso TWIP son uno de los materiales más atractivos para aplicaciones estructurales en la industria automotriz, para la producción de piezas estampadas en frío en comparación con los aceros ferríticos tradicionales, no solo debido a su singular combinación de resistencia y elongación, sino también para comprender el complejo y múltiple mecanismo básico de deformación plástica por maclaje que explica sus excelentes características mecánicas. Un incremento significativo en la actividad de investigación dedicada a estos aceros austeníticos se ha producido sobre todo durante los últimos cinco años. Resistencias a la tracción de hasta 1200 MPa con un 70% de elongación han sido reportadas en la aleación Fe-30Mn-5Al-0.5C a una temperatura de -196°C [1]. Se ha demostrado que estas propiedades impresionantes están vinculadas a un maclaje intenso de la aleación. Sin embargo, la literatura especializada en soldadura de estos aceros de nueva generación es muy escasa y varios aspectos deben ser considerados para la soldadura por fusión de aceros TWIP debido a su alto nivel de aleación, fuerte dependencia química en sus propiedades, baja conductividad térmica y las diferentes rutas de solidificación. En particular, los procesos de soldadura por fusión, con aporte térmico generan cambios importantes del material en la zona de fusión (ZF) y la zona afectada térmicamente (ZAT). En cuanto más dependan las propiedades en acero del procesamiento termo-mecánico y la composición química, mayor será el impacto previsto de la soldadura por fusión. En estudios llevados a cabo en aceros TWIP, se sugiere evaluar la soldabilidad de estos aceros en una amplia variedad de estructuras, ya que el alto contenido de manganeso y carbono pueden provocar efectos importantes sobre las propiedades en las regiones soldadas, tales como alto grado de segregación, fractura en la interfase de la unión, disminución de la dureza, crecimiento de grano, extensión de la zona afectada térmicamente (ZAT), y transformación martensítica.

JUSTIFICACIÓN

Ya que uno de los principales campos de aplicación de los materiales TWIP es la industria automotriz, no solo se requiere un buen rendimiento mecánico, sino también una buena capacidad de soldabilidad y resistencia a la corrosión (campos en los que las investigaciones apenas comienzan). Sin embargo, el proceso de soldadura, así como la microestructura resultante y las propiedades mecánicas de estas uniones no son un tema ampliamente estudiado (impacto científico). El desarrollo de los aceros de alta resistencia, empleados cada vez con mayor frecuencia en aplicaciones estructurales y en la industria automotriz, ha detonado el desarrollo de nuevas aleaciones metálicas, así como la re-ingeniería aplicada a este ámbito. Pero si además se puede conseguir que en aleaciones con alto contenido de manganeso, se asocie una resistencia y conformabilidad extrema con una capacidad de alargamiento superior al 60%, estas cualidades brindan oportunidad sin precedentes para aumentar seguridad y aligeramiento de componentes en las aplicaciones industriales, y abren al mismo tiempo nuevas perspectivas en cuanto a la concepción de piezas complejas (impacto tecnológico). En este caso la reducción de peso del componente redundante en ahorro energético, lo cual tiene un fuerte impacto en la mejora del medio ambiente (impacto ecológico), ya que así se reduce la contaminación por emisión de gases a la atmósfera. En la actualidad la información que se tiene sobre la soldabilidad de los aceros TWIP, es relativamente escasa, y es necesario ampliar las investigaciones al respecto. La escasa información de aceros TWIP difundida hasta ahora, hace énfasis en la variación de los elementos de aleación a diferentes porcentajes (particularmente con contenidos de Mn altos, mayores al 25%), y sus efectos sobre las propiedades de formabilidad. Actualmente, el grupo de investigación de Metalurgia Mecánica de este Instituto ha desarrollado varias composiciones de aceros TWIP mediante la adición de elementos microaleantes, tales como V, Nb, Ti y B con la finalidad de mejorar el comportamiento mecánico a bajas y altas temperaturas, así como la soldabilidad, por lo que este proyecto forma parte de la investigación básica prioritaria del grupo (Proyecto Conacyt Ciencias Básica CB-2012-0177572).

HIPÓTESIS

a) Argumentos.

De acuerdo con la literatura especializada, se conoce que los aceros TWIP presentan excelentes propiedades mecánicas de resistencia y tenacidad. Por otro lado, algunas investigaciones realizadas en la soldabilidad de estas aleaciones, apuntan hacia diversos problemas generados durante el procesos de soldadura, tales como alta segregación, dilución, evaporación de manganeso, fisuración en caliente, baja ductilidad en caliente, formación de granos dendríticos en la zona de fusión, transformaciones de fase (particularmente la formación de martensita ϵ –HCP), y en algunos casos la formación de precipitados (AlN), los cuales afectan directamente en detrimento de la soldabilidad del material. También es bien conocido que en general, los elementos microaleantes se disuelven en solución sólida y sirven como nucleantes durante la recristalización e inhiben el tamaño de grano, y con ello tienden a mejorar las propiedades mecánicas del acero.

b) Proposición.

Por lo tanto, y en base a lo referido anteriormente, los aceros alto manganeso de plasticidad inducida por maclaje TWIP presentarían baja soldabilidad. Por lo que se espera que con la adición de pequeñas cantidades de elementos microaleantes por separado, tales como **V**, **Nb**, **Ti** y **B** en la composición base del acero TWIP mejore la soldabilidad.

OBJETIVOS.

El presente proyecto de investigación tiene como objetivo GENERAL determinar la soldabilidad de aceros austeníticos de nueva generación alto manganeso (HSM-High Manganese Steel) de plasticidad inducida por maclaje (TWIP) microaleados por separado con Nb, V, Ti y B, mediante el método de solidificación de puntos de soldadura por el proceso TIG.

Para alcanzar el objetivo GENERAL del proyecto se han establecido diferentes OBJETIVOS PARTICULARES, a partir de los cuales se define el procedimiento experimental:

1. Preparación de probetas para determinación de la soldabilidad mediante el método de solidificación de puntos de soldadura.
2. Establecer condiciones de generación de puntos de soldadura a diferentes velocidades de enfriamiento para determinar la soldabilidad en estos aceros mediante soldadura GTAW (Gas Tungsteno Arc Welding) o TIG.
3. Determinar los cambios microestructurales en los puntos de soldadura mediante análisis metalográfico (Microscopía Óptica).
4. Determinar el grado de segregación en los puntos de soldadura mediante análisis químico puntual, lineal y mapeos de SEM/EDS.
5. Determinar las transformaciones de fase en los puntos de soldadura mediante análisis estructural (Difracción de rayos-X).
6. Determinar las propiedades mecánicas en los puntos de soldadura mediante ensayo de microdureza Vickers.

CAPITULO 1. REVISIÓN BIBLIOGRAFICA.

1.1. Aceros avanzados de alta resistencia (AHSS).

Los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) son aceros de fase múltiple, los cuales fueron desarrollados en la década de 1990. Estos aceros se clasifican en dos categorías basadas en los niveles de su resistencia a la tracción y porcentaje de elongación. El primer grupo se conoce como la primera generación de AHSS y poseen una base ferrítica, la cual incluye islas endurecidas con martensita, bainita, y/o austenita retenida, dispersas en una matriz de ferrita dúctil, en cantidades y combinaciones suficientes para producir una variedad de propiedades deseadas. Los aceros que conforman esta generación son los llamados fase dual (Dual phase, DP), fase compleja (Complex Phase, CP), Transformación inducida por plasticidad (Transformation-Induced Plasticity, TRIP), y martensíticos (Martensitic, MS). Estos aceros tienen una resistencia muy alta y excepto por el grado MS, tienen buena conformabilidad y están siendo utilizados en muchas aplicaciones estructurales automotrices. El segundo grupo es conocido como la segunda generación de AHSS, la cual posee una base austenítica e incluye los aceros de plasticidad inducida por maclaje (Twinning-Induced Plasticity, TWIP), ligeros de plasticidad inducida (Lightweight Induced-Plasticity, L-IP), inoxidables austeníticos (Austenitic Stainless Steel, AUST SS). La matriz de austenita proporciona una mejor conformabilidad pero el alto contenido de estabilizadores de la austenita de hasta 20% en peso de manganeso y níquel aumenta el costo de los AHSS de la segunda generación [1]. La figura 1.1 muestra la ubicación de los dos grupos de AHSS en el espacio de resistencia-elongación.

La industria automotriz muestra interés en la demanda de los consumidores a productos de menor costo, de alta calidad, mejor rendimiento, alta fiabilidad, y mayor seguridad. Los aceros AHSS son materiales con excelente rendimiento para aplicaciones ligeras, pueden ser utilizados para reducir el peso de componentes estructurales mediante el uso de secciones más delgadas, manteniendo las mismas características de rendimiento. Esta cualidad lleva a la fabricación de vehículos más ligeros y la reducción de costos. Los mecanismos involucrados en el fortalecimiento de AHSS incluyen el endurecimiento por solución sólida, endurecimiento por precipitación, endurecimiento por refinamiento de grano (efecto Hall-Petch), y la transformación de fase de ferrita dúctil en martensita.

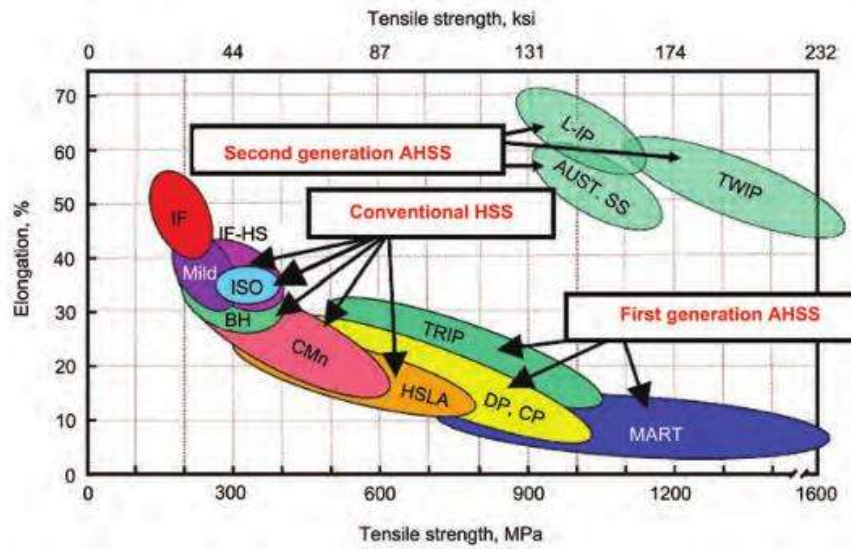


Figura 1.1. Localización de la primera y segunda generación de AHSS, en función a la resistencia a la tracción vs elongación [1].

La figura 1.2 muestra un aumento histórico y proyectado en el uso de AHSS por vehículo en el periodo 1975-2015 [1]. De los diferentes aceros AHSS, el acero TWIP presenta una excelente combinación de resistencia a la tracción y elongación (fig. 1.1), por lo cual resulta de gran importancia llevar a cabo investigaciones acerca de estos aceros, que permitan poder aprovechar al máximo sus cualidades.

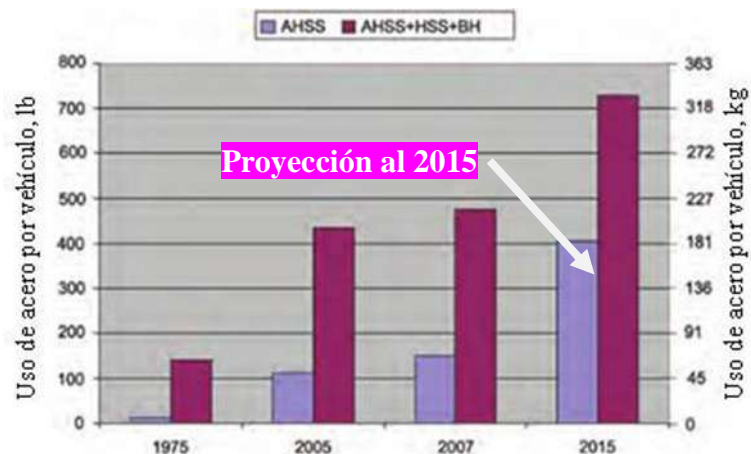


Figura 1.2. Aplicación de aceros AHSS, HSS, y BH en carrocerías de vehículos [1].

La mayor ventaja de AHSS sobre otros materiales ligeros es su amplia gama de resistencia a la tensión, que se extiende desde aproximadamente 500 a 1,700 MPa (70 a 245 ksi)[1].

1.2. Aceros TWIP.

Los aceros de plasticidad inducida por maclaje, mejor conocidos como “TWIP” por siglas en inglés (Twinning Induced Plasticity) fueron reportados en el 2000 por el profesor George Frommeyer [2, 3], director del grupo de investigación del Departamento de Ingeniería en Materiales en el MPIR (MPIR-Max Planck Institute Research), en Dusseldorf, Alemania [4].

1.2.1. Características generales.

Los aceros TWIP son aleaciones base Fe que pertenecen a una nueva generación de aceros avanzados de alta resistencia, AHSS (Advanced High Strength Steels), que actualmente se encuentran en desarrollo, con altos contenidos de Manganeso entre el 17 y 30%, lo que origina que sean completamente austeníticos a temperatura ambiente. La gran causa de su capacidad de deformación tan elevada es el llamado efecto de maclaje [5], el cual permite que el material se seccione al interior de sus granos, actuando así como refinadores de grano, combinando una alta resistencia con alta conformabilidad, logrando alcanzar resistencias a la tracción superiores a 1000 MPa con elongación de más del 80%. Algunos de los elementos aleantes son el aluminio y el silicio junto con el carbono [6]. La elevada ductilidad de los aceros TWIP se deriva de las fallas de apilamiento en su estructura cristalina (FCC). Los aceros TWIP son capaces de alcanzar una resistencia al impacto de hasta 100 Jcm^{-2} a bajas temperaturas, lo cual los convierte en un material con propiedades mecánicas excepcionales. El acero TWIP ofrece grandes ventajas y versatilidad ante las demandas del sector automotriz y de la construcción. Su alta resistencia a la tracción, acompañado de su alta capacidad de deformación, rompe con los paradigmas de los aceros convencionales, y se posiciona en los primeros lugares de los aceros modernos [7]. En su origen, los aceros TWIP fueron creados para aumentar la ductilidad del material y absorber la energía producida durante una colisión, logrando conservar su estabilidad y resistencia.

1.2.2. Sistema Fe-Mn-C.

La falta de información en sistemas termodinámicos de aceros TWIP, origina inconvenientes para la predicción en las transformaciones de fase posibles en estos aceros, por lo cual los diagramas correspondientes al sistema Fe-C-Mn permiten proyectar las posibles transformaciones que se pueden originar. Sil'man [8], presenta un método de análisis termodinámico y resultados de cálculos de secciones isotérmicas del diagrama Fe-C-Mn. El método de cálculo se fundamentó en el uso de los coeficientes de distribución del manganeso en la interfase, y de los datos iniciales de los sistemas binarios Fe-C, Fe-Mn, y Mn-C. Los resultados de los cálculos fueron usados para graficar secciones isotérmicas del diagrama Fe-C-Mn a 1250, 1225, 1200, 1175, y 1160 °C, las concentraciones de C y Mn se presentan en porcentaje atómico [8]. La figura 1.3 muestra algunas secciones isotérmicas del sistema Fe-C-Mn.

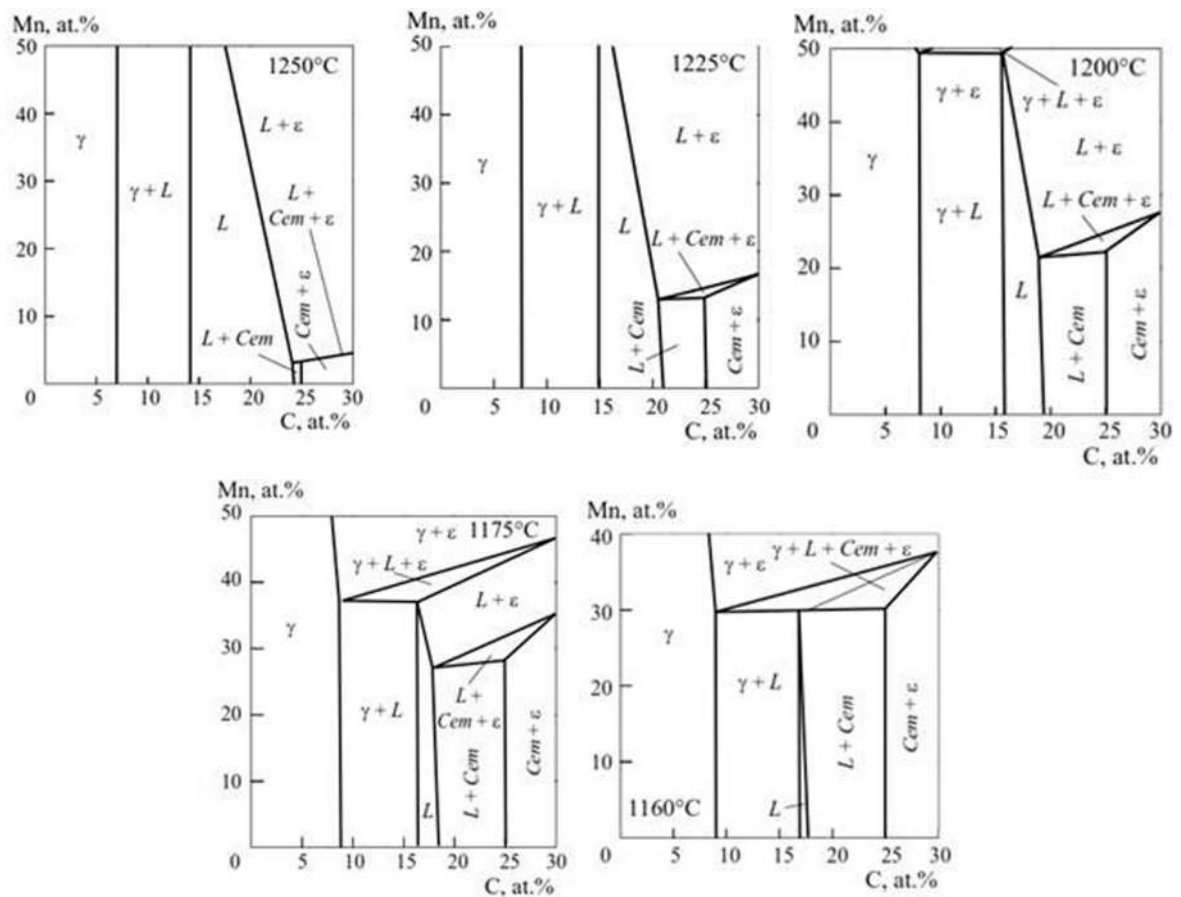


Figura 1.3. Secciones isotérmicas del diagrama Fe-C-Mn a 1250, 1225, 1200, 1175, y 1160°C correspondientes a las regiones en equilibrio eutéctica, peritética, y eutéctica-peritética [8].

De acuerdo a datos iniciales del sistema Mn-C, se predicen las fases carburo y las condiciones para su existencia. El carburo Mn_7C_3 presenta un amplio rango de concentración de homogeneidad (6.9 a 10% en peso C aproximadamente), es isomorfo con respecto al carburo CrC_3 , y comienza a fundir a la temperatura de reacción peritectica a 1340°C. También se detecta la presencia del carburo $Mn_{23}C_6$ (es isomorfo con respecto al carburo $Cr_{23}C_6$). El carburo Mn_3C (también conocido como cementita aleada) es isomorfo con respecto a la cementita y forma un carburo Mn_3C dentro del sistema Fe-C-Mn. El carburo Mn_7C_3 (fase- ϵ) presenta la misma morfología y estructura cristalina en el sistema inicial Fe-C y Mn-C [9]. La figura 1.4 muestra las secciones isotérmicas del diagrama Fe-C-Mn para las temperaturas 1000, 800, 700, 600, 570, y 500°C.

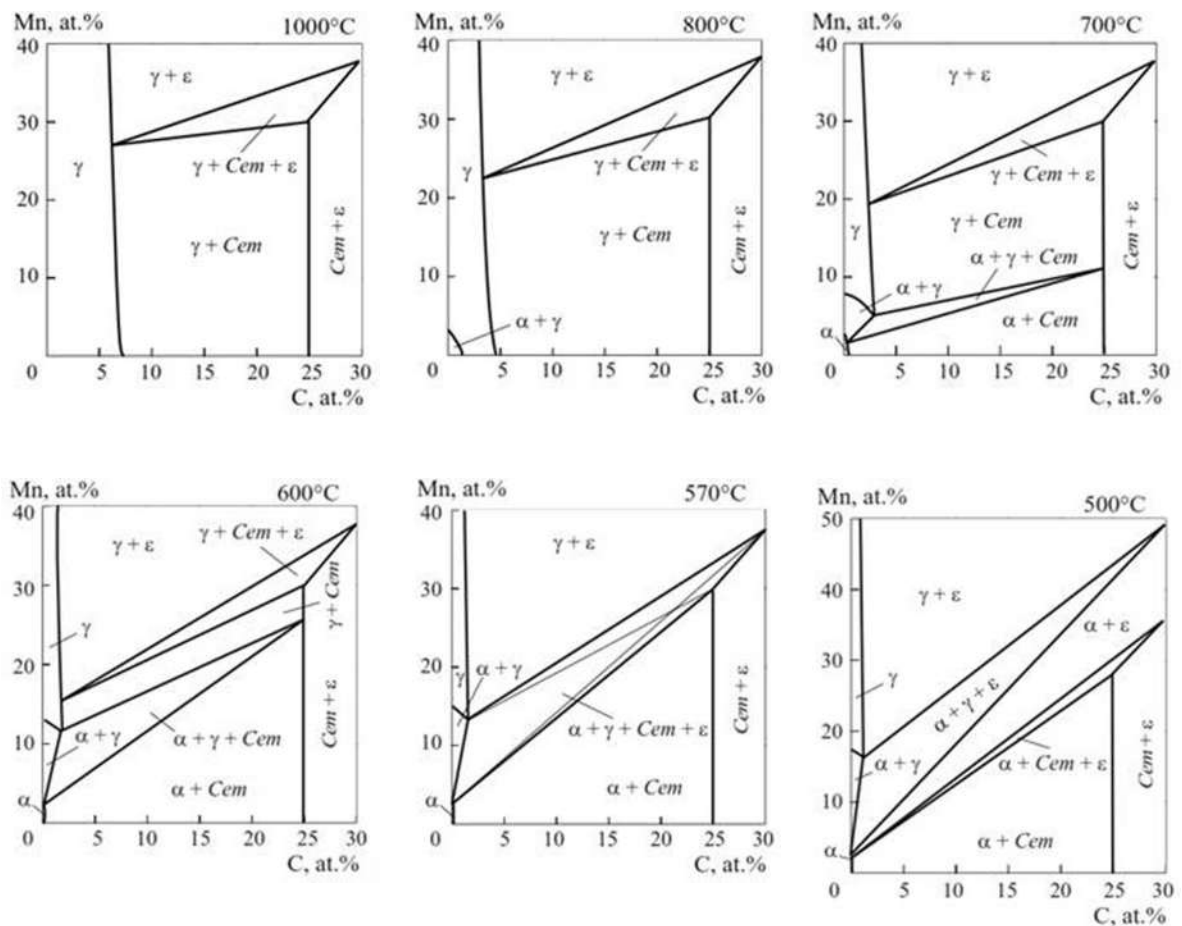


Figura 1.4. Secciones isotérmicas del diagrama Fe-C-Mn a 1000, 800, 700, 600, 570, y 500°C correspondientes a las regiones en equilibrio eutéctica, peritectica, y eutéctica-peritectica [8].

Los cálculos termodinámicos mostraron la posibilidad de la estabilización del carburo Mn_7C_3 por los contenidos elevados de manganeso, y se determinaron las condiciones de su formación. También se demostró la presencia de cuatro fases en el sistema Fe-C-Mn, el equilibrio de la fase eutéctica-peritectica a $1160^{\circ}C$, y el equilibrio de la fase eutectoide-peritectoide a $570^{\circ}C$ aproximadamente, las cuales se tuvieron en cuenta al trazar el diagrama del sistema Fe-C-Mn (figura 1.5) [8].

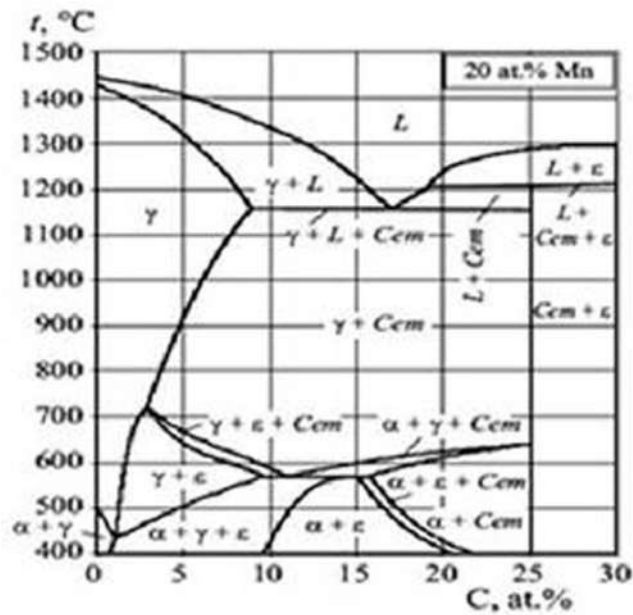


Figura 1.5. Sección politérmica del diagrama Fe-C-Mn con 20% Mn [8].

El análisis de las secciones isotérmicas permitió determinar las características especiales en la formación de estructuras de aleaciones de alto manganeso. En primer lugar los cambios de temperatura de los nodos del triángulo $\gamma + Cem + \epsilon$ (fig. 1.4) se relaciona con los cambios en la composición química de la austenita. En condiciones de equilibrio de la fase eutectoide, la cementita contiene aproximadamente 30% at. Mn y 25% at. C, y la fase ϵ , contiene aproximadamente 37.5% at. Mn y 30% at. C [8]. El efecto de la temperatura es inusual, ya que como regla de los elementos de aleación formadores de carburos enriquecen las fases carburo con disminución de la temperatura, sin embargo el manganeso parece ser una excepción, ya que la disminución de temperatura es incluso acompañada de una disminución en el contenido de manganeso en los carburos. La composición eutectoide de la austenita depende fuertemente de la temperatura, es decir, el contenido de manganeso disminuye de 29.6% at ($1160^{\circ}C$) hasta 13.2% at ($570^{\circ}C$), el contenido de carbono

disminuye de 9% at. hasta 1.5% at. Esto está relacionado con la precipitación de carburos en la parte segregada de la austenita [8].

Los altos contenidos de manganeso en la composición eutectoide (perlítica) ocasionan que la cementita crezca con la disminución de la temperatura y alcanza aproximadamente el 30% en la composición en equilibrio eutectoide-peritectoide (alrededor de 570°C). el contenido de manganeso en la ferrita eutectoide cambió mucho menos, alcanzando solo el 2.6% a 570°C. La transformación eutectoide-peritectoide puede causar la formación de la mezcla eutectoide $\alpha + \epsilon$, en estructuras de aceros al manganeso, y de hierro [8].

1.2.3. Energía de falla de apilamiento de aceros TWIP.

La energía de falla de apilamiento constituye un papel de gran importancia en los aceros TWIP, ya que de su valor dependerán las propiedades en estos aceros. La falla de apilamiento es considerada un defecto planar, ya que son discontinuidades en el orden del apilamiento de los planos compactos. La secuencia de apilamiento normal ABCABCABC... de la red cubica centrada en las caras (FCC) sufre una discontinuidad y se vuelve ABCA-CABCA (figura 1.6). Si una falla de apilamiento termina dentro de un cristal, sus límites formaran una dislocación parcial la cual puede ser del tipo Shockley o del tipo Frank. La energía de falla de apilamiento (EFA) es la energía de superficie creada por el desacomodo de los átomos ya que son desplazados fuera de su posición de equilibrio [10].

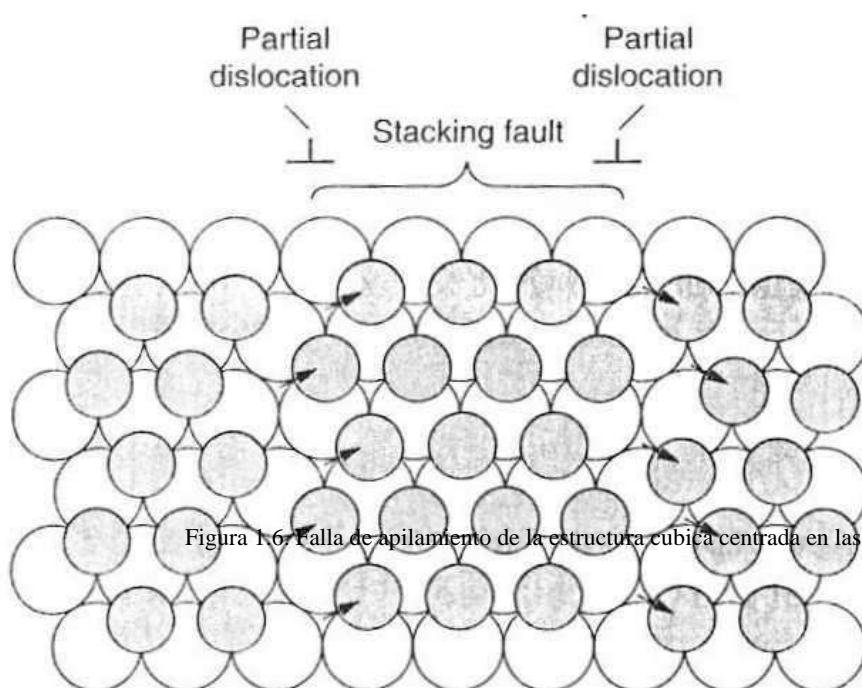


Figura 1.6. Falla de apilamiento de la estructura cubica centrada en las caras.

A-B-C-A-B-C

A-B-C-A-B-A-B-C-A

Falla de apilamiento

Para los aceros de alto manganeso, la energía de falla de apilamiento (EFA) es importante para obtener el efecto de plasticidad inducida por maclaje (TWIP), ya que esta tiene influencia directa con los mecanismos de deformación plástica. En general se asume que los valores entre 20 y 45 mJm^{-2} se asocian con un maclaje intenso durante la deformación, mientras que los valores más bajos se relacionan con una transformación parcial inducida por esfuerzo asistido en la transformación de la estructura γ en α' o *martensita ε – HCP* [11]. Valores mayores en la EFA provocan un aumento en el deslizamiento cruzado de dislocaciones y una formación cristalográfica menor de maclas de deformación [12]. La EFA depende de la temperatura y composición química, por lo tanto, se hace necesario en un enfoque de diseño de aleación para predecir la dependencia de la EFA de la temperatura y composición, a fin de ajustar la aleación a sus condiciones de servicio [13].

1.2.4. Efecto de los elementos de aleación (Mn, Al, Si, C).

Los elementos de aleación cambian la estabilidad termodinámica de las fases y las cinéticas de transformación, las líneas de transformación son desplazadas, las transformaciones pueden ser promovidas u obstaculizadas alterando la distribución de las fases [9]. En general los elementos de aleación se utilizan para incrementar resistencia y dureza en los materiales. Con ellos se pretende incrementar resistencia al impacto, resistencia al desgaste, resistencia a la corrosión, mejoramiento de maquinabilidad [14]. En el caso de los aceros TWIP los contenidos de Mn y C permiten el maclaje como el mecanismo de deformación predominante, pero también, pueden ser fuente de una alta probabilidad de generación de problemas poco estudiados en este tipo de materiales, tales como la fisuración en caliente y la pérdida de ductilidad.

A continuación se describen los principales efectos de los elementos de aleación.

- **Manganeso (Mn):** Es considerado como el principal elemento de aleación de los aceros TWIP, es el responsable de la estabilidad de la austenita, y reduce la energía de falla de apilamiento (EFA), además de contribuir al incremento en la resistencia y dureza del acero [15].
- **Aluminio (Al):** Incrementa la EFA en los aceros TWIP, ayudando a la estabilidad de la fase austenita, además, endurece la austenita por solución sólida. El Al tiende a segregarse en los límites de grano durante la solidificación y produce el compuesto

intermetálico Fe_2Al_5 , el cual posee un bajo punto de fusión, lo cual produce un debilitamiento en la estructura de colada. Debido a su elevada pasividad incrementa la resistencia a la corrosión de estos aceros [9].

- **Silicio (Si):** Disminuye la cantidad de fase austenita y mantiene la transformación $\gamma \rightarrow \varepsilon$ durante el enfriamiento y la deformación. Disminuye la energía de falla de apilamiento (EFA), resultando en un incremento en el número de fallas de apilamiento, las cuales son sitios de nucleación para la martensita- ε , además la adición de Si endurece la austenita por solución sólida, en el orden de 50 MPa por cada 1% de Si [9].
- **Carbono (C):** Proporciona estabilidad a la austenita y endurece la matriz por solución sólida. También inhibe la formación de martensita- ε mediante el aumento en la energía de falla de apilamiento (EFA) [9].

1.2.5. Efecto de los elementos microaleantes (V, Nb, Ti, B).

Los elementos microaleantes, también conocidos como aditivos de aleación son aquellos que pueden causar una remarcada o específica influencia en las propiedades y microestructura, cuando estos son adicionados en concentraciones menores al 0.20%. El microaleante modifica las propiedades del acero debido al endurecimiento por solución sólida y a la formación de fases precipitadas de carburos, nitruros, y/o carbonitruros [16], cuando se presentan las condiciones termodinámicas requeridas. Los elementos presentes en los aceros TWIP como el Al, B, V, Nb, y Ti e incluso el N, ayudan al retardo del mecanismo de recuperación dinámica, la recristalización dinámica y recristalización estática, así como en ocasiones contribuyen a suprimir el crecimiento de grano [7]. Los elementos microaleantes como el B, Nb, V y Ti poseen una fuerte tendencia a formar precipitados estables de carburos y nitruros (Tabla I.1). Esa precipitación es controlada por dos factores: (i) la sobresaturación, y (ii) en la difusividad de los elementos. Dos de los factores más importantes que influyen en las propiedades de los materiales son el tamaño y la distribución de los precipitados [7].

Tabla I.1. Precipitados detectados en los aceros TWIP y sus características [7].

Precipitado.	Morfología.	Tamaño aproximado.	Presencia.	Localización.
AlN	Cúbica. Poliédrica.	400 nm – 3 μm	Abundante.	Matriz y límite de grano.
BC, B ₄ C ó BN*	Poliédrica	0.5 μm – 1 μm	Moderada.	Matriz.
NbC	Poliédrica. Vermicular. Redonda.	0.2 μm – 6 μm	Moderada.	Matriz.
VC	Redonda.	100 nm - 200 nm	Escasa.	Matriz.
TiC	Ovalados. Poliédrica.	0.5 μm – 3 μm	Abundante.	Matriz y límite de grano.
Ti(C, N)	Poliédrica. Cúbica. Redonda.	1 μm – 3 μm	Abundante.	Matriz y límite de grano.

En general el efecto de los elementos microaleantes en aceros TWIP, se describe a continuación.

- **Niobio (Nb):** Presenta un efecto de endurecimiento en los aceros, retarda la recristalización y promueve la fisuración intergranular. Se ha demostrado que la adición del Nb retarda fuertemente la recristalización estática debido a la formación de precipitados finos de NbN en las dislocaciones. Los tratamientos térmicos realizados a los aceros microaleados con Nb juegan un rol importante sobre la ductilidad, se ha encontrado que enfriamientos rápidos desde la temperatura de solubilización de los carbonitruros (1300°C) producen una fina y densa precipitación en comparación al enfriamiento lento [7].
- **Vanadio (V):** Puede formar V₄C₃ y V(C, N), la ductilidad en caliente disminuye drásticamente con el aumento de la concentración de V en el rango de temperatura de 700 a 950°C. Su influencia en solución es más débil que la del Nb, pero además, la gran solubilidad del VN en la austenita hace que el V no contribuya mucho al refinamiento de grano con niveles altos de N [7].
- **Titanio (Ti):** Restablece la ductilidad, lo cual puede deberse a la precipitación preferencial de TiN, previniendo la formación del AlN. El TiN precipita uniformemente en la austenita y es menos perjudicial para la ductilidad que el AlN que nuclea en los límites de grano de la austenita. Esta mejora puede estar relacionada con el refinamiento de grano austenítico producido por las partículas de TiN. La adición de Ti (< 0.02% en peso) permite la precipitación de partículas

estables de TiN durante la solidificación, a mayores concentraciones de Ti (0.1 a 0.2% en peso), la precipitación de TiC es más evidente [7].

- **Boro (B):** Tiene la característica de intensificar la templabilidad en los aceros porque retarda la nucleación heterogénea de la ferrita en los límites de grano de la austenita. Grandes adiciones son perjudiciales porque provocan la formación de boruros en los límites de grano de la austenita [9]. En aceros microaleados con B, se predice la formación de BN en pequeños intervalos de temperatura entre 1050 y 1150°C, por debajo de éste rango ocurre la formación del boruro tipo Fe_2B , haciéndose estable por debajo de 700°C [7].

La figura 1.7 muestra el diagrama predictivo de compuestos precipitados presentes para los aceros TWIP.

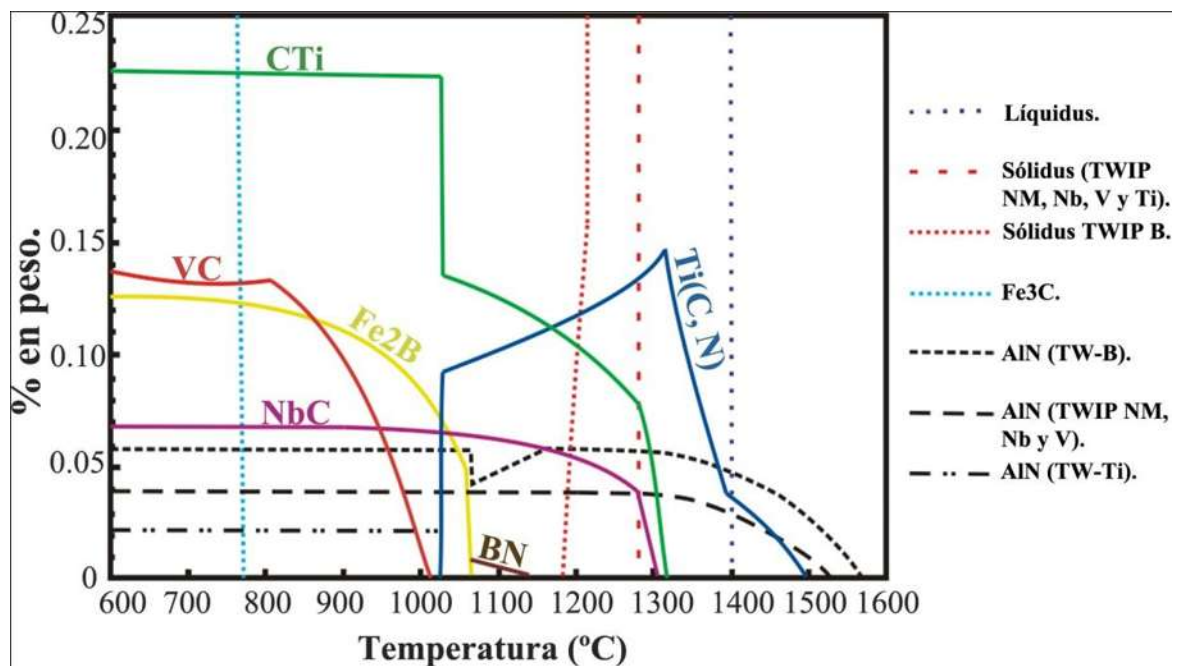


Figura 1.7. Diagramas predictivos de los compuestos precipitados presentes para los aceros TWIP (Fe-0.4C-20Mn-1.5Al-1.5Si) microaleados con 0.011B, 0.06Nb, 0.12V y 0.18Ti % en peso [7].

1.2.6. Mecanismos de deformación plástica en aceros TWIP.

En los aceros austeníticos con alto contenido de Mn (TWIP), la martensita se puede formar debido a una transformación inducida por deformación (TRIP), en reacciones de austenita (FCC) a martensita (HCP). Además pueden ocurrir dos mecanismos importantes para conseguir la deformación de manera prácticamente homogénea: deslizamiento por

dislocaciones en sistemas específicos de deslizamiento y la deformación mecánica por maclado. Ambos mecanismos están muy ligados con la energía en las fallas de apilamiento (EFA) (Figura 1.8) de la austenita (FCC) [7]. En el caso de los aceros TWIP los porcentajes de Mn y C, contribuyen para que el maclado sea el mecanismo de deformación predominante, en lugar del deslizamiento de dislocaciones y deformación por transformación martensítica.

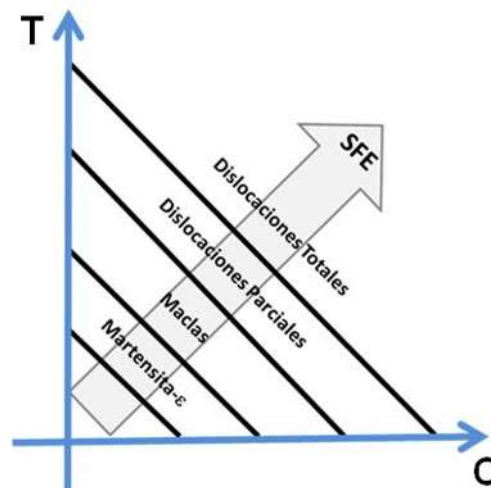


Figura 1.8. Representación esquemática de la influencia de la EFA (temperatura y composición) en las características del tipo de deformación que experimenta la austenita [7].

1.2.6.1. Endurecimiento por maclado.

Las maclas son el resultado del desplazamiento atómico que se produce cuando se aplica una fuerza mecánica (maclas mecánicas o de deformación plástica), y también durante procesos de recocido (maclas de recocido). Las maclas ocurren en un plano cristalográfico definido y en una dirección específica, ambas dependen de la estructura cristalina. El límite de macla corresponde a un defecto planar asociado a un plano que actúa como plano de simetría. En este caso, se conserva la ordenación de la red a los lados definidos por este plano de simetría, denominado plano de macla, y solamente cambia la orientación cristalina a ambos lados del límite de macla (Figura 1.9). Los límites de maclas interfieren con el proceso de deslizamiento incrementando la resistencia del material. Un material maclado, puede ser en general, deformado con mayor facilidad que uno libre de maclas. Las maclas son de gran importancia en fenómenos de recristalización, ya que las

interacciones de las maclas son posiciones preferidas para la nucleación de nuevos granos durante el recocido [7].

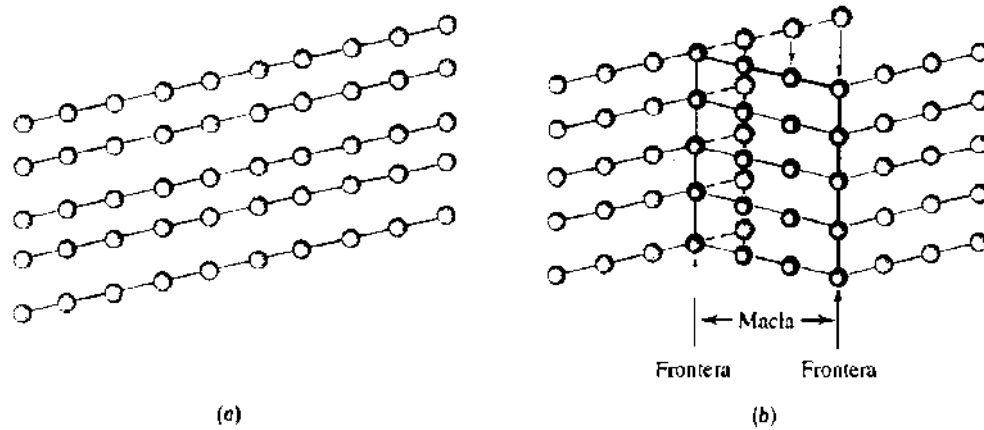


Figura 1.9. Aplicación de un esfuerzo a un cristal perfecto que puede causar: a) Un deslizamiento de los átomos y/o, b) La formación de una macla [7].

1.3. Soldabilidad de aceros TWIP.

En términos simples, la soldabilidad es la capacidad que tiene un metal para ser soldado, alcanzándose las propiedades mecánicas deseadas y cumpliendo el propósito para el cual fue diseñado [17]. En el caso especial de la soldabilidad en aceros TWIP, varios aspectos deben ser considerados debido a su alto nivel de aleación, la fuerte dependencia química en sus propiedades, baja conductividad térmica y las diferentes rutas de solidificación [18].

1.3.1. Soldabilidad de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS).

El grado de soldabilidad representa una característica cuantitativa o cualitativa, la cual muestra cuanto varían las propiedades del metal o aleación a soldar bajo determinadas condiciones. Una de las características más importantes de la soldadura en aceros de baja aleación y/o media aleación, es la ausencia de grietas [16]. La soldabilidad de los aceros, también depende de la relación de impurezas, elementos de aleación y el carbono, por lo cual se plantea como criterio cuantitativo del límite de buena soldabilidad, el contenido del carbono equivalente ($CE_{(equiv)} < 0.45\%$) [16]. Para la determinación del carbono equivalente, se puede utilizar la siguiente relación de la AWS., D.1.1/D1.1M: 2008. [19]:

$$CE = C + \frac{(Mn + Si)}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Ni + Cu)}{15} \quad (Ec. 1.1)$$

En general los aceros con un CE_{equiv} mayor a 0.45 son propensos al agrietamiento en frío durante la soldadura.

Los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) [16], presentan el inconveniente de conservar su microestructura y propiedades después de haber aplicado la soldadura, ya que, la microestructura consiste de bainita y martensita, la cuales son fases susceptibles al agrietamiento [16]. La relación para determinar el carbono equivalente, es aplicable en aceros al carbono principalmente y no puede ser aplicada para aceros TWIP, pero permite una referencia importante de la necesidad de desarrollar una relación que tome en cuenta la importancia de los elementos químicos, tal como se ha realizado en aceros inoxidables.

1.3.2. Problemática por soldadura en aceros TWIP.

En la actualidad la información desarrollada sobre la soldabilidad de aceros TWIP, es relativamente escasa. Yoo y colaboradores [20], sugieren que se evalué la soldabilidad de estos aceros en una amplia variedad de estructuras, ya que el alto contenido de Mn y C, pueden generar problemas, tales como fisuración en caliente y pérdida de ductilidad [20]. Por otro lado, Mujica y colaboradores [3] reportan en estudios llevados a cabo en aceros TWIP, efectos importantes sobre las propiedades en las regiones soldadas, tales como fractura en la interfase de la unión, disminución de la dureza, engrosamiento del grano, extensión de la zona afectada térmicamente (ZAT), transformaciones martensítica, y fragilización [3].

Los principales investigadores que han presentado mayor interés acerca de la soldabilidad de aceros TWIP son: Mujica L. [3] [21] [22], Chandra S.D. [23], y Yoo J.[20]. Ellos han llevado a cabo las uniones de aceros TWIP, utilizando procesos de soldadura como; soldadura laser (LW), soldadura por arco de gas tungsteno (GTAW), soldadura por laser continuo (CLBW), soldadura por laser pulsado (PLBW), y soldadura de punto (SW), en diferentes composiciones de acero TWIP. Los procesos de soldadura seleccionados tienen la característica en común de bajo calor de aporte, ya que el acero TWIP presenta menor punto de fusión respecto a los aceros convencionales ($\approx 1400^{\circ}C$) y con la finalidad de

dificultar transformaciones de fase y cambios microestructurales como transformación y crecimiento de grano en la zona afectada térmicamente (ZAT) y zona de fusión (ZF) [22]. Algunos de los efectos más relevantes producidos por la soldadura por fusión, involucran; fenómeno de segregación, agrietamiento en caliente, cambios importantes en dureza, formación de precipitados, y en algunos casos transformaciones de fase.

1.3.2.1. Segregación.

Los coeficientes de equilibrio (K) para la segregación del Mn y C son aproximadamente 0.75 y 0.28 [24]. En el caso de $K < 1$, significa que el sólido rechaza Mn y C del líquido durante la solidificación de estos aceros, en otras palabras los límites de grano dendríticos en la fase final de solidificación se enriquecen de Mn y C [20]. Durante investigaciones de la evolución de la segregación de los elementos en la zona de fusión (ZF), se ha encontrado que el Mn es segregado en áreas interdendríticas, mientras que el aluminio segrega en áreas dendríticas [23]. La estructura dendrítica es el resultado de la segregación de la aleación. La segregación del Mn aumenta el rango de temperaturas por encima de la cual la fase líquida existe, y también aumenta la diferencia entre las fases sólido y líquido. Además el carbono co-segregado con el manganeso puede producir áreas ricas C-Mn, y zonas de baja estabilidad microestructural austenítica (áreas pobres en C-Mn) [20]. La figura 1.10 muestra el perfil de composición del manganeso a través de la soldadura medida por SEM-EDX, de una unión disímil de aceros TWIP (Fe-22Mn-0.6C) y TRIP, por soldadura laser (LW).

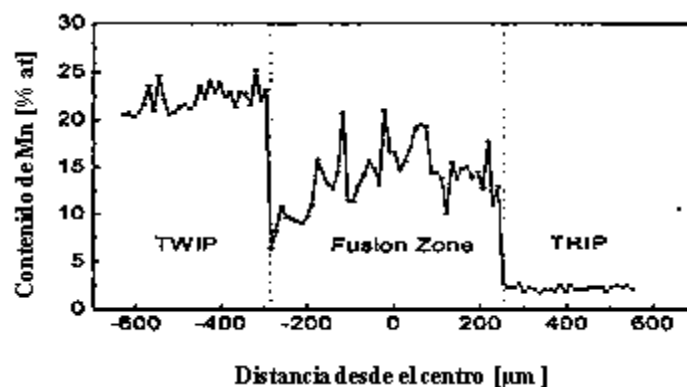


Figura 1.10. Perfil de composición del manganeso a través de la soldadura medida por EDX [21].

1.3.2.2. Agrietamiento en caliente.

La generación de grietas puede ocurrir por esfuerzos alcanzados en la unión soldada, excediendo la resistencia a la tensión o al corte del metal base o del metal de soldadura, también pueden ser generadas durante el enfriamiento, si el metal de soldadura y el metal base presentan baja ductilidad en caliente. Los aceros de medio carbono tienen dificultades de soldarse debido a su elevada resistencia al esfuerzo pero baja ductilidad, haciéndolos susceptibles al agrietamiento. El agrietamiento puede producirse en el metal de soldadura o en la zona afectada térmicamente y se pueden clasificar en grietas en caliente o grietas en frío. Dentro de los defectos que se presentan en la soldadura de los aceros TWIP, la fisuración en caliente se debe a la solidificación de la austenita como resultado del alto coeficiente de expansión térmica de esta fase [18]. La figura 1.11 muestra la generación de agrietamiento en caliente para un acero TWIP980 (18%Mn,1.5Al-0.6%C y pequeñas cantidades de otros elementos de aleación), mediante soldadura de punto [23].

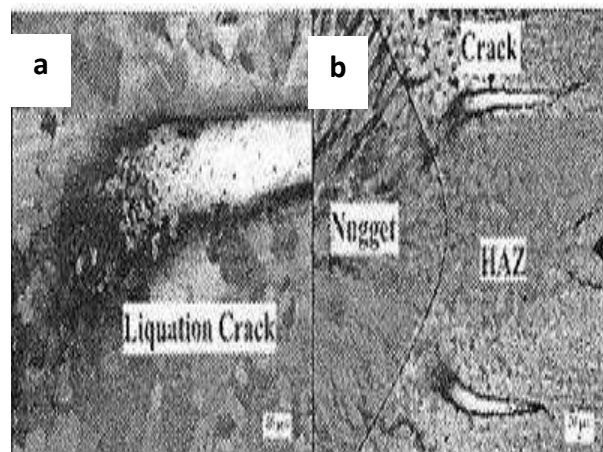


Figura 1.11. Análisis del punto de soldadura mediante microscopía óptica, donde se observa: a) Agrietamiento por licuación en la ZAT, 50X, y b) Agrietamiento por licuación en la ZAT, 10X [23].

1.3.2.3. Propiedades mecánicas.

Se sabe que las propiedades mecánicas están íntimamente relacionadas con los cambios estructurales que resultan de la soldadura. Por ejemplo, se ha observado endurecimiento como resultado de refinamiento de grano en la zona de fusión de un acero Fe-25Mn-3Al-13Si (la dureza aumentó de 180 a 250 HV) [3]. El endurecimiento también está asociado con la formación de bandas martensíticas en la zona de fusión del acero Fe-24Mn-0.6C

[21], con aumento de dureza de 230 a 350 HV. Además se ha observado endurecimiento en áreas con alta densidad de defectos debido a un enfriamiento rápido, en el caso de la soldadura por laser pulsado del acero Fe-25Mn-12Cr-0.7CN, con aumentos de dureza de 230 a 300 HV [25]. Sin embargo, también se ha reportado ablandamiento en la zona afectada térmicamente (ZAT), debido al crecimiento de grano en dicha zona, con disminución de dureza de 275 a 220 HV [23]. En un trabajo de investigación reportado por Mujica y colaboradores [3], mediante pruebas de tracción en la soldadura por laser, realizada en un acero TWIP (Fe-25Mn-3Al-3Si), encontraron que la elongación máxima se alcanza a una deformación verdadera de 45% con esfuerzo máximo de 1000 MPa. En comparación con el material base de Frommeyer y colaboradores [26], hay un notable detrimento en las propiedades mecánicas, ya que este material es capaz de alcanzar una deformación uniforme de 60% y resistencia a la tracción de 1200 MPa. Con relación al límite elástico del espécimen soldado por Mujica y colaboradores [3] presenta un valor de 256 MPa, que es comparable al del material base propuesto por Frommeyer y colaboradores de 280 MPa [26].

1.3.2.4. Formación de precipitados.

La formación de precipitados se presenta cuando se excede el límite de solubilidad de un material al agregar en exceso la cantidad del elemento aleante, se produce una aleación de dos fases, generando un endurecimiento por precipitación o dispersión. Los efectos más importantes de la precipitación en austenita son: a) Retrasar la recrystalización por la interacción con las dislocaciones y límites de grano, e b) Inhibir el crecimiento de grano por anclaje de los límites [9]. En uno de los trabajos de investigación realizados por Yoo y colaboradores [20], en la soldadura de un acero TWIP (17.98% Mn y 0.627% C), mediante análisis cuantitativo de EDS, revelaron la formación de la fase cementita $(Fe, Mn)_3C$, en forma de partículas irregulares en los límites de grano, la morfología de las partículas se observó como una fase secundaria debido a un enfriamiento rápido que da lugar a la formación de la dendritas y segregación en los límites de grano. También encontraron la presencia de la fase eutéctica $(\gamma - M_3C)$ en los límites de grano, la cual provoca una disminución en la ductilidad [20]. La tabla 1.1 de la sección 1.2.5, muestra la tendencia de los elementos microaleantes como el B, Nb, V y Ti, a formar precipitados estables de carburos y nitruros.

1.3.2.5. Transformaciones de fase.

Las transformaciones de fase, radican en el cambio de la naturaleza de la fase o en número de fases, como el resultado de la variación de condiciones impuestas desde el exterior, tales como temperatura, presión, campos eléctricos, magnéticos, tensiones, y/o radiación. Una forma de clasificar las transformaciones desde el punto de vista microestructural es: a) De primer orden (incluida la solidificación) las cuales ocurren en forma heterogénea, y b) De segundo orden, las cuales ocurren de forma gradual y homogénea. Otra forma de clasificar la transformaciones de fase, es teniendo en cuenta los mecanismos puestos en juego durante la transformación, entre ellos que ocurran con o sin difusión asociada, forma en que las interfases se muevan, etc. [27]. En el caso del acero, algunas de las herramientas disponibles para predecir las transformaciones de fase, son los diagramas de fase o equilibrio, y los diagramas TTT (Temperatura, tiempo, transformación). Las principales transformaciones de fase en aceros TWIP reportadas en la literatura hacen referencia a la formación de ferrita- α , martensita- ϵ , cementita (Fe, Mn) $_3C$ y la fase eutéctica ($\gamma - M_3C$), las cuales están relacionadas a la energía de falla de apilamiento [2, 11, 20]. La composición de los aceros TWIP bajo estudio se eligió con la finalidad de minimizar algún tipo de transformación.

1.4. Proceso de soldadura TIG.

La soldadura por arco eléctrico con electrodo de tungsteno bajo protección gaseosa (GTAW), también denominada por medio de las siglas TIG (Tungsten Inert Gas) es un proceso de soldadura por fusión, mediante el cual se pueden obtener cordones de soldadura con mayor resistencia, más dúctiles y menos sensibles a la corrosión a diferencia de los demás procesos, mediante el uso del gas de protección (argón o helio) el cual impide el contacto entre el oxígeno de la atmósfera y la piqueta de soldadura [28]. Este proceso de soldadura puede ser utilizado para el soldeo de todos los materiales. Pero debido a que presenta una tasa de deposición baja suele emplearse para efectuar la pasada de raíz, soldaduras por puntos y por costuras.

1.4.1. Descripción del proceso.

En el sistema TIG el calor necesario para la fusión es producido por un arco eléctrico intenso, establecido entre un electrodo de tungsteno virtualmente no consumible y el metal

a ser soldado donde puede o no utilizarse metal de aporte [29]. El electrodo, la zona de fusión, el arco y las zonas adyacentes se protegen de la contaminación ambiental con un gas inerte (argón o helio) [28]. Mediante una buena regulación de la intensidad de corriente y un gasto adecuado del gas de protección se pueden producir uniones continuas y regulares, así como menor grado de distorsión de la pieza, buena protección contra la atmosfera (ausencia de óxidos) y constancia de los elementos de aleación [30]. Además se pueden lograr soldaduras con microestructuras y propiedades mecánicas más homogéneas, de buena apariencia y acabado superficial [29]. El electrodo utilizado es de tungsteno que, por su temperatura de fusión elevada (3400 °C) y por ser excelente emisor electrónico, reúne las condiciones favorables para el proceso de soldadura: vida útil, encendido y estabilidad del arco, así como capacidad de conducir corriente. La figura 1.12, muestra esquemáticamente una soldadura por sistema TIG.

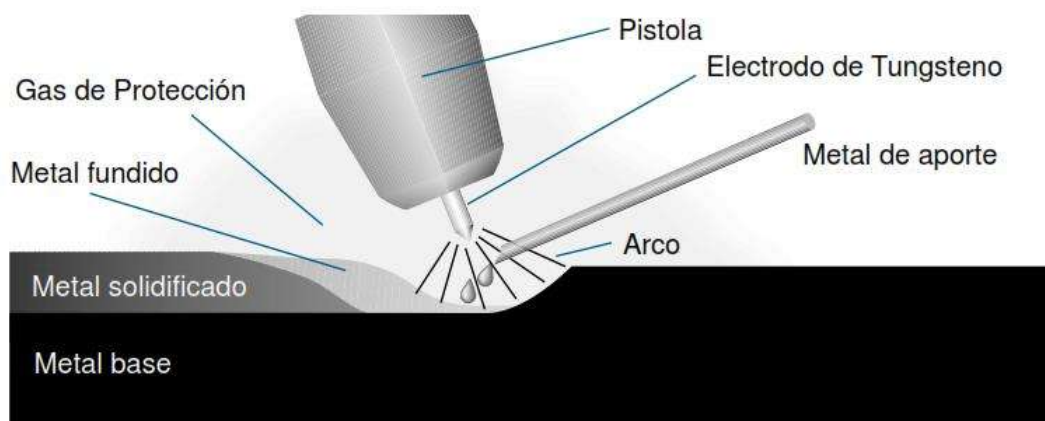


Figura 1.12. Ilustración esquemática de una soldadura por sistema TIG [29].

El equipo para el sistema TIG consta básicamente de: Una fuente poder, unidad de alta frecuencia, antorcha, suministro de gas de protección y suministro de agua de enfriamiento. La pistola asegura el electrodo de tungsteno que conduce la corriente, el cual está rodeado por una boquilla de cerámica que hace fluir concéntricamente el gas protector. La antorcha normalmente se refrigera por aire. Para intensidades de corriente superiores a 200 Amps. se utiliza refrigeración por agua, para evitar el recalentamiento del maneral [29]. La figura 1.13, muestra el equipo básico utilizado en el proceso TIG. Este sistema de soldadura puede ser aplicado casi a cualquier tipo de metal, en especial: Aluminio, acero

inoxidable, acero al carbono, hierro fundido, cobre, níquel, y magnesio. Especialmente apto para unión de metales de espesores delgados, desde 0.5 mm, debido al control preciso del calor del arco y la facilidad de aplicación con o sin metal de aporte. Se puede utilizar también, para aplicaciones de recubrimientos duros de superficie y para realizar cordones de raíz en tuberías de acero al carbono [29].

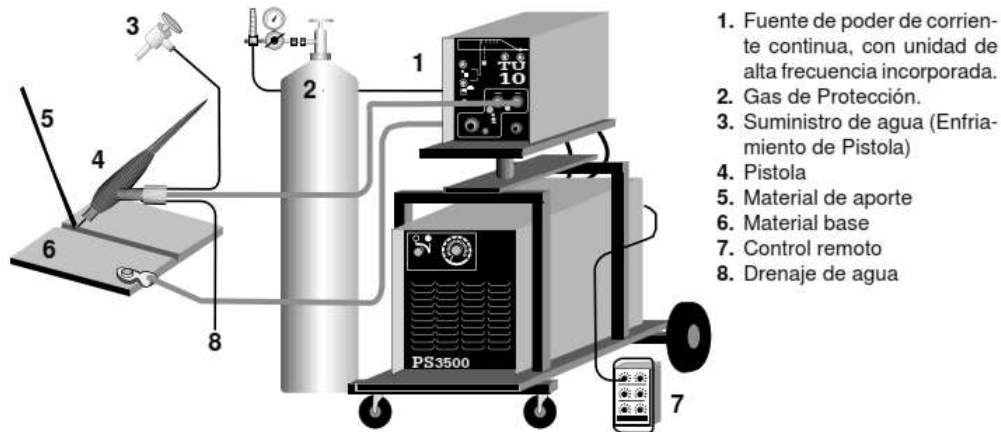


Figura 1.13. Diagrama esquemático del equipo básico utilizado en soldadura por el sistema TIG [29].

1.4.2. Características y ventajas del proceso.

Entre las principales características y ventajas del proceso TIG se pueden enumerar las siguientes [29]:

1. No requiere de fundente, y no hay necesidad de limpieza posterior en la soldadura.
2. No presenta salpicadura, chispas ni emanaciones, al no circular metal de aporte a través del arco.
3. Brinda soldaduras de alta calidad en todas las posiciones, sin distorsión.
4. El sistema puede ser automatizado, controlando mecánicamente la pistola y/o el metal de aporte.

1.4.3. Limitaciones del proceso.

A pesar de las ventajas presentadas por el proceso TIG, también se puede hacer mención acerca de las limitaciones para su aplicación [31]:

1. La tasa de depósito es menor que la conseguida con otros procesos de soldadura por arco.
2. Su aplicación manual exige, en general, una alta habilidad por parte del soldador.
3. No resulta económico para espesores mayores de $\frac{1}{4}$ " (6.2mm).
4. En presencia de corriente de aire puede resultar difícil conseguir una protección adecuada de la zona de soldadura.

1.4.4. Variables operativas.

Los cambios en las variables operativas, influyen en el tamaño y forma de la piletta de soldadura [32].

1.4.4.1. Corriente de soldadura.

La corriente de soldadura o corriente eléctrica tiene como finalidad el establecimiento del arco eléctrico, mediante el movimiento de electrones que se desplazan entre la fuente de energía y la unión a soldar. El proceso de soldadura TIG puede realizarse empleando CDEP (corriente directa electrodo positivo), CDEN (corriente directa electrodo negativo) ó CA (corriente alterna de alta frecuencia). En la CDEP, se producen cordones de soldadura más anchos y de baja penetración como consecuencia de una mayor concentración de calor en la punta del electrodo de tungsteno, lo que ocasiona también que se desgaste más, y exista el riesgo de contaminar la soldadura. Rara vez es empleada excepto en casos especiales en la soldadura de laminas delgadas de aluminio y magnesio. A menudo se sobrepone a la corriente normal de soldadura, CA de un generador de alta frecuencia que asegura la formación del arco sin tocar la pieza (de esta forma se evita el contacto del electrodo con la pieza, y con ello se suprime una de las causas de contaminación de la soldadura por inclusiones de tungsteno) [30]. La CDEN, es un proceso inverso al CDEP, en el cual la mayor concentración de calor es en el metal base, debido a esto la soldadura presenta alta penetración y es angosta, se emplea con mayor frecuencia en la soldadura de aceros al carbón, aceros de baja aleación y aceros inoxidable [30]. La CA distribuye alternamente el calor entre el electrodo y la pieza de trabajo, y se emplea en la soldadura de materiales reactivos como el aluminio y magnesio, debido a que combina la acción de limpieza proporcionada por el medio ciclo positivo y la buena penetración del medio ciclo negativo del electrodo [32].

1.4.4.2. Voltaje.

El voltaje aumenta o disminuye, conforme varía la distancia entre el electrodo y la pieza de trabajo conocido como “longitud de arco”. Como es bien sabido a mayor longitud de arco mayor voltaje y a menor longitud de arco menor voltaje, por lo tanto es de esperar que el incremento del voltaje aumente el tamaño del cordón de soldadura, sin embargo con flujo de gas y corriente constante, el voltaje depende directamente de la longitud de arco. La pérdida de calor por radiación es proporcional con el incremento de la longitud de arco, disminuyendo la eficiencia del arco [31]. La ecuación 1.2 permite calcular el calor de aporte en una soldadura con arco no estacionario [33].

$$Q = nIV = \frac{IV}{v} \quad (\text{Ec. 1.2})$$

donde:

Q : Calor aportado (KJ/cm).

n : Eficiencia del arco (%).

I : Intensidad de corriente (A).

V : Voltaje (V).

v : Velocidad de avance (cm/s).

La ecuación 1.3 permite calcular el calor de aporte en una soldadura con arco estacionario [34]. Esta relación fue la que se utilizó para realizar los cálculos de calor de aporte (W) en el presente proyecto de investigación.

$$W = Vit \quad (\text{Ec. 1.3})$$

donde:

W : Calor aportado (KJ/cm).

I : Intensidad de corriente (A).

t : Duración del proceso (seg).

1.4.4.3. Gas de protección.

El proceso de soldadura TIG, emplea el gas de protección con el objetivo de desplazar el aire, para eliminar la posibilidad de contaminación de la soldadura por el oxígeno y nitrógeno presentes en la atmósfera. Como gas protector se puede emplear argón o helio, o una mezcla de ambos [29]. La elección del gas de protección puede tener efectos significativos en la calidad de la soldadura, así como en la velocidad de soldadura. El argón, helio o la mezcla de ellos no reacciona con el tungsteno, y no tiene efectos adversos en la calidad del metal de soldadura [31]. El argón es ampliamente preferido, porque, es más barato, y provee un arco más estable. Por otro lado, un arco eléctrico con mayor aporte de calor es producido por el helio. La penetración es mayor cuando se usa argón, el helio da buenos resultados cuando se soldan aceros inoxidable a altas velocidades debido a un menor aporte térmico, en este caso el helio genera una pileta con mayor calor compensando el calor de aporte necesario [33]. El uso del argón es muy común para soldaduras de secciones muy delgadas debido a la facilidad de control del arco de argón, los soldadores manuales pueden tener dificultades en la manipulación del arco de helio que protege al tungsteno debido a que el calor liberado por este arco es mucho mayor que el de un arco protegido con argón [31]. Los potenciales de ionización del argón y helio son de 15.7 y 24.5 (electrón-volts), respectivamente. Se puede observar que es más fácil de ionizar el argón que el helio, el inicio del arco es más fácil con argón que con helio, pero el voltaje a través de la soldadura es débil comparado con el helio [31].

1.4.4.4. Soldadura de punto.

Es un proceso en el cual se obtiene la penetración parcial de una posición de las superficies empalmadas de una unión superpuesta. El proceso se usa para unir partes de láminas metálicas con un grosor de 3 mm o menos, el botón de soldadura tiene un tamaño aproximado de 5 a 10 mm, el cual se ve mayormente afectado por la corriente de soldadura. Los puntos de soldadura son el principal método para unir los componentes estructurales en la industria automotriz, pero debe tenerse especial cuidado en los valores de dureza en el metal de soldadura, ya que se ha reportado la pérdida del contenido de carbono, ocasionado por descarburación durante la generación de los botones de soldadura. Debido a la composición química de los aceros de alto Mn, los puntos de soldadura presentan una estructura dendrítica en la zona de fusión, a diferencia de la zona afectada

térmicamente (ZAT), la cual presenta crecimiento del tamaño de grano [23]. Chandra y colaboradores utilizaron este proceso de soldadura de punto para llevar a cabo estudios de soldabilidad en un acero TWIP980, en placas con 1.4 mm de espesor, donde reportaron una estructura de solidificación final de morfología dendrítica, crecimiento de grano en la zona afectada térmicamente (ZAT), precipitación en bordes de grano y una disminución de dureza considerable en el botón de soldadura y ZAT [23].

CAPITULO 2. DESARROLLO EXPERIMENTAL.

En este apartado se presenta la metodología experimental encausada al logro de los objetivos del presente proyecto de investigación. Asimismo, se presenta una descripción de los materiales utilizados, los cuales se enfocan en el estudio de la soldabilidad de los aceros TWIP microaleados de alta resistencia, además de los fenómenos que se originan por efecto de la soldadura. El desarrollo experimental simplificado se presenta en el diagrama de bloques de la figura 2.1.

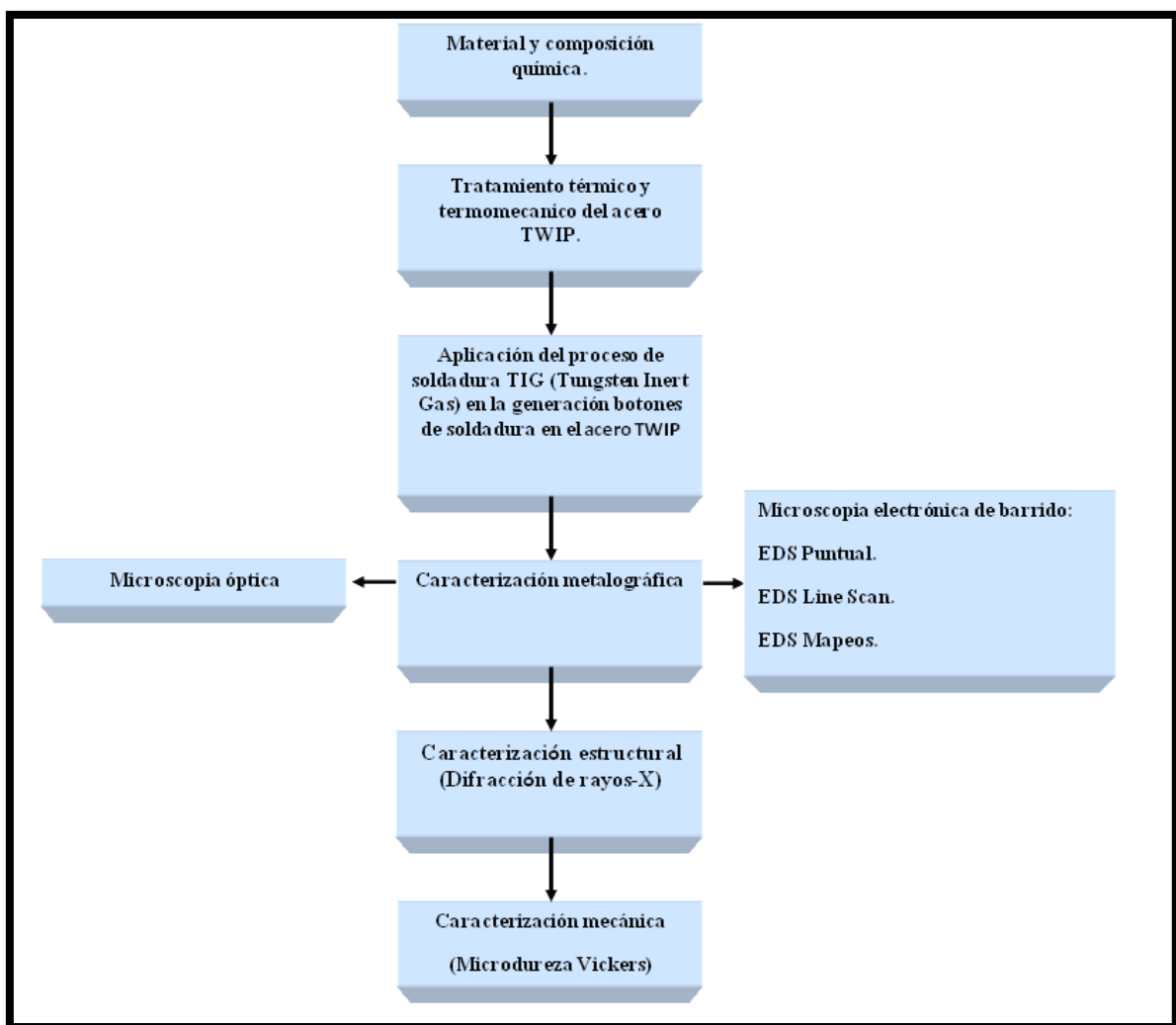


Figura 2.1. Diagrama de flujo del procedimiento experimental.

2.1. Materiales y composición química.

Para la realización del presente proyecto se utilizaron cinco composiciones de acero TWIP, a) TWIP-REF, b) TWIP-V, c) TWIP-Nb, d) TWIP-Ti, y e) TWIP-B los cuales 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. La composición química de los aceros TWIP, fue determinada mediante un espectrómetro de chispa perteneciente a la empresa Fundidora Morelia y corroborados en el Laboratorio químico de INASMET-Tecnalia San Sebastián (España). Los resultados del análisis químico para las aleaciones, se muestra en la tabla II-1. Es importante resaltar el porcentaje de manganeso utilizado para la realización del proyecto, el cual resulta de gran relevancia si se compara con los elevados porcentajes de los diferentes aceros TWIP fabricados e investigados por otros grupos de investigación superior al 25%.

Tabla II-1. Composición química de los aceros TWIP bajo estudio (% en peso).

Elementos TWIP	Fe	Mn	Al	Si	C	P	S	N	V	Nb	Ti	B
TWIP-REF	76.8	20	1.25	1.3	0.46	0.02	0.001	0.015				
TWIP-V	76.9	20	1.4	1.2	0.43	0.02	0.007	0.002	0.13			
TWIP-Nb	76	20	1.4	1.2	0.4	0.02	0.007	0.002		0.08		
TWIP-Ti	76	20	1.5	1.3	0.4	0.02	0.008	0.022			0.23	
TWIP-B	76	20	1.22	1.2	0.4	0.02	0.007	0.019				0.015

2.2. Acondicionamiento de la microestructura del acero TWIP.

Los aceros TWIP bajo estudio fueron sometidos a diferentes tratamientos térmicos y termomecánicos con la finalidad de acondicionar la microestructura a partir de la condición de colada (as-cast) en el Instituto de Investigaciones Metalúrgicas (IIM) de la UMSNH. El historial térmico y termomecánico de los aceros bajo estudio se indica a continuación.

2.2.1. Tratamiento térmico de homogenización.

Posterior a su fabricación, los aceros TWIP fueron sometidos al tratamiento térmico de homogenización, con la finalidad de transformar la estructura dendrítica originada de la solidificación en el lingote, y obtener granos equiaxiales libres de segregación y tamaño

uniforme. El tratamiento térmico se realizó en un horno de resistencia eléctrica Barnstead Lab-line, Modelo: 3608-5; 120 V, 5 A, 50/60 Hz, 600 W, mediante un calentamiento a una temperatura de austenitización de 1200 °C, con permanencia de 5 horas y un enfriamiento en horno (Fig. 2.2).

2.2.2. Tratamiento termomecánico de laminación en caliente.

El tratamiento termomecánico se llevo a cabo en el Laboratorio de Deformación Plástica del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas de la UMSNH, en un laminador reversible T.J. Pigott-Engineers, Mod. 6559102 con carga de 50 t y diámetro de los rodillos de 175 mm. Se alcanzó un 60% de reducción de área en varias pasadas a una velocidad de 28.5 rpm. Los aceros fueron calentados a 1200 °C, con permanencia de 2 horas, con la finalidad de modificar la morfología y tamaño del grano austenítico, así como reducir la segregación de los elementos aleantes como el Mn. Al término de la laminación, las probetas se sometieron a un relevado de esfuerzos a 450 °C por cuatro horas, para evitar fisuración durante el enfriamiento. La figura 2.2 presenta los ciclos térmicos de homogenización y laminación en caliente, realizados en los aceros TWIP.

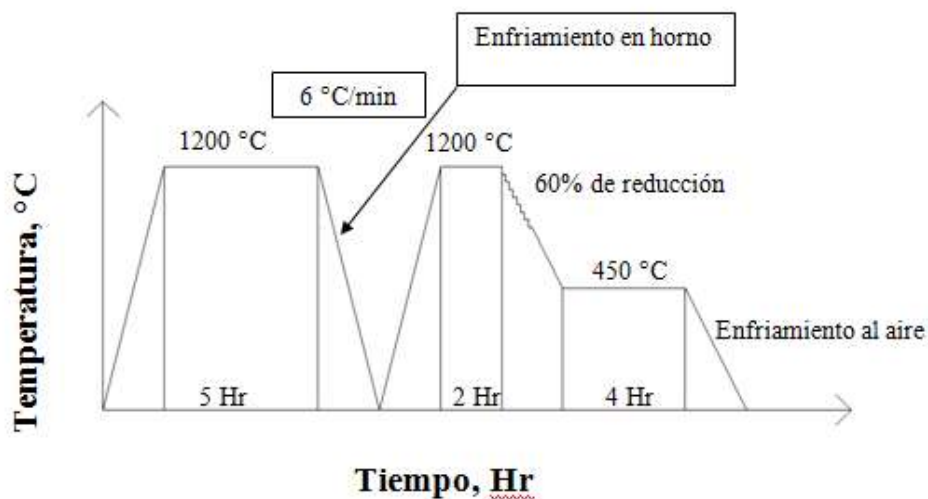


Figura 2.2. Diagrama del historial térmico y termomecánico del acero TWIP.

2.2.3. Tratamiento térmico de solubilizado.

La etapa final de acondicionamiento de la microestructura de los aceros TWIP bajo estudio consistió en un tratamiento de solubilizado, el cual se realizó mediante un calentamiento a 1200 °C, con permanencia de 15 minutos y un enfriamiento rápido en agua (temple), con la intención de recrystalizar los granos austeníticos altamente deformados durante el tratamiento termomecánico. Se empleó una velocidad de calentamiento de 6 °C/min, en un horno tubular de alta temperatura Hobersal ST-16 con atmosfera inerte argón, con la finalidad de evitar la oxidación del acero. La figura 2.3 presenta el ciclo del tratamiento térmico de solubilizado realizado en los diferentes aceros TWIP.

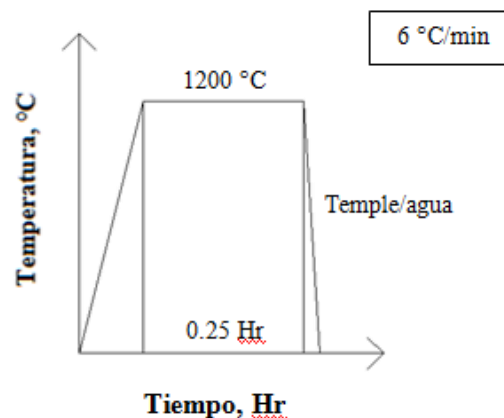


Figura 2.3. Ciclo térmico del tratamiento de solubilizado para los aceros TWIP.

2.3. Generación de puntos de soldadura mediante el proceso TIG.

2.3.1. Preparación de probetas.

Para la realización de los botones de soldadura de interés en este proyecto, se obtuvieron 20 probetas rectangulares de 4 mm x 10 mm x 10mm. El seccionamiento de las placas de acero TWIP se realizó utilizando una cortadora ISOMET 1000 marca Buheler con disco de corte de diamante a una velocidad de 350 rpm. Durante el corte de probetas se utilizan cantidades considerables de refrigerante, evitando así el sobrecalentamiento con el objetivo de no alterar las condiciones microestructurales de los aceros TWIP que fueron sometidos al ensayo de soldadura. Se optó por este método de corte para evitar alteración microestructural debido a la alta susceptibilidad de formación de maclas de deformación durante el corte (efecto temperatura y deformación).

2.3.2. Variables operativas del proceso de soldadura TIG.

Se realizó la generación de botones de soldadura, para los análisis de la soldabilidad en aceros TWIP, microaleados por separado con V, Nb, Ti y B en posición plana para tres condiciones a diferentes velocidades de enfriamiento mediante el proceso TIG, empleando corriente directa (CD) con polaridad invertida, 50 volts (programado en maquina de soldar), longitud de arco de 1 mm, y argón como gas de protección. La tabla II-2 muestra las variables operativas del proceso. Para el cálculo del calor de aporte se utilizó la ecuación 1.3 ($w = v \cdot A \cdot t$ (Joules)) para una soldadura con arco estacionario [34].

Tabla II-2. Variables operativas del proceso de soldadura.

Condiciones de botón de soldadura	Corriente eléctrica (A)	Tiempo del proceso (Segundos)	Enfriamiento	Aporte térmico (Joules) [34]
1	55	5.3	Aire	14,575
2	60	3.2	Aire	9,600
3	55	5.3	Aire, sobre placa de cobre	14,575

2.4. Caracterización metalográfica.

2.4.1. Preparación de muestras.

Para el análisis de la microestructura originada de las diferentes etapas de la investigación, la preparación de muestras consistió de un desbaste burdo en los aceros TWIP, la cual se realizó en papel abrasivo de carburo de silicio de numeración comercial (Grit) de 240, 320, 400, 600, 1000 y 1200, la granulometría promedio del papel abrasivo se muestran en la Tabla II-3, lo cual indica el grado de rugosidad superficial generada en cada etapa. Cabe señalar que el desbaste se realizó con muy poca presión y utilizando un chorro continuo de agua para no alterar la microestructura de la superficie a analizar y/o estudiar (es importante mencionar que los aceros bajo estudio tienen una alta susceptibilidad al maclaje por deformación).

Posterior al desbaste burdo, las probetas se sometieron al pulido, mediante una maquina pulidora semiautomática SPECTRUM SYSTEM grinder/polisher (LECO SS-1000) de disco giratorio a una velocidad máxima de 150 rpm, la cual se encuentra en el Laboratorio de Metalografía, del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas (IIM) de la UMSNH. Con la

finalidad de obtener superficies con acabado espejo se utilizaron paños Lecloth B-PSA y pasta de diamante sintético LECO de 6, 3, 1 y 0.1 μm como abrasivo.

Tabla II-3. Granulometría promedio del papel abrasivo de carburo de silicio, diseñado para aplicaciones metalográficas.

Numeración comercial (Grit)	Granulometría promedio (μm)
240	52
320	34
400	22
600	14
1000	10
1200	9.3

Seguido del pulido fino, las probetas se sometieron a una limpieza ultrasónica durante 2 minutos con la finalidad de eliminar los contaminantes productos del pulido y de esta manera obtener una superficie limpia. El lubricante utilizado en los tres casos fue Ultralap Diamond Extender en cantidad abundante. Una vez pulidas las probetas, se atacaron con el reactivo Nital al 10% de concentración (10 ml de ácido nítrico HNO_3 y 90 ml etanol). En la técnica de ataque, se sumergió la probeta en el reactivo y se agitó por un tiempo de 32 segundos. Posterior al ataque, la probeta se enjuagó con agua, etanol y se secó con chorro de aire caliente para analizar la estructura y el límite de grano austenítico de los diferentes aceros TWIP.

2.4.2. Microscopia óptica.

Las observación de la microestructura se realizó mediante un banco metalográfico NIKON EPIPHOT 300, donde se pudieron delimitar las diferentes zonas generadas por el proceso de soldadura y se realizó un análisis cualitativo del crecimiento de grano dendrítico y equiaxial. El tamaño de grano está relacionado con el comportamiento mecánico de los materiales.

2.4.3. Microscopia electrónica de barrido (MEB/EDS).

La técnica de microscopia electrónica de barrido (MEB/EDS), se utilizó para determinar los efectos de la segregación que ocurren en los botones de soldadura, presencia de estructura dendrítica y grietas creadas por deformación. La técnica de espectroscopia de dispersión de energía (EDS), se utilizó para realizar el análisis de la composición,

empleando análisis químico puntual, barrido lineal, y mapeos elementales. Las condiciones de operación de SEM/EDS fueron, voltaje de 15 kV, con una distancia de trabajo de 24 mm, a diferentes magnificaciones.

2.4.3.1. Análisis químico puntual.

Los análisis químicos puntuales se realizaron en un barrido longitudinal tomando en cuenta las diferentes zonas presentes en el material debido al proceso de soldadura, con la finalidad de obtener un análisis semicuantitativo de la composición química de forma localizada, y así conocer el grado de segregación de los elementos Fe, Mn, Al, Si y C que puede ser generado durante el proceso de soldadura. Para la elaboración de los análisis puntuales se utilizó un microscopio electrónico de barrido JEOL JSM-6400 con una separación de trabajo de 24mm y 5000X.

2.4.3.2. Análisis químico mediante barrido lineal.

En el proyecto de investigación se realizaron tres Line Scan considerando las tres diferentes zonas del botón de soldadura, zona de fusión (ZF), zona afectada por el calor (ZAT) y material base (MB), utilizando el microscopio electrónico de barrido JEOL JSM-6400 con 24 mm de separación de trabajo y 10000X. Los elementos analizados fueron el Fe, Mn, Al, Si y C.

2.4.3.3. Mapeo elemental.

El mapeo de SEM-EDS ofrece imágenes cualitativas de la concentración de elementos mediante la densidad de puntos de un determinado color en la zona. Los análisis de mapeos elementales se tomaron en la zona de fusión (ZF), zona afectada térmicamente (ZAT) y material base, utilizando un microscopio electrónico de barrido JEOL JSM-6400 con 24 mm de separación de trabajo y 5000X. Los elementos a analizar fueron el Fe, Mn, Al, Si y C.

2.5. Caracterización estructural mediante difracción de rayos-X.

En este proyecto de investigación, la técnica de difracción de rayos-X se utilizó para identificar la fase austenítica y posibles transformaciones de fase durante el proceso de soldadura TIG (Tungsten Inert Gas) en la generación de botones de soldadura, en las diferentes condiciones de enfriamiento empleadas en el proceso. El equipo utilizado fue un difractómetro D5000 SIEMENS, y las condiciones de operación utilizadas fueron: rango del ángulo 2θ de 20 a 120°, rejillas de 6 mm, paso 0.06, tamaño de la muestra de 10 x 10 x 4 mm, y tiempo de 6 segundos por paso. La identificación de las fases presentes, se llevó a cabo mediante revisión bibliográfica de los picos de difracción encontrados en trabajos de investigación previa de aceros TWIP [9]. Los diferentes difractogramas obtenidos fueron graficados en el software Origin versión 8.

2.6. Caracterización mecánica mediante ensayo de microdureza Vickers.

Para la realización de ensayos de microdureza Vickers, en las muestras de los diferentes aceros TWIP bajo estudio se desbastaron y pulieron a espejo las muestras con el objetivo de eliminar las protuberancias superficiales y obtener una lectura más fiable. Se realizaron identaciones con una distancia de separación de 60 μm , a través de un barrido longitudinal a partir de zona de fusión (ZF) hasta el material base (MB) mediante un microdureómetro Mitutoyo (Hardness Testing Machine) serie MVK-HVL, con indentador de diamante piramidal automático y con una carga de 25 gr. del centro de Graduados en Metalurgia del Instituto Tecnológico de Morelia (ITM). Para determinar el número de dureza se aplicó la siguiente fórmula:

$$HV = 1854.4L/d^2 \quad (\text{Ec.3.1})$$

donde d es la diagonal en micras y L es la fuerza en gramos.

El interés de la obtención de la microdureza estriba en la determinación de los cambios metalúrgicos que se producen por los ensayos de soldadura, y su correlación existente con la resistencia mecánica, a demás de la influencia que ejercen los elementos microaleantes.

CAPITULO 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

3.1. Caracterización metalográfica de aceros TWIP en condición de solubilizado.

La figura 3.1 muestra las metalografías de la microestructura de los diferentes aceros TWIP sin microalea y microaleados por separado con V, Nb, Ti y B en condición de solubilizado a 1200°C, utilizadas como material base para las diferentes condiciones empleadas en la generación de los puntos de soldadura, mediante el proceso TIG.

Para las cinco composiciones de aceros TWIP bajo estudio, se puede observar un tamaño de grano no uniforme y se hace evidente la diferencia en tamaño entre las diferentes composiciones. También es importante mencionar que los diferentes aceros presentan microestructura austenítica, así como maclas de recocido y granos con maclas de deformación, como resultado de los diferentes tratamientos térmicos y termomecánicos utilizados en el acondicionamiento de la microestructura de estos materiales para su investigación. No se detectó en ninguno de los aceros defectos de material, como por ejemplo microgrietas, cavidades por rechupe generadas por el proceso de solidificación, así como desviaciones respecto al estado pretendido de la microestructura (estructura austenítica). Algo que se hizo evidente, fue la formación de precipitados de nitruros de aluminio (AlN) y la presencia de cavidades, los cuales fueron determinados mediante SEM/EDS y corroborados en trabajos anteriores [7], los cuales pueden ser generados por el desprendimiento de estos precipitados durante el proceso de preparación metalográfica.

En el caso de los aceros TWIP-REF y TWIP-V presentan microestructuras similares, tanto en tamaño de grano como en la uniformidad. Los aceros TWIP-Nb y TWIP-B presentaron un escaso crecimiento en el tamaño de grano con relación al acero TWIP-REF, y son también estos aceros los que presentan un mayor porcentaje de maclas de deformación. Como caso especial se observó en el acero TWIP-Ti un mayor grado de refinamiento de grano, el cual se atribuye al titanio como elemento microaleante y su efecto de inhibición del crecimiento de grano austenítico durante los ciclos térmicos. En el trabajo de investigación realizado por Reyes-Calderón y colaboradores [7], se hace referencia al efecto de los elementos microaleantes V, Nb, Ti y B en condición de solubilizado a diferentes temperaturas (1100, 1150, 1200 y 1250°C) mencionando que en este rango de temperaturas los precipitados de los aceros TWIP-V, TWIP-Nb y TWIP-B alcanzan una solubilidad completa, no así en el acero TWIP-Ti cuyos carburos y carbonitruros están

presentes desde la fase líquida (superior a 1400°C), permitiendo en general un mayor refinamiento de grano en este acero.

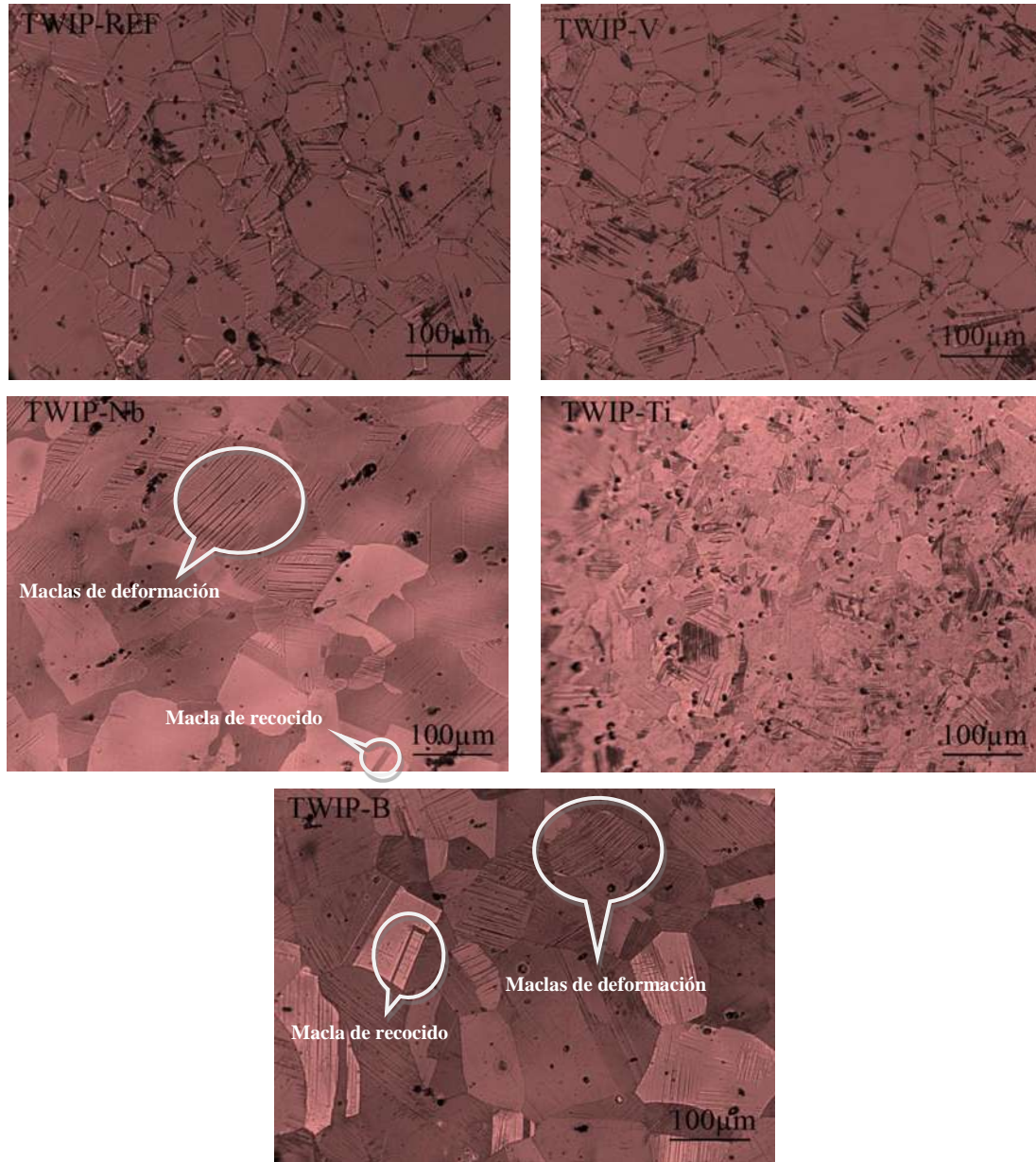


Figura 3.1. Microestructura correspondiente a los aceros TWIP sin microaleaer y microaleados por separado en condición de solubilizado.

Es importante señalar que en las diferentes muestras no son apreciables defectos tales como agrietamiento y/o porosidad. El comportamiento de ductilidad en caliente de los aceros TWIP es un factor importante ya que puede afectar el acero con agrietamiento superficial durante el proceso de colada continua y las posteriores etapas de laminación en

caliente [35]. Wang y colaboradores [36] reportaron agrietamiento en un acero TWIP (Fe-23Mn-3Si-3Al) fabricado por laminación en caliente, ellos consideran que la falta de capacidad de trabajo en caliente es una de las principales causas del agrietamiento en este acero. La ductilidad en caliente es un parámetro importante en soldadura, ya que está indica la susceptibilidad al agrietamiento del acero a elevadas temperaturas, así una buena ductilidad en caliente favorece la soldabilidad.

3.2. Análisis macroscópico de los puntos de soldadura (Condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).

En las figuras 3.2, 3.3, 3.4, 3.5 y 3.6 se muestran las macrográficas de los puntos de soldadura generados por el proceso TIG para las cinco composiciones de acero TWIP, en las condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.

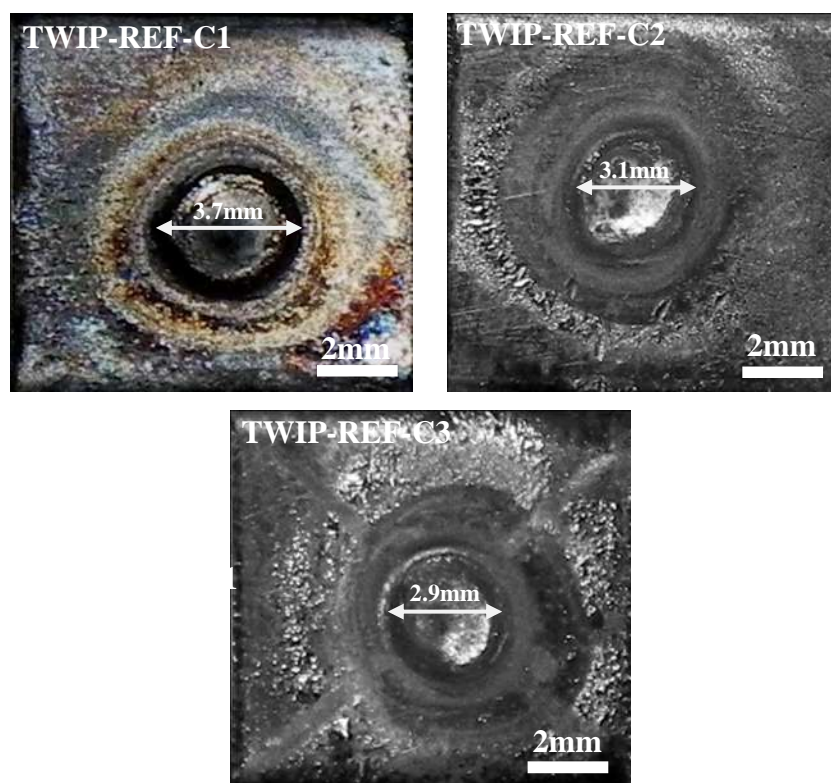


Figura 3.2. Macrográficas de puntos de soldadura correspondientes al acero TWIP-REF en la condición 1 ($I = 55A$, $t = 5.3\text{seg}$, enfriamiento al aire), condición 2 ($I = 60A$, $t = 3.2\text{seg}$, enfriamiento al aire) y condición 3 ($I = 55A$, $t = 5.3\text{seg}$, enfriamiento al aire y sobre placa de cobre) de soldadura.

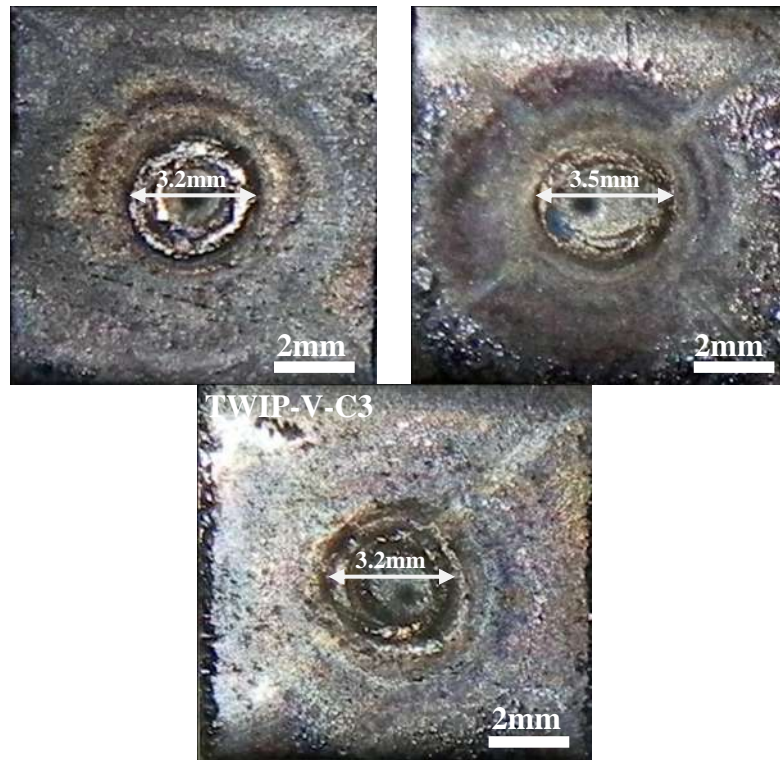


Figura 3.3. Macrografías de puntos de soldadura correspondientes al acero TWIP-V en la condición 1 ($I = 55A$, $t = 5.3\text{seg}$, enfriamiento al aire), condición 2 ($I = 60A$, $t = 3.2\text{seg}$, enfriamiento al aire) y condición 3 ($I = 55A$, $t = 5.3\text{seg}$, enfriamiento al aire y sobre placa de cobre) de soldadura.

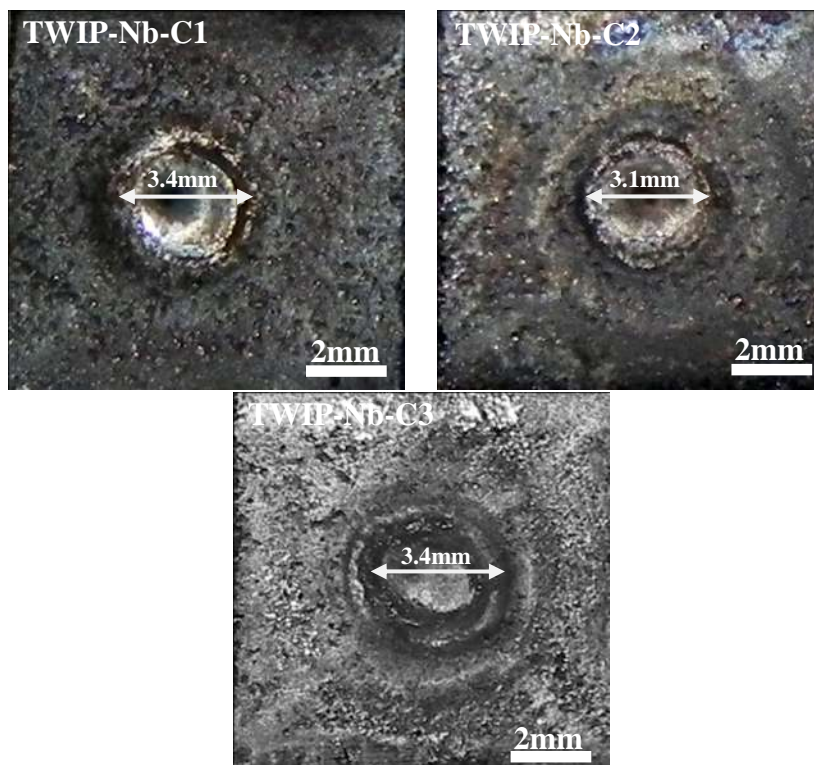


Figura 3.4. Macrografías de puntos de soldadura correspondientes al acero TWIP-Nb en la condición 1 ($I = 55A$, $t = 5.3\text{seg}$, enfriamiento al aire), condición 2 ($I = 60A$, $t = 3.2\text{seg}$, enfriamiento al aire) y condición 3 ($I = 55A$, $t = 5.3\text{seg}$, enfriamiento al aire y sobre placa de cobre) de soldadura.

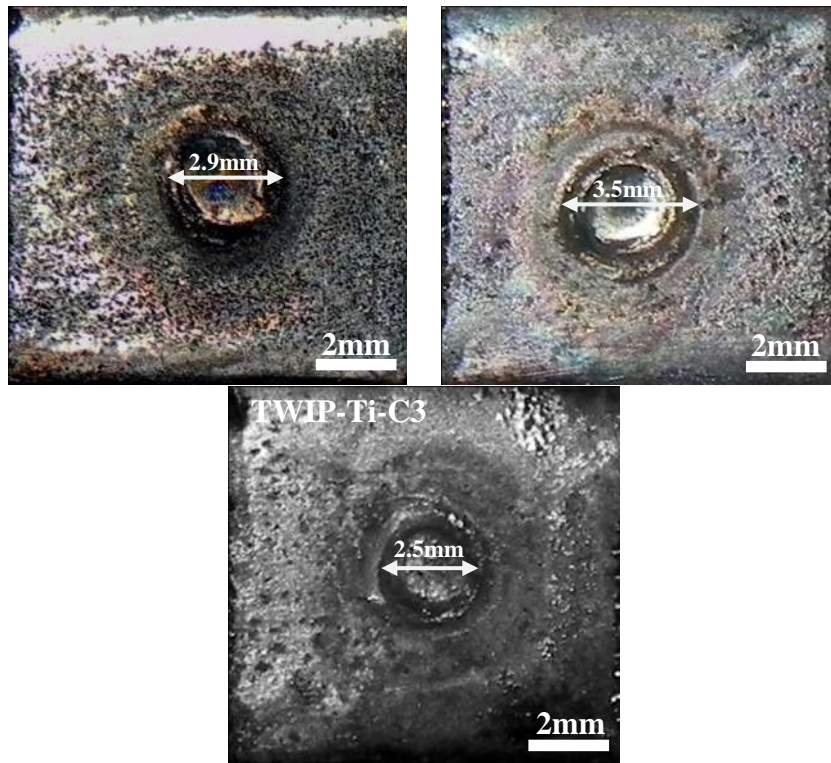


Figura 3.5. Macrografías de puntos de soldadura correspondientes al acero TWIP-Ti en la condición 1 ($I = 55A$, $t = 5.3\text{seg}$, enfriamiento al aire), condición 2 ($I = 60A$, $t = 3.2\text{seg}$, enfriamiento al aire) y condición 3 ($I = 55A$, $t = 5.3\text{seg}$, enfriamiento al aire y sobre placa de cobre) de soldadura.

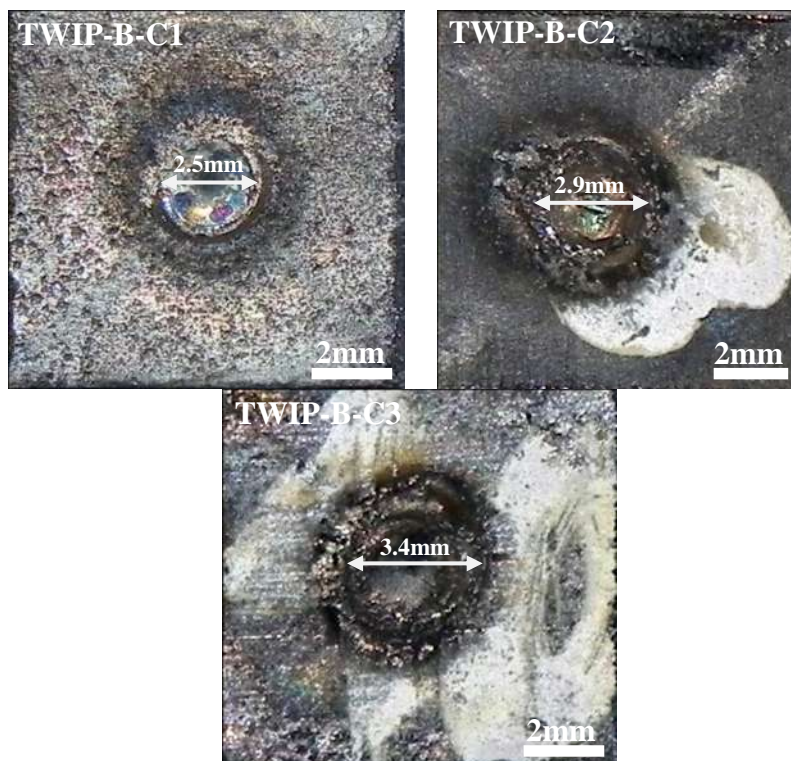


Figura 3.6. Macrografías de puntos de soldadura correspondientes al acero TWIP-B en la condición 1 ($I = 55A$, $t = 5.3\text{seg}$, enfriamiento al aire), condición 2 ($I = 60A$, $t = 3.2\text{seg}$, enfriamiento al aire) y condición 3 ($I = 55A$, $t = 5.3\text{seg}$, enfriamiento al aire y sobre placa de cobre) de soldadura.

En las macrográficas de los diferentes aceros TWIP analizados se distinguen claramente la ZF y ZAT, las cuales se pueden identificar por presentar diferentes tonalidades, delimitando regiones radiales que se extienden en sentido opuesto al centro del botón. En todos los casos se presentan cavidades en el centro del punto de soldadura, que aparecen como resultado de la contracción volumétrica asociada con la transformación líquido-sólido. Davies y Garland [37], sugieren que este defecto es esperable en soldadura cuando la piqueta de soldadura es grande, y puede ser evitado mediante el desgasificado, el control de los gradientes térmicos y la promoción de la solidificación direccional. Es importante señalar que en la superficie de las diferentes muestras ensayadas no son apreciables defectos superficiales tales como agrietamiento y/o porosidad. Los puntos de soldadura no presentaron forma circular, adoptando forma elíptica, lo cual se atribuye a la inestabilidad del arco eléctrico (soplo magnético) generando un desvío del arco de soldadura producido por la distorsión del campo magnético alrededor del arco, como consecuencia de cambios de dirección de la corriente o cuando la soldadura se produce cercana a la masa (pieza a soldar) [38]. En general la condición 3 de soldadura presenta menor efecto en la falta de llenado en el centro del punto de soldadura, lo cual podría relacionarse a la mayor extracción de calor durante el proceso de soldadura, por el uso de la placa de cobre.

3.3. Caracterización metalográfica de los puntos de soldadura (Condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).

En esta sección se analizaron las diferencias microestructurales originadas por el proceso de soldadura para las diferentes composiciones de aceros TWIP, realizando comparación de cada composición TWIP por separado en las tres condiciones empleadas en generación de puntos (condición 1, 2 y 3 de soldadura).

La microestructura resultante del proceso de solidificación consiste de la típica morfología dendrítica para los diferentes aceros TWIP (TWIP-REF, TWIP-V, TWIP-Nb, TWIP-Ti y TWIP-B) en las diferentes condiciones de aplicación de puntos. La morfología dendrítica surge de la inestabilidad del frente de solidificación como resultado del sobreenfriamiento constitucional en el metal fundido [38]. Reyes-Calderón y colaboradores [7], hacen referencia a la formación de estructura dendrítica, debido a los elementos microaleantes como resultado de una ampliación de la región sobre-enfriada constitucional por la segregación de solutos. En los diferentes aceros TWIP analizados también se pueden

observar diferentes zonas, como son, zona de fusión (ZF), zona afectada térmicamente (ZAT) e interfase de soldadura.

3.3.1. Acero TWIP-REF (Condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).

La figura 3.7 muestra las metalografías de la microestructura del acero TWIP-REF con generación de punto de soldadura, mediante el proceso TIG para las condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.

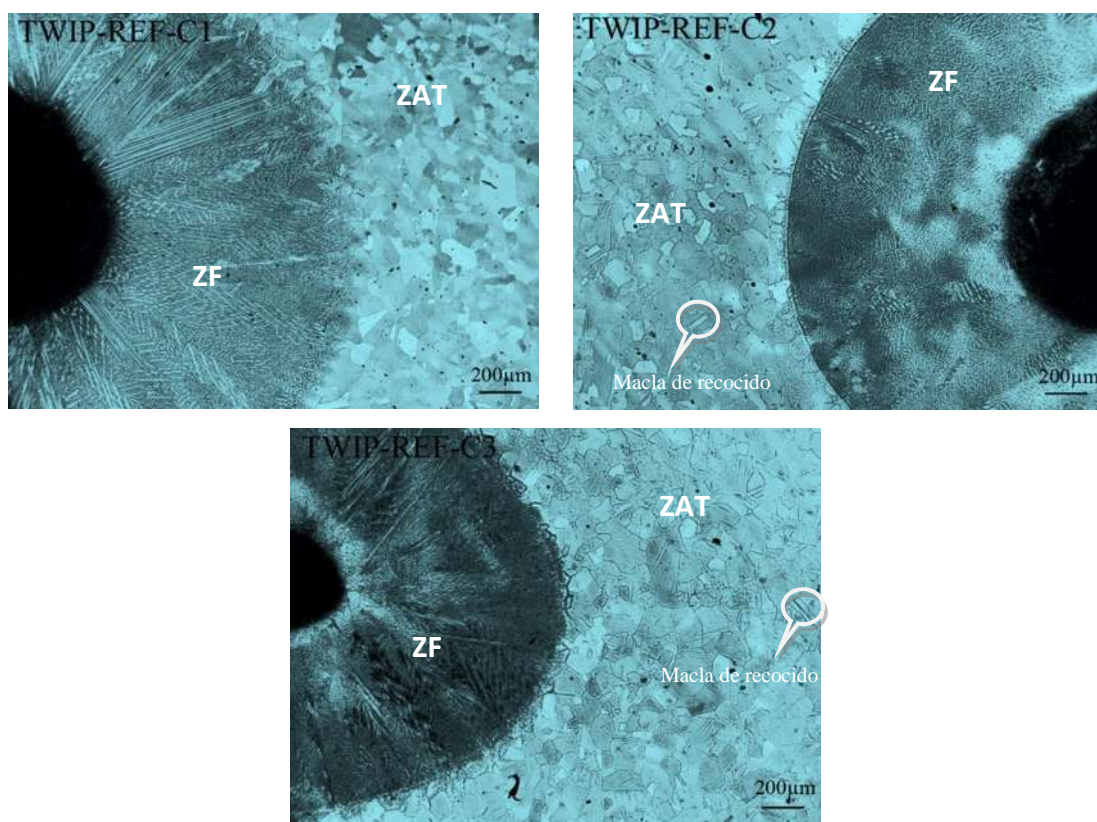


Figura 3.7. Microestructura correspondiente al acero TWIP-REF en las condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.

Mediante el análisis metalográfico se determinó el tamaño promedio de la zona de fusión para el acero TWIP-REF en las diferentes condiciones de soldadura, obteniendo valores de 1038, 970 y 1006 μm para las condiciones 1, 2 y 3, respectivamente. La condición 1 de soldadura, presenta mayor zona de fusión (ZF) y mayor tamaño de grano en la zona afectada térmicamente (ZAT), a diferencia de los aceros TWIP-REF de la condición 2 y 3 de soldadura, lo cual se atribuye a un efecto mayor del aporte térmico (14.5 KJ) y una

extracción de calor más lenta en esta condición, la condición 2 de soldadura presentó menor zona de fusión y menor tamaño de grano en la zona afectada térmicamente (ZAT). Es importante mencionar que no se detectaron defectos como grietas y/o poros, los cuales pueden generarse durante la aplicación de la soldadura y los cuales serían un indicativo de baja soldabilidad en este acero. También se aprecian maclas de recocido para las tres condiciones de soldadura, así como maclas de deformación. Chandra y colaboradores [23], en un trabajo de investigación sobre la generación de puntos de soldadura para un acero con alto manganeso TWIP980, reportaron la formación de la pileta de soldadura de forma elíptica, con microestructura aparente total austenítica por ser una zona de rápido enfriamiento. También reportan un crecimiento de grano en la zona afectada térmicamente ya que esta zona se calienta a temperaturas aproximadas a la temperatura de solidus de la aleación. En otro trabajo de investigación Mujica y colaboradores [3], lograron la formación de un cordón de soldadura en acero TWIP (Fe-25Mn-3Al-3Si) mediante soldadura laser, sin la presencia de defectos visibles importantes en el cordón, tales como falta de fusión, falta de penetración, poros, precipitación o grietas. Otro aspecto relevante se presentó en la microestructura resultante del cordón de soldadura, la cual mantiene la misma morfología (estructura celular) que el metal base (MB) y de zona afectada térmicamente (ZAT), con la diferencia de presentar refinamiento de grano en el cordón de soldadura (ZF). De acuerdo con Jenney y colaboradores [39] la predicción y el control tanto de la temperatura, como de la velocidad de circulación del fluido en la pileta líquida y de la velocidad de enfriamiento son esenciales para asegurar la calidad de la soldadura con la geometría de la zona de fusión (ZF) deseada, permitiendo obtener propiedades mecánicas deseadas [39]. Hamada y colaboradores [35] realizaron una investigación del comportamiento de ductilidad en caliente (susceptibilidad a la fisuración) en aceros TWIP, reportando que esta propiedad muestra una caída moderada en el intervalo de 700-1000 °C y mejora significativamente en el rango de 1000-1200 °C, debido al fenómeno de recristalización dinámica. En general a mayor ductilidad en caliente mejor soldabilidad en los materiales.

3.3.2. Acero TWIP-V (Condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).

La figura 3.8 muestra las metalografías de la microestructura del acero TWIP-V con generación de punto de soldadura, mediante el proceso TIG para la condición 1, 2 y 3 de soldadura.

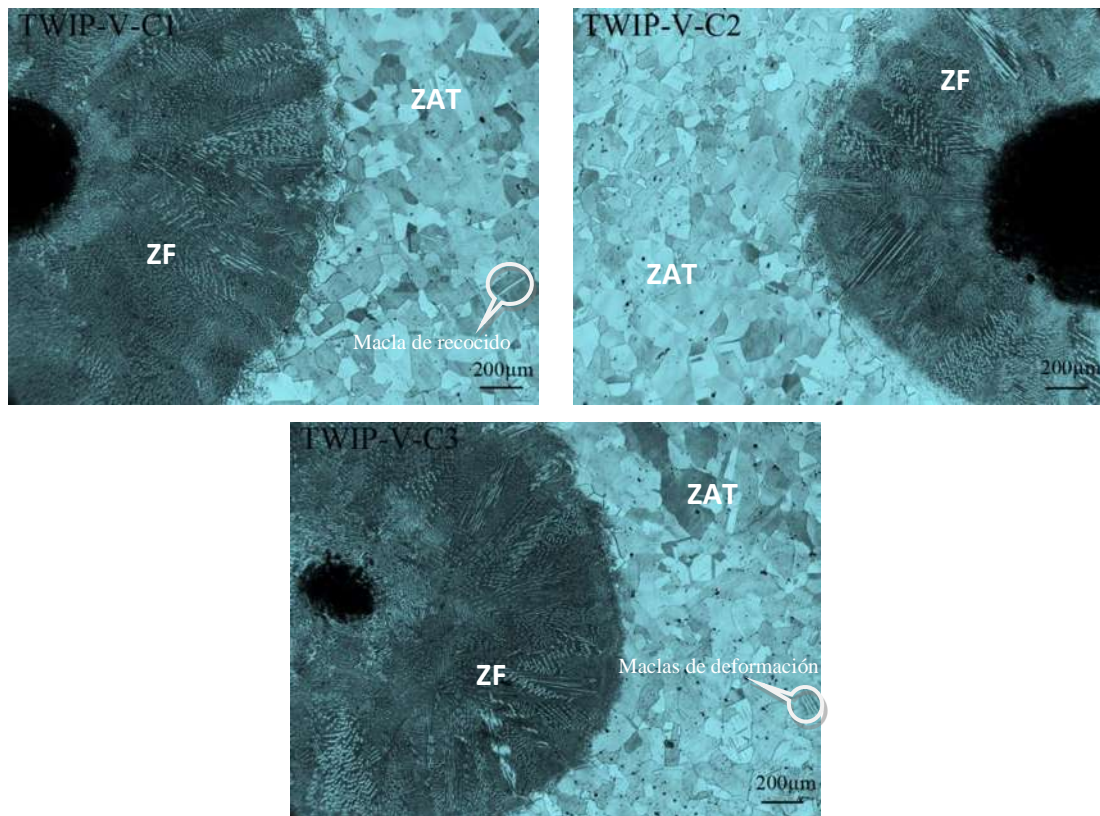


Figura 3.8. Microestructura correspondiente al acero TWIP-V en las condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.

Mediante el análisis metalográfico se determinó el tamaño promedio de la zona de fusión (ZF) para el acero TWIP-V en las diferentes condiciones de soldadura, obteniendo valores de 1187, 804 y 1155 μm para las condiciones 1, 2 y 3 respectivamente, siendo la condición 1 la que presenta mayor zona de fusión (ZF) y condición 2 con menor zona de fusión (ZF). El efecto del calor de aporte sobre la zona afectada térmicamente (ZAT) para la condición 1, no presentó cambios significativos en dicha zona, la cual muestra una distribución de grano más homogénea a diferencia de la condición 2 y 3 de soldadura que sí presentan efectos más relevantes, marcados en tamaño de grano y uniformidad. En ambos casos se puede distinguir la zona afectada térmicamente compuesta de dos subzonas distintas reportadas en la literatura [40], la primera se conoce como zona de crecimiento de grano, y se encuentra cercana a la línea de fusión, y la segunda como zona de grano fino, que corresponde al material que no alcanzó temperaturas demasiado elevadas ($<1150^{\circ}\text{C}$), la cual presenta un efecto de refinamiento de grano que está en función de la presencia de partículas precipitadas (por ej. AlN y/o VC) y la temperatura de disolución de dichas partículas. Sin embargo, las partículas finas estables de VC al aumentar su energía en la interfase se puede producir su inestabilidad y como resultado, las partículas precipitadas

son disueltas cuando se efectúa el ciclo térmico de la soldadura, lo cual produce una disminución en la saturación de las partículas de VC en la matriz austenítica, permitiendo el aumento del tamaño de grano austenítico [7]. Es importante mencionar que en el acero TWIP-V no se detectaron defectos como grietas y/o poros, los cuales se pueden generar durante la aplicación de la soldadura. También se apreciaron maclas de recocido, así como maclas de deformación. En investigaciones realizadas por Kang y colaboradores [41] acerca de la ductilidad en caliente de un acero TWIP con altos contenidos de Al, microaleado con Nb, reportaron baja ductilidad en este acero, debido a la formación de partículas precipitadas Nb (CN) lo que puede originar una falla intergranular, para contrarrestar este fenómeno adicionaron V en la composición química, con la finalidad de mejorar la ductilidad en caliente, pero encontraron que en intervalos de temperatura de 700-1000 °C, los valores de reducción de área para el acero TWIP microaleado con Nb/V era de 20%, muy por debajo de la necesaria para evitar el agrietamiento.

3.3.3. Acero TWIP-Nb (Condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).

La figura 3.9 muestra las metalografías de la microestructura del acero TWIP-Nb con generación de punto de soldadura, mediante el proceso TIG para la condición 1, 2 y 3 de soldadura.

Mediante el análisis metalográfico se determinó el tamaño promedio de la zona de fusión para el acero TWIP-Nb en las diferentes condiciones de soldadura, obteniendo valores de 1158, 934 y 1265 μm para las condiciones 1, 2 y 3, respectivamente. El mayor tamaño de grano en la zona afectada térmicamente (ZAT) se presenta para la condición 3, y la condición 2 presenta mejor refinamiento de grano, lo cual es atribuido al Nb como formador de precipitados, en especial NbC, así como el menor aporte térmico. La mayor precipitación de partículas de NbC y Nb (C, N) en la matriz austenítica ocurre durante tratamientos térmicos a altas temperaturas, favorecida por la presencia de los defectos cristalinos (vacancias y dislocaciones), pero cuando existe coherencia entre los precipitados y la matriz austenítica puede ocasionar que no exista precipitación en la matriz [7].

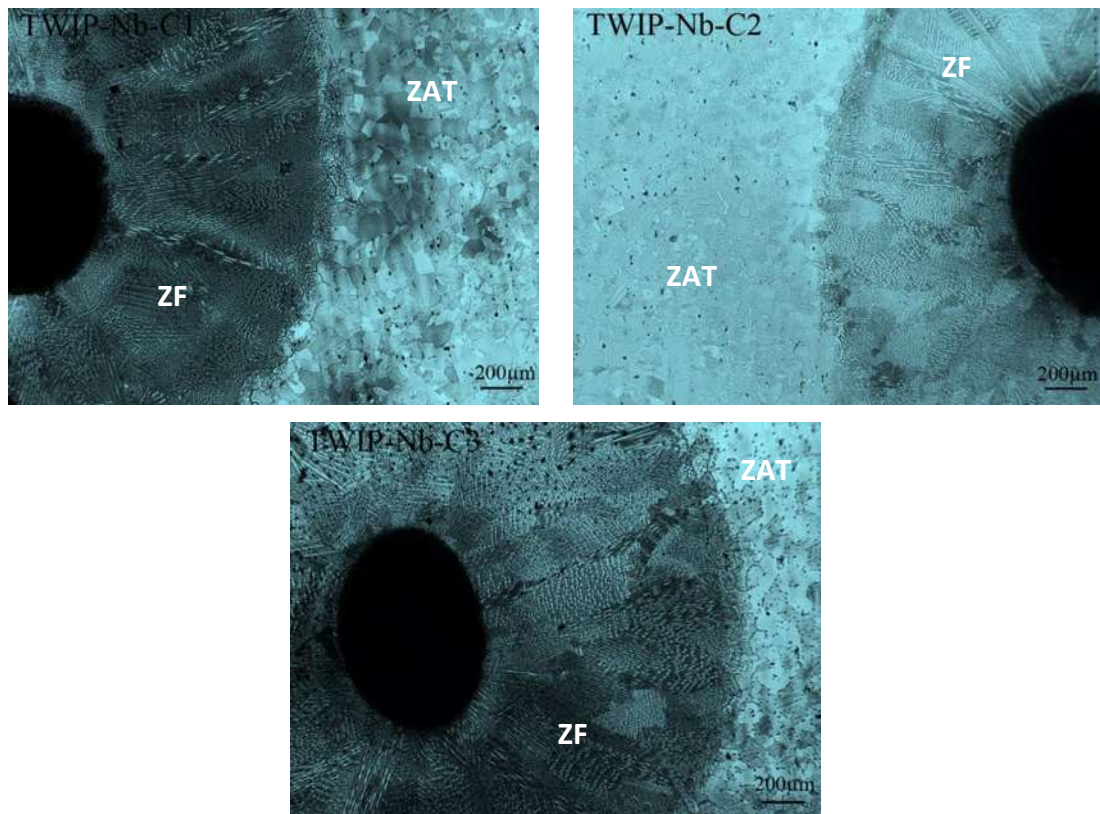


Figura 3.9. Microestructura correspondiente al acero TWIP-Nb en las condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.

En las diferentes condiciones de soldadura en el acero TWIP-Nb se aprecia la zona afectada térmicamente compuesta por dos zonas diferentes, una zona de crecimiento de grano cercana a la interfase de soldadura y una zona de grano fino que corresponde al material que no alcanzó temperaturas demasiado elevadas ($<1150^{\circ}\text{C}$) [40]. Varios autores [42, 43] han informado acerca del efecto de Nb en el comportamiento de ductilidad en caliente de aceros microaleados, donde reportan que el Nb es perjudicial para la ductilidad en caliente debido a la precipitación de NbCN en los límites de grano de austeníticos. Esta precipitación impide la recristalización dinámica, y por lo tanto, permite que el límite de grano se deslice y, finalmente, de lugar a un fallo intergranular. En el presente estudio referente a la soldabilidad del acero TWIP-Nb, no se detectaron defectos como grietas y/o poros, por lo cual el efecto del Nb en la ductilidad en caliente no se puede considerar perjudicial, aspecto benéfico en la soldabilidad de este acero.

3.3.4. Acero TWIP-Ti (Condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).

La figura 3.10 muestra las metalografías de la microestructura del acero TWIP-Ti con generación de punto de soldadura, mediante el proceso TIG para la condición 1, 2 y 3 de soldadura.

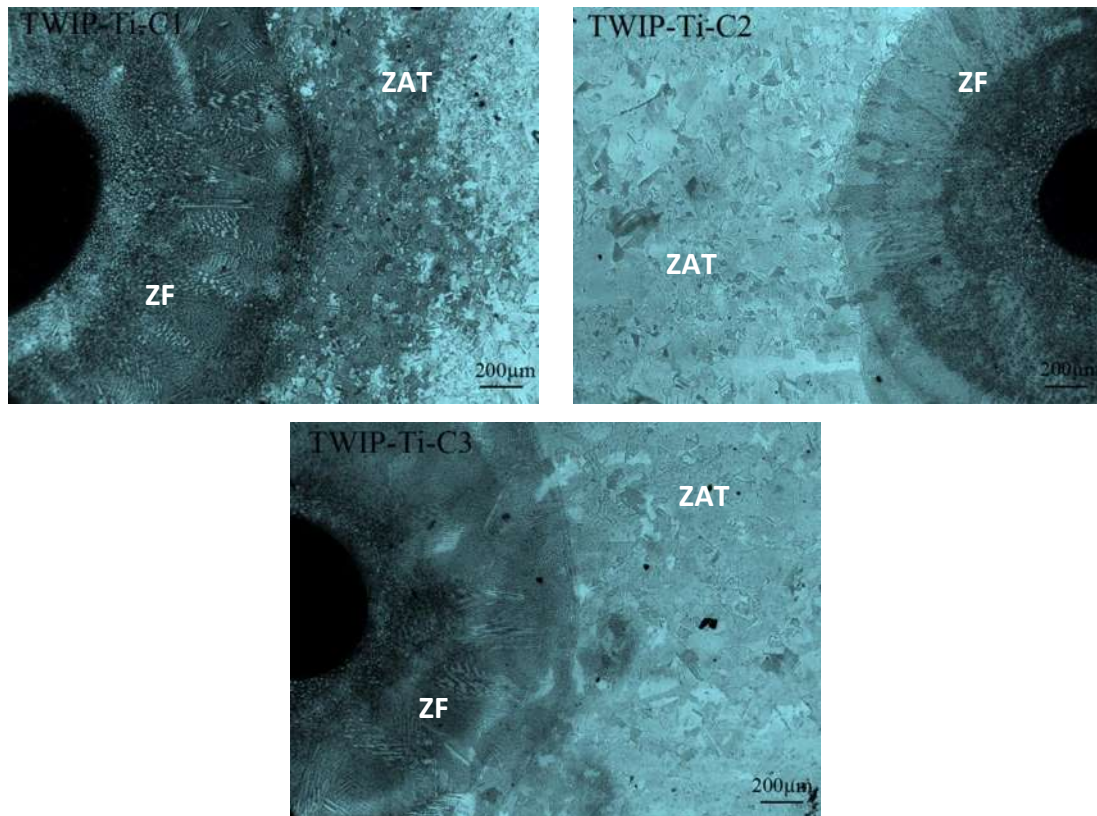


Figura 3.10. Microestructura correspondiente al acero TWIP-Ti en las condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.

Mediante el análisis metalográfico se realizó la medición del tamaño promedio de la zona de fusión para el acero TWIP-Ti en las diferentes condiciones de soldadura, obteniendo valores de 1107, 1019.7 y 849 μm para las condiciones 1, 2 y 3, respectivamente. A diferencia de las demás composiciones, este acero presentó el mayor tamaño de zona de fusión para la condición 1, mientras que el menor tamaño se presentó en la condición 3. El efecto del Ti como elemento microaleante fue más notorio respecto al refinamiento de grano (formador de partículas T(C, N) [7]) en la zona afectada térmicamente (ZAT) en la condición 1 de soldadura, donde se puede apreciar un tamaño de grano uniforme, el cual se distribuye de forma homogénea a través de la zona analizada. Las condiciones 2 y 3 presentaron refinamiento de grano en la zona afectada térmicamente (ZAT) cercana a la interfase de soldadura y crecimiento de grano en dirección hacia el metal base (MB). En el

acero TWIP-Ti, existe la presencia de partículas precipitadas de TiC y Ti (C, N), las cuales son responsables del anclaje de los límites de grano, retardando el crecimiento de grano aún con tiempos de permanencia prolongados a elevadas temperaturas [7]. Es importante mencionar que en el acero TWIP-Ti analizado en las diferentes condiciones de soldadura, no se detectaron defectos superficiales como grietas y/o poros. Un problema recurrente en algunas composiciones de acero TWIP es una baja ductilidad en caliente, originando en mucho de los casos agrietamiento [35, 41]. Kang y colaboradores [41], realizaron un estudio de ductilidad en caliente en aceros TWIP donde adicionaron conjuntamente Ti y B (0.04% Ti y 0.002% B), ellos reportaron un mejoramiento en la ductilidad en caliente para el rango de temperaturas de 700-950 °C, lo cual asociaron a la segregación del B en los límites de grano austeníticos o al Ti combinado con N, evitando la precipitación de AlN o una combinación de ambos. En el caso de la soldadura el rango de temperaturas de 700-950 °C se localiza en la ZAT y el Ti como elemento microaleante de acuerdo a Kang y colaboradores [41], podría mejorar la ductilidad en caliente en la ZAT y por lo tanto menor susceptibilidad al agrietamiento lo cual es conveniente en la soldabilidad del acero TWIP-Ti bajo estudio.

3.3.5. Acero TWIP-B (Condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).

La figura 3.11 muestra las metalografías de la microestructura del acero TWIP-B con generación de punto de soldadura, mediante el proceso TIG para la condición 1, 2 y 3 de soldadura.

El acero TWIP-B presento agrietamiento en las diferentes condiciones de soldadura (más pronunciado en la condición 3) el cual se propaga entre los límites grano dendríticos a través de la zona de fusión (ZF) y parte de la zona afectada térmicamente (ZAT) sobre los límites de grano equiaxiales (fig. 3.11), siendo la condición 3 y 1 la de mayor y menor grado de agrietamiento respectivamente. En base al agrietamiento manifestado se puede afirmar que el acero TWIP-B presenta el más bajo grado de soldabilidad. Reyes-Calderón y colaboradores [7], relacionaron los defectos producidos en el acero TWIP microaleado con B con la aparición de boruros metálicos del tipo Fe_2B , los cuales tienen bajo punto de fusión (≈ 1080 °C) ocasionando que durante el enfriamiento se encuentren zonas líquidas en los límites de grano, originando un ablandamiento por disminución de la resistencia del acero en dicha zona. Otro trabajo de investigación correspondiente a Yoo y colaboradores [20], realizaron pruebas de fisuración en caliente en la soldadura de un acero TWIP

(17.98% Mn y 0.627% C), mediante el proceso GTAW, donde mediante microscopía óptica pudieron observar agrietamiento en la ZF y ZAT, las cuales se propagan a lo largo de los límites de grano.

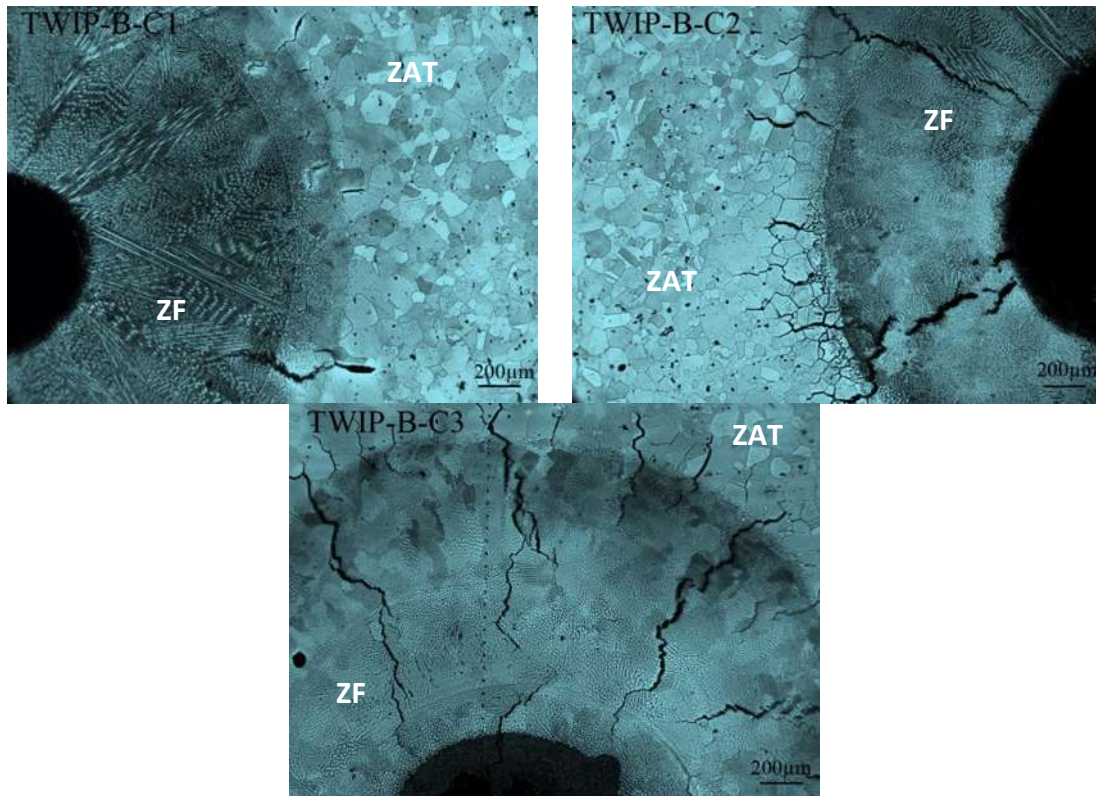


Figura 3.11. Microestructura correspondiente al acero TWIP-B en las condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.

Chandra y colaboradores [23], reportaron agrietamiento por licuación en la ZAT en la soldadura de un acero TWIP (980) sin elementos microaleantes mediante soldadura de punto, lo cual puede atribuirse a la solidificación de la austenita como resultado del alto coeficiente de expansión térmica de esta fase [18]. Kang y colaboradores [41], reportan que el boro generalmente mejora la ductilidad en caliente de los aceros, en particular los que contienen Nb, pero debe tenerse en cuenta el control de las condiciones de procesamiento, incluyendo la velocidad de enfriamiento. Ya que si llega a presentarse precipitación de partículas de BN esto conduce a muy mala ductilidad y posiblemente agrietamiento [44]. Diferentes investigaciones [44-46] se han llevado a cabo para establecer las condiciones necesarias para obtener el efecto benéfico de la adición de B respecto a la ductilidad en caliente, en las que se ha encontrado que la velocidad de enfriamiento deben ser de $6-100 \text{ K min}^{-1}$, siendo preferente la velocidad de enfriamiento inferior, y niveles bajos de N o la adición de Ti en la aleación para eliminar el N y prevenir

la formación de BN. En el caso específico de la soldadura del acero TWIP-B, en este trabajo la baja soldabilidad se atribuye a la formación del Fe_2B de naturaleza eutéctica de bajo punto de fusión, cuya cinética de formación se predice en el diagrama de la figura 1.7, por lo cual no se recomienda el empleo del elemento microaleante B en aceros TWIP que serán sometidos a soldadura.

3.3.6. Discusión global de los resultados de caracterización metalográfica.

El acero TWIP-B presenta agrietamiento para las tres condiciones de soldadura, a diferencia de las demás composiciones donde no son evidentes defectos como agrietamiento y/o porosidad, lo cual es un indicativo importante de la soldabilidad de los materiales. Por otro lado, el Ti como elemento microaleante presenta mayor refinamiento de grano para las tres condiciones de soldadura a diferencia de los elementos microaleantes V, Nb y B. Este efecto se atribuye a la formación de $Ti(C, N)$, los cuales actúan como inhibidores del crecimiento de grano. Estas partículas se forman desde el estado líquido por encima de $1500^{\circ}C$ y a medida que el acero se enfría aumenta su contenido linealmente hasta la temperatura de $\sim 1329^{\circ}C$ [7]. Contrario al Ti, el V muestra de forma cualitativa mayor crecimiento de grano en la zona afectada térmicamente (ZAT), específicamente en la zona recristalizada de grano grueso. Lo cual se asocia con la formación de VC, a partir de $\approx 1020^{\circ}C$, permitiendo un rango de temperatura considerablemente amplio para solubilizar [7]. En el acero TWIP-Nb se predice la formación de NbC, a partir de $1310^{\circ}C$ en la zona líquido-sólido, y por debajo de la temperatura de sólidos ($\approx 1280^{\circ}C$) comienza la precipitación de esos carburos en estado sólido hasta hacerse estables por debajo de $1000^{\circ}C$ [7], presentando este acero un mejor efecto de refinamiento respecto al acero TWIP-V, pero menor en relación al acero TWIP-Ti. El acero TWIP-REF no presenta zona recristalizada de grano fino, por lo tanto, la zona afectada térmicamente (ZAT) se constituye por la zona recristalizada de grano grueso. Durante la aplicación de la soldadura, el material alcanza temperaturas que se encuentran en el rango entre la temperatura crítica superior y alrededor de $1200^{\circ}C$, donde se forman granos de austenita, los cuales presentan bajas velocidades de crecimiento, así cuando es superada la temperatura de crecimiento de grano la velocidad de crecimiento aumenta considerablemente [40], originando crecimiento de grano en las zonas de soldadura. Reyes-Calderón y colaboradores [7] estudiaron el efecto de los elementos microaleantes B, Nb, V y Ti (hasta un máximo de 0.2% en peso en cada caso) sobre la microestructura de acero

TWIP Fe-20Mn-0.45C-1.5Al-1.5Si, donde reportaron la presencia de estos elementos microaleantes segregados en las regiones interdendríticas, así como formando partículas precipitadas dispersas, las cuales se encuentran también en forma de carburos debido a la gran afinidad con el C. Es importante señalar que tanto la segregación de B, así como la precipitación de NbC, VC, TiC, ó Ti (C, N), localizadas en las zonas inter-dendríticas pueden actuar como sitios de recristalización y anclar los límites de grano. Reyes-Calderón y colaboradores [7] concluyeron de manera contundente que el Ti produce el mayor refinamiento del grano austenítico (lo cual se reafirma con este caso), al inhibir el crecimiento hasta la temperatura de 1250 °C, a partir de esta temperatura la proporción de crecimiento se iguala con los aceros TWIP-NM y TWIP-B. Para los aceros TWIP-NM, TWIP-Nb y TWIP-V apreciaron una clara meseta en el intervalo de temperaturas de 1150 a 1200 °C, lo cual atribuyeron a la restricción al crecimiento de grano que producen los compuestos precipitados AlN, NbC y VC.

3.4. Análisis químico mediante MEB/EDS.

3.4.1. Acero TWIP-REF (Condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).

3.4.1.1. Análisis químico puntual.

La figura 3.12 muestra la distribución de los elementos de aleación a través de la zona de fusión (ZF), zona afectada térmicamente (ZAT), y material base (MB), del acero TWIP-REF para la condición 1, 2 y 3 de soldadura y condición de solubilizado.

La distribución de los elementos de aleación (Fe, Mn, Al, Si, C) a través del punto de soldadura para el acero TWIP-REF presenta variaciones importantes en la zona de fusión (ZF), manteniendo este comportamiento para las tres condiciones de soldadura. En la figura 3.12 se puede observar tales cambios en composición, la condición 1 muestra mayores cambios de composición química en la zona de fusión (ZF) alcanzando variaciones de % en peso máximas de 16.47% para el Fe, 6.87% de Mn, 4.44% de C, 0.61% de Si, y 0.8% de Al.

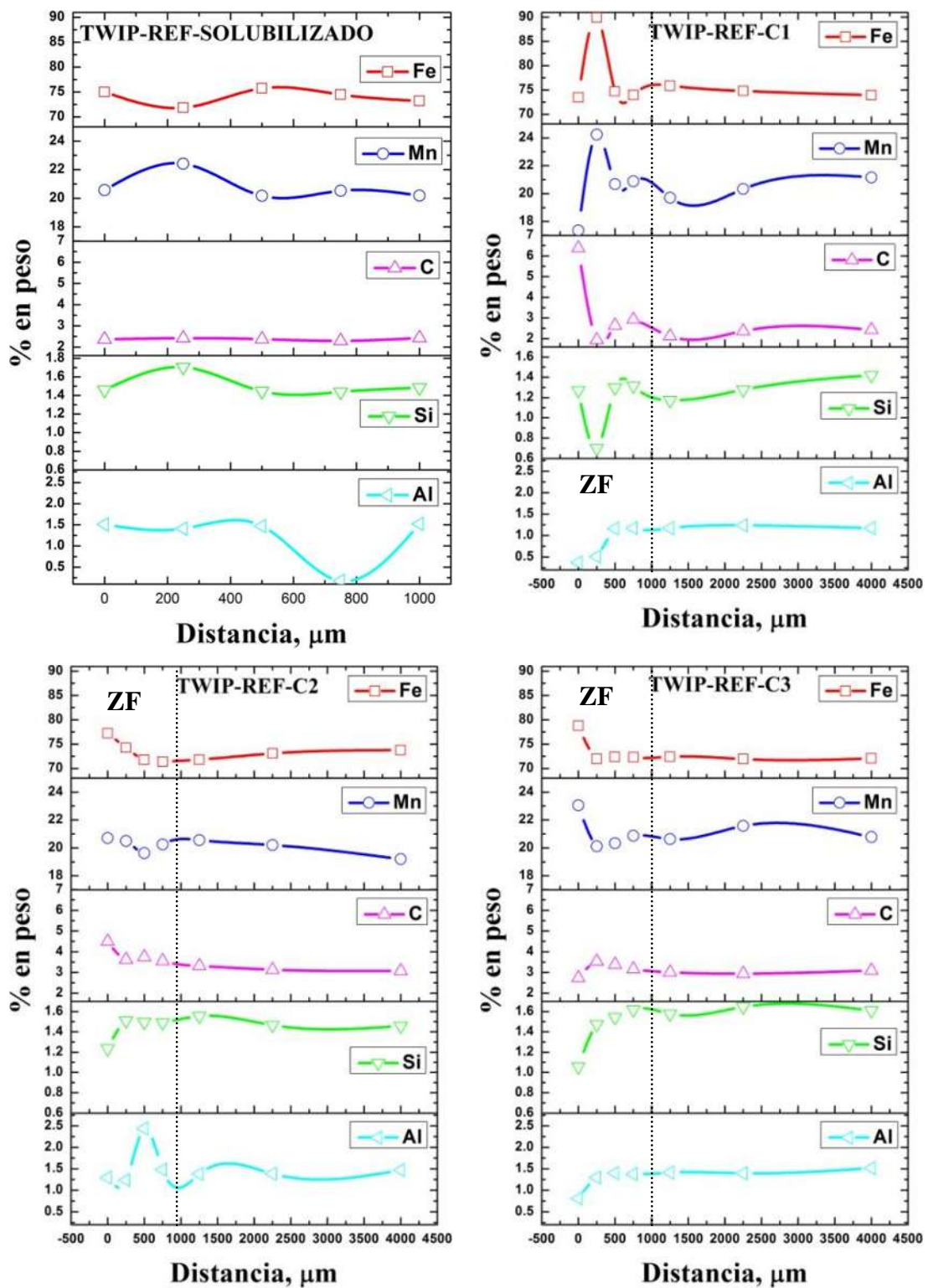


Figura 3.12. Análisis químico puntual del acero TWIP-REF en la condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.

Las diferencias de composición química en el metal solidificado, es denominado, fenómeno de segregación y particularmente en soldadura este es un fenómeno importante

que resulta de la distribución de soluto, produciendo heterogeneidades en las propiedades físicas, químicas y mecánicas de los aceros [47] (punto de fusión, resistencia a la corrosión, coeficiente de expansión térmica, resistencia máxima, dureza, ductilidad, entre otras). Las variaciones más importantes en composición química en la zona afectada térmicamente (ZAT) y material base (MB), se registraron en la condición 1 para el Fe, C y Si con valores correspondientes a 1.46%, 0.32% y 0.24%, respectivamente. La condición 2 presenta mayor variación para el Mn con un valor de 1.97% y la condición 3 un valor de 0.12% para el Al. Como caso particular se analizó el acero TWIP-REF en condición de solubilizado (fig. 3.12), donde se obtuvieron valores de variación en la composición en % en peso de 3.92% Fe, 2.25% Mn, 0.14% C, 0.27% Si y 1.34% Al. Las variaciones de composición química presentes en el acero TWIP-REF en condición de solubilizado prevalecen como defecto común en piezas provenientes de procesos de colada, las cuales no logran eliminarse por completo con el tratamiento térmico de homogenización.

3.4.1.2. Análisis químico lineal.

La figura 3.13 muestra la distribución de los elementos de aleación, mediante un análisis químico lineal a través de la zona de fusión (ZF) del acero TWIP-REF para la condición 1, 2 y 3 de soldadura y condición de solubilizado.

El análisis químico lineal realizado en la zona de fusión (ZF) para el acero TWIP-REF, en sus diferentes condiciones de soldadura (fig. 3.13) muestra de forma cualitativa el fenómeno de segregación existente en dicha zona, siendo más evidente para la condición 1 y 3, a diferencia de la condición 2 que presenta un comportamiento más estable. Para el acero TWIP-REF en condición de solubilizado (fig. 3.13) no se hace evidente la variación en composición química a través de la zona analizada, permaneciendo con un perfil lineal con pequeñas variaciones.

En general, los elementos químicos que presentan mayores cambios son el Fe y el Mn, lo cual es consistente con los altos porcentajes en peso presentes en la aleación (76.8% en peso de Fe, y 23% en peso de Mn), los coeficientes de partición de cada elemento y los procesos de difusión. Mujica y colaboradores [21] mencionan sobre la importancia de los niveles de Mn y C a fin de obtener el maclaje como el mecanismo de deformación predominante en el acero TWIP, así como las diferencias en el comportamiento de deformación del cordón de soldadura como consecuencia de los efectos de dilución, ellos

realizaron la investigación de una unión disímil entre acero TWIP y TRIP, mediante soldadura laser, donde reportaron variaciones importantes en la zona de fusión (ZF) con relación al % atómico del Mn correspondiente a 15% aproximadamente en el caso del acero TWIP.

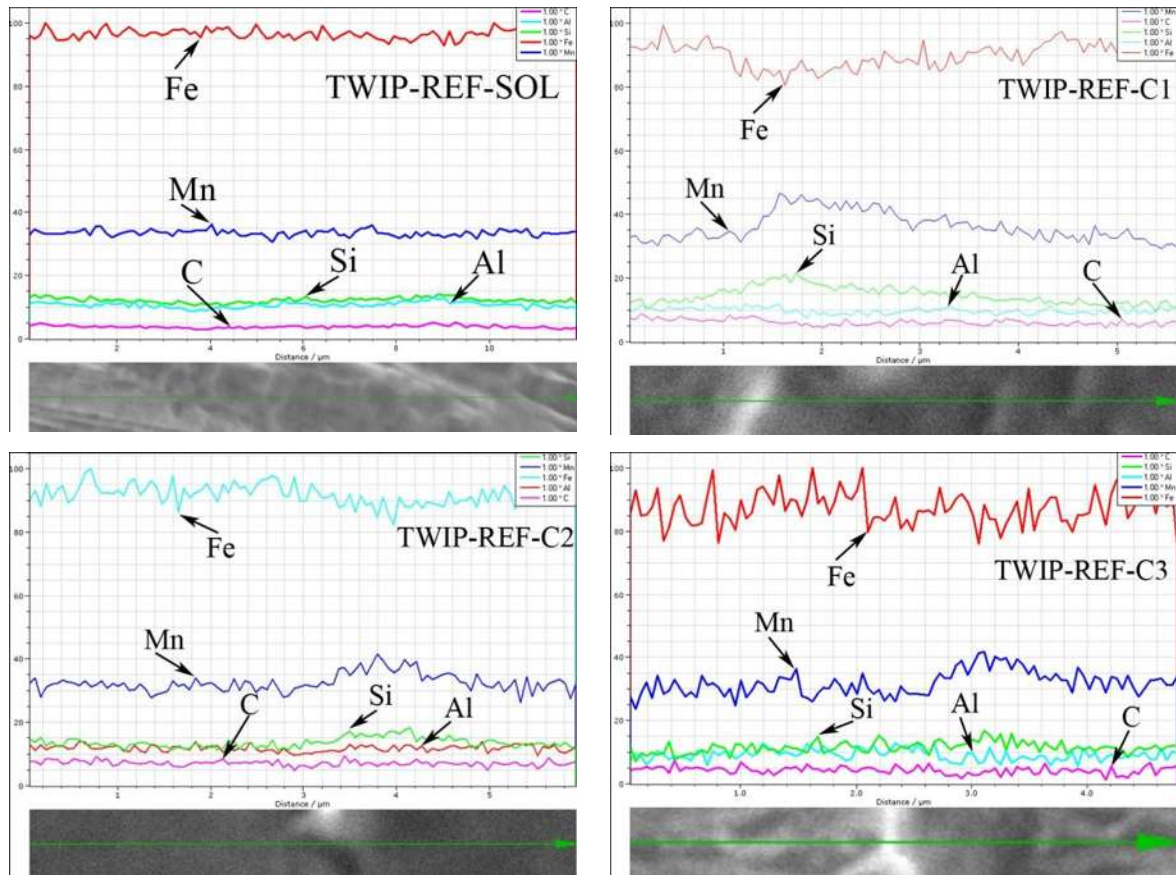


Figura 3.13. Análisis químico lineal en la zona de fusión del acero TWIP-REF en la condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.

3.4.1.3. Mapeo elemental.

Las figuras 3.14, 3.15 y 3.16 muestran los mapeos elementales realizados mediante SEM-EDS en la zona de fusión (ZF), del acero TWIP-REF para la condición 1, 2 y 3 de soldadura.

La figura 3.14 muestra gráficamente la distribución de elementos químicos en el acero TWIP-REF bajo la condición 1 en la zona de fusión, mediante la densidad de puntos determinada por los colores asignados a cada elemento.

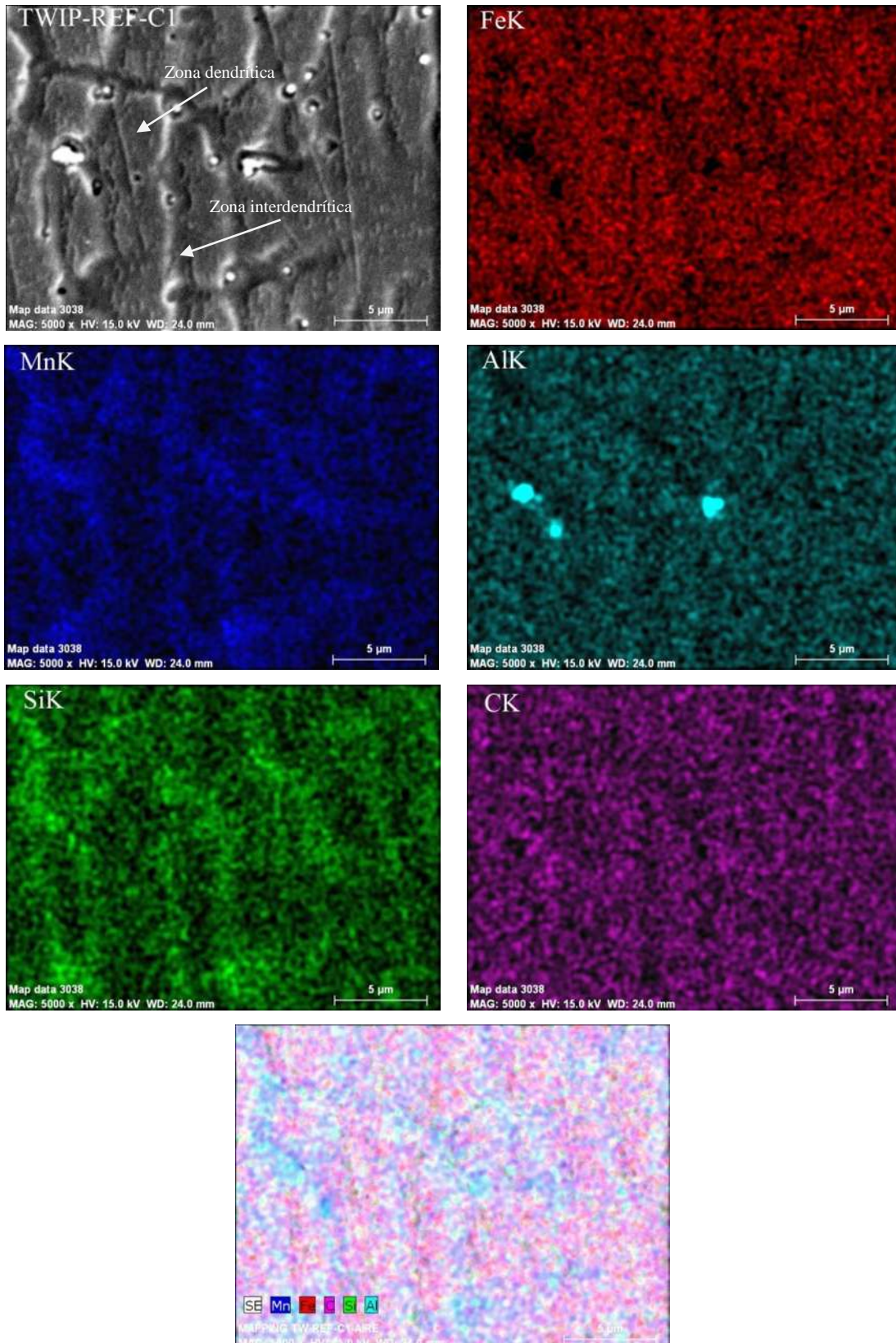


Figura 3.14. Mapeos elementales en la zona de fusión del acero TWIP-REF en la condición 1 de soldadura.

Mediante los mapeos elementales se observa que tanto el Mn como Si tienden a segregarse en zonas interdendríticas, mientras que el Fe, Al y C en la zona dendrítica, también se pueden apreciar partículas de AlN (fig.3.14-AIK) ubicadas en los límites de grano dendrítico.

Chandra y colaboradores [23], estudiaron la evolución de la segregación de los elementos de la zona de fusión (ZF), durante la soldadura de un acero TWIP980 mediante soldadura de punto, encontrando que el Mn es segregado en áreas interdendríticas, mientras que el aluminio segrega en áreas dendríticas. Por su parte Yoo y colaboradores [20], hacen referencia a las proporciones más significativas de segregación, tanto del Mn como del C en los límites de grano dendrítico, las cuales se muestran ampliamente en el metal de soldadura de un acero TWIP usando el proceso de soldadura GTAW.

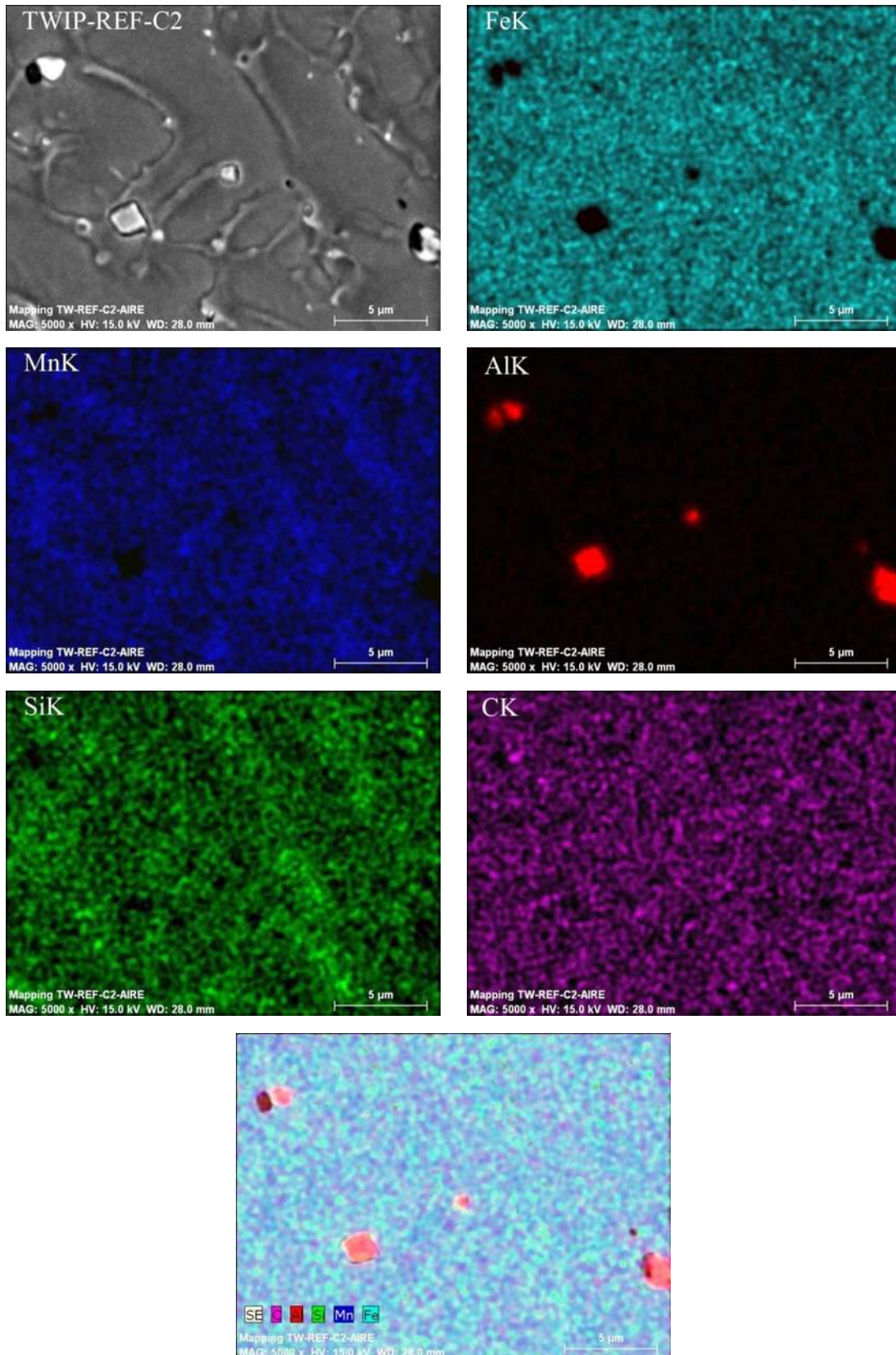


Figura 3.15. Mapeos elementales en la zona de fusión del acero TWIP-REF en la condición 2 de soldadura.

Mediante el análisis del mapeo elemental para el acero TWIP-REF de la condición 2 de soldadura (fig.3.15) se puede observar que el fenómeno de segregación es menos evidente para esta condición, ya que presenta una distribución más homogénea comparada con la condición 1 (fig. 3.14). El Mn y Si siguen mostrando la misma tendencia a segregarse en los límites de grano dendrítico, pero para los elementos Fe, Al y C presentan una distribución más uniforme, lo que indica un menor grado de segregación en específico de estos elementos. También se pueden observar partículas de AlN al igual que en las otras condiciones de soldadura (fig. 3.15-AIK). Un efecto perjudicial para la soldabilidad de los aceros TWIP, originado del fenómeno de segregación radica en las zonas pobres de Mn donde el punto de fusión será mayor, y por lo tanto un incremento del rango de temperaturas por encima de la cual la fase líquida existe y también un aumentando de la diferencia de temperaturas entre las fases sólido y líquido [20], lo que resulta en una mayor inestabilidad de la interfase sólido-líquido, permitiendo la transición de la microestructura de celular-dendrítico [38].

En la condición 3 de soldadura del acero TWIP-REF (fig. 3.16), se corrobora el fenómeno de segregación, pero en esta condición se muestra más evidente que en la condición 2 (fig. 3.15) y menor que en la condición 1 (fig. 3.14), lo cual está asociado principalmente al tiempo de permanencia del proceso, lo cual genera variaciones en el tiempo de difusión. En este caso se pueden observar zonas enriquecidas de Mn, Al y Si y zonas enriquecidas de Fe y C, las cuales se encuentran distribuidas a través de la zona de fusión sin presentar la tendencia a segregarse en los límites de grano dendrítico, lo cual puede relacionarse a una velocidad de enfriamiento rápido, restringiendo los fenómenos de difusión. Adicional a los efectos perjudiciales para soldabilidad de los aceros TWIP ocasionados por el fenómeno de segregación, descritos en la condición 2 de soldadura [20, 38], se presenta un enriquecimiento de la fase líquida con Mn, y por lo tanto, una disminución correspondiente de la fase austenita solidificada, además, el C co-segregado con el Mn puede producir áreas ricas de C-Mn, y zonas de baja estabilidad microestructural austenítica (áreas con menor % en peso de elementos gammagenos como el Mn y C) que se encuentran en el centro de las dendritas [20], esta condición favorece la transformación de la austenita en martensita debido a un cambio de la energía de falla de apilamiento por la modificación de la composición química.

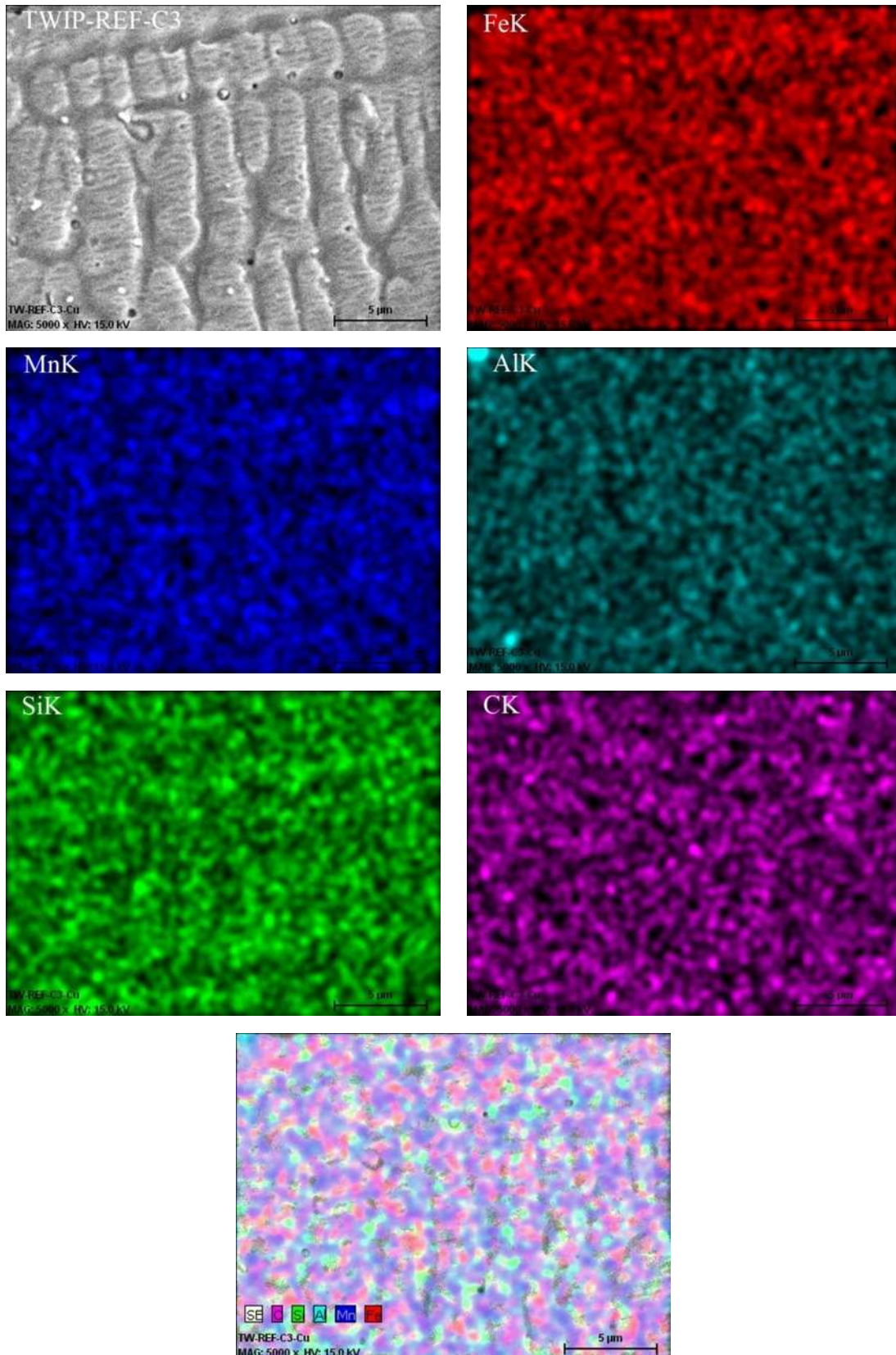


Figura 3.16. Mapeos elementales en la zona de fusión del acero TWIP-REF en la condición 3 de soldadura.

3.4.2. Acero TWIP-V (Condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).

3.4.2.1. Análisis químico puntual.

La figura 3.17 muestra la distribución de los elementos de aleación a través de la zona de fusión (ZF), zona afectada térmicamente (ZAT), y material base (MB), del acero TWIP-V para la condición 1, 2 y 3 de soldadura y condición de solubilizado.

El análisis puntual permitió analizar la distribución de los elementos de aleación Fe, Mn, Al, Si y C a través del punto de soldadura para el acero TWIP-V en las diferentes condiciones de soldadura y condición de solubilizado. Uno de los aspectos más relevantes se encontró en la zona afectada térmicamente (ZAT) de la condición 2 y 3 de soldadura, donde se presentó una gran variación de los elementos Fe, Mn, Si y Al (fig. 3.17), efecto atribuido al V adicionado a la aleación como elemento microalente, como ha sido descrito en la literatura de acuerdo a su comportamiento termodinámico de formación de precipitados [7, 38, 40]. Un aspecto particular se observó para el C, presentando un comportamiento estable para las diferentes condiciones de soldadura, con una variación en la zona de fusión (ZF) de la condición 2. Los resultados presentados en la figura 3.17 permiten determinar cuantitativamente las variaciones obtenidas tanto en la zona de fusión (ZF), así como en la zona afectada térmicamente (ZAT) y material base (MB) para las diferentes condiciones de soldadura y condición de solubilizado. Las variaciones máximas de composición de los elementos como el Fe, Mn y C representadas en % en peso, a través de las diferentes zonas analizadas en la soldadura (ZF, ZAT y MB) se presentan en la condición 2, las cuales corresponden a 3.48% Fe, 1.46% Mn, 1.97% C en la ZF y 4.47% Fe, 3.6% Mn, 0.38% C en la ZAT y MB. Los elementos Al y Si presentaron mayores variaciones en la zona de fusión en la condición 1, correspondientes a 0.13% Si y 0.7% Al, el Si mostro mayor variación en ZAT y MB en la condición 2 de 0.38% en peso y el Al en la condición 3 de 0.18% en peso. El acero TWIP-V en la condición de solubilizado presentó cambios de composición (% en peso) correspondientes a 2.01% Fe, 1.15% Mn, 0.11% C, 0.23% Si y 0.09% Al (fig.3.17). Los fenómenos principales a los cuales se atribuyen los cambios de composición química a través del punto de soldadura son, al fenómeno de segregación y formación de precipitados los cuales afectan directamente la microestructura final del metal de soldadura, tamaño y forma de la pileta de soldadura, características de la zona afectada térmicamente y propiedades de la soldadura [3, 7, 20, 23, 38-40].

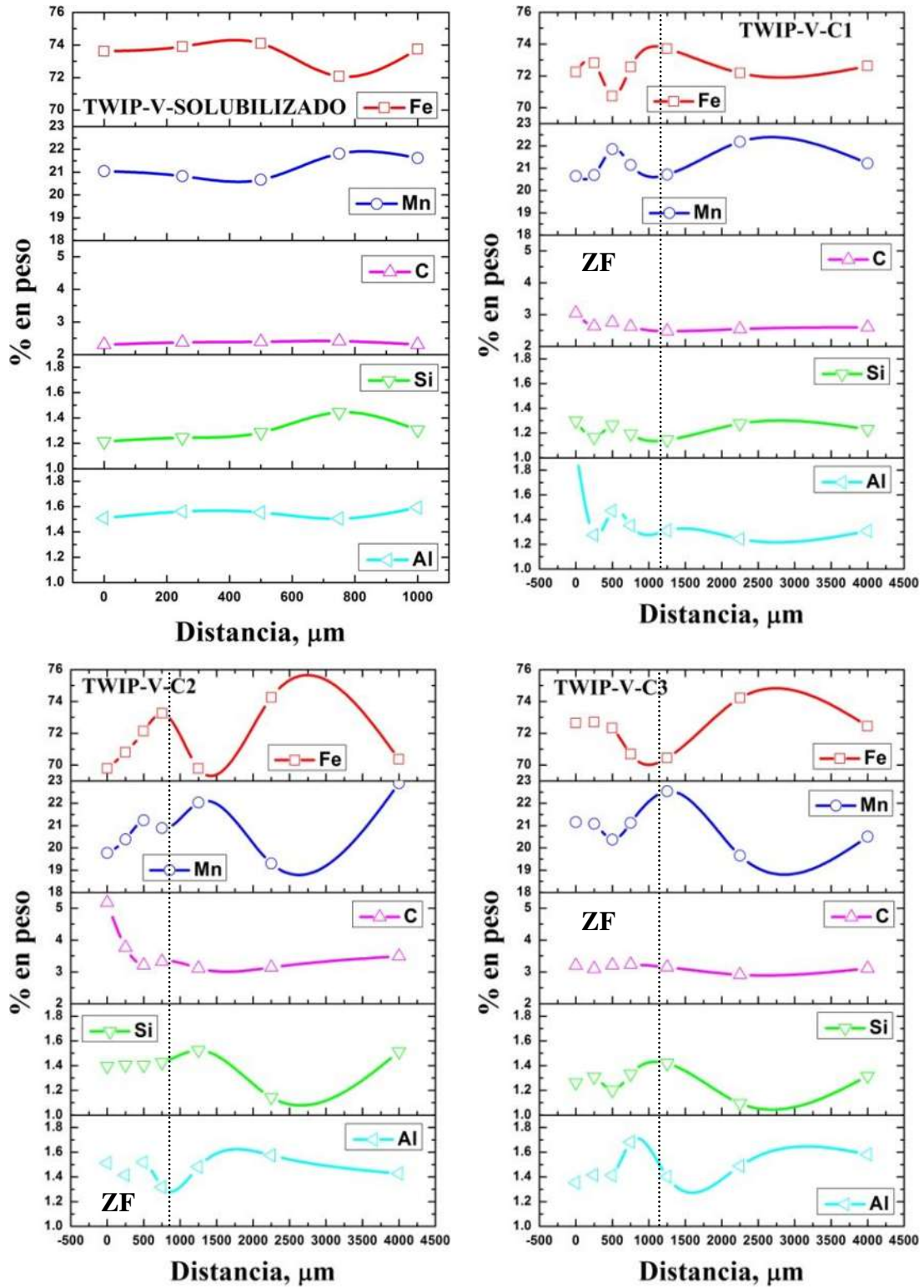


Figura 3.17. Análisis químico puntual del acero TWIP-V en la condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.

3.4.2.2. Análisis químico lineal.

La figura 3.18 muestra la distribución de los elementos de aleación, mediante un análisis químico lineal a través de la zona de fusión (ZF), del acero TWIP-V para la condición 1, 2 y 3 de soldadura y condición de solubilizado.

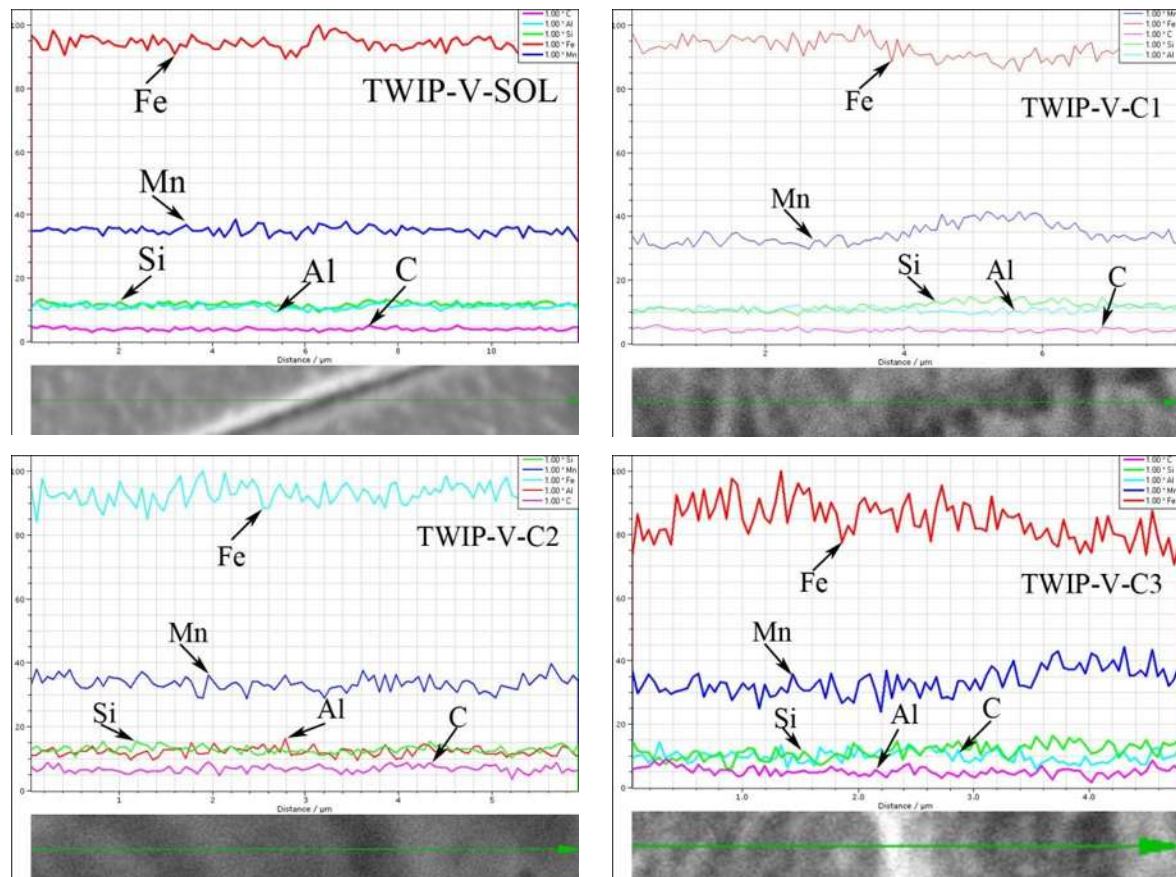


Figura 3.18. Análisis químico lineal en la zona de fusión del acero TWIP-V en la condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.

El análisis químico lineal realizado en la zona de fusión (ZF) para el acero TWIP-V, en las diferentes condiciones de soldadura y condición de solubilizado (fig. 3.18) hace evidente el fenómeno de segregación originado durante el proceso de soldadura, el cual es corroborado por diferentes investigadores durante el análisis de la soldabilidad de aceros TWIP bajo diferentes procesos de soldadura [18, 20, 23]. La condición 3 de soldadura presenta de forma cualitativa mayor evidencia respecto a la segregación de los elementos de aleación, siendo más característico para el Fe y el Mn, lo cual es consistente con los altos porcentajes en peso presente en la aleación (76.9% en peso de Fe, y 23% en peso de Mn). La condición de solubilizado presenta una mejor distribución de los elemento a diferencia

de las condiciones de soldadura, tendencia esperada como resultado del acondicionamiento de la microestructura del acero TWIP, utilizado como material de referencia para la investigación.

3.4.2.3. Mapeo elemental.

Las figuras 3.19, 3.20 y 3.21 muestran los mapeos elementales realizados mediante SEM-EDS en la zona de fusión (ZF), del acero TWIP-V para la condición 1, 2 y 3 de soldadura.

A partir del análisis de las imágenes se puede apreciar la tendencia del Mn y Si a segregarse en los límites de grano dendríticos, así como la formación de partículas de Al distribuidas de forma no uniforme a través de la zona de fusión (ZF). Las zonas interdendríticas muestran una disminución del contenido de Fe, mientras que el C presenta un comportamiento de distribución más estable. Chandra y colaboradores [23], hacen referencia a la tendencia del Mn a segregarse en áreas interdendríticas, lo cual es corroborado por Yoo y colaboradores [20], mientras que el aluminio tiende a segregarse en áreas dendríticas, debido su coeficiente de partición y su coeficiente de difusión.

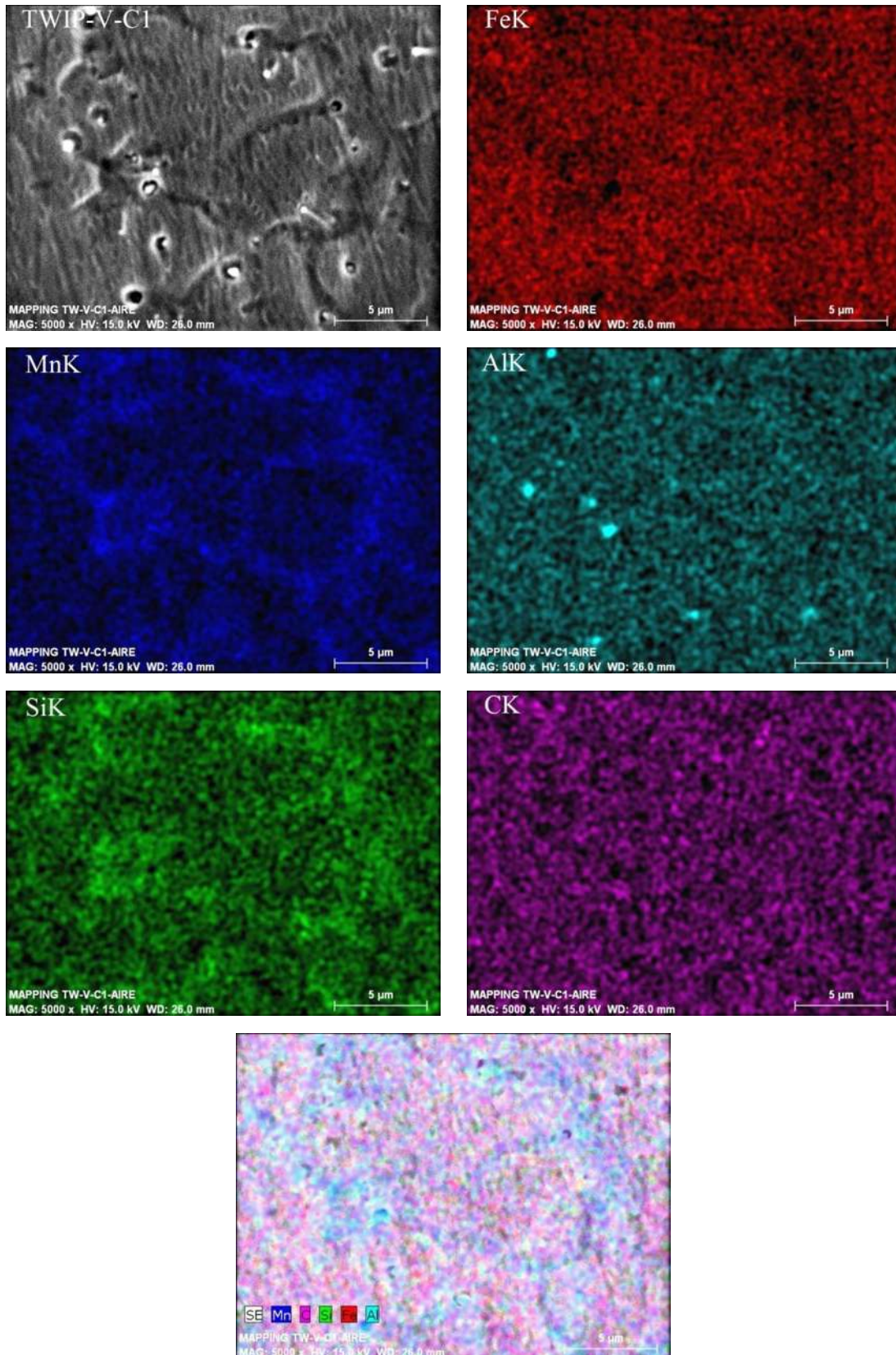


Figura 3.19. Mapeos elementales en la zona de fusión del acero TWIP-V en la condición 1 de soldadura.

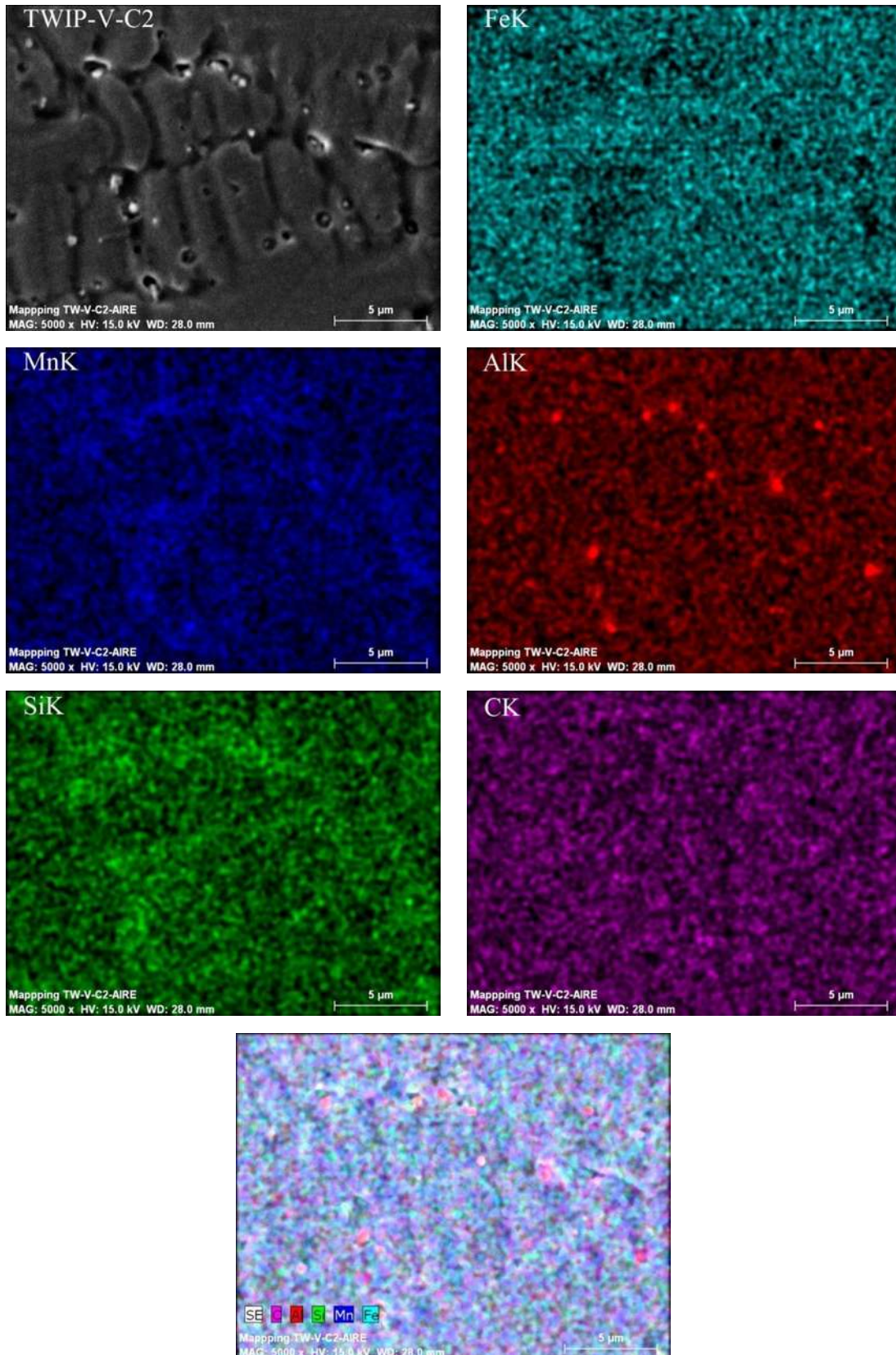


Figura 3.20. Mapeos elementales en la zona de fusión del acero TWIP-V en la condición 2 de soldadura.

El análisis del mapeo elemental realizado en el acero TWIP-V de la condición 2 de soldadura (fig.3.20), permite apreciar un comportamiento similar en la distribución de los diferentes elementos de aleación, tal como se describió para la condición 1 en este acero, así como la presencia de partículas de AlN (fig. 3.20-AIK), las cuales se distribuyen de forma heterogénea a través de la zona de fusión (ZF) analizada. El Mn y Si siguen mostrando la tendencia a segregarse en los límites de grano dendríticos, mientras que el Fe y C con zonas interdendríticas con menor contenido. Reyes-Calderón y colaboradores [7], realizaron mapeos de segregación obtenidos por MEB en aceros TWIP, donde reportan que los elementos aleantes presentes se encuentran segregados alrededor de las ramas principales de las dendritas debido al rechazo de soluto durante el enfriamiento del proceso de colado. Ellos apreciaron una segregación del Mn hacia las zonas austeníticas localizadas en las regiones interdendríticas, junto con el C el cual se encuentra segregado en la misma zona pero en mayor grado, también encontraron al Al distribuido más aleatoriamente en las zonas interdendríticas en comparación al Si. La diferencia en el comportamiento del Al y Si presente en este trabajo y el trabajo Reyes-Calderón y colaboradores [7], puede ser atribuido a las diferentes condiciones empleadas en los ciclos térmicos utilizados en cada acero.

La condición 3 de soldadura muestra poca variación en relación a las condiciones 1 y 2. En la figura 3.21 se puede corroborar de forma cualitativa el fenómeno de segregación, pero esta condición muestra una distribución más homogénea de los elementos de aleación, lo que significaría un menor grado de segregación en la zona de fusión (ZF) a diferencia de las demás condiciones de soldadura, aspecto benéfico para la soldabilidad del acero TWIP-V [20, 38]. El Mn y Si permanecen co-segregados en los límites de grano dendrítico, también se pueden apreciar partículas de aluminio y al Fe y C presentando un comportamiento más estable a diferencia de los demás elementos de aleación.

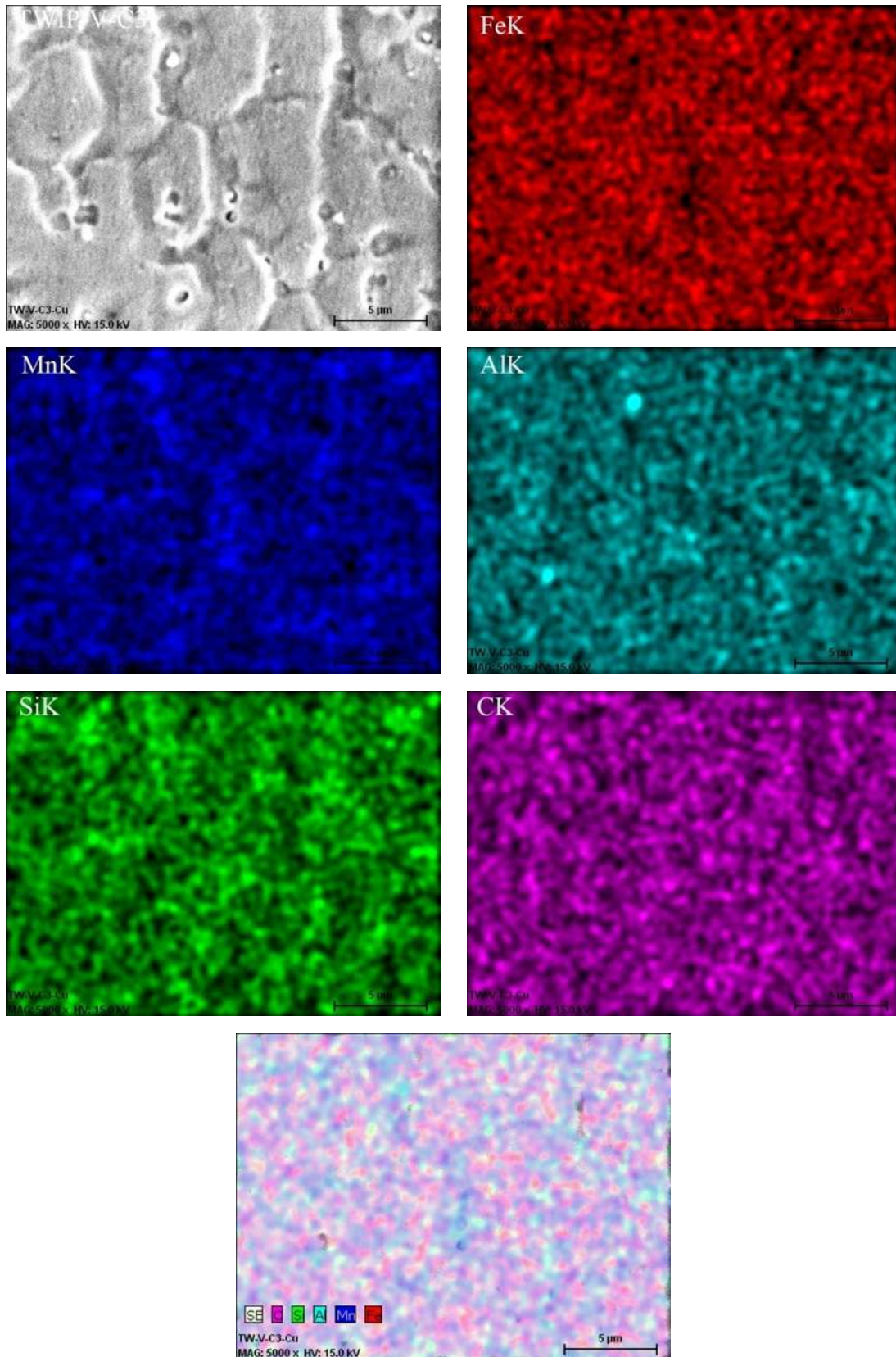


Figura 3.21. Mapeos elementales en la zona de fusión del acero TWIP-V en la condición 3 de soldadura.

3.4.3. Acero TWIP-Nb (Condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).

3.4.3.1. Análisis químico puntual.

La figura 3.22 muestra la distribución de los elementos de aleación a través de la zona de fusión (ZF), zona afectada térmicamente (ZAT), y material base (MB), del acero TWIP-Nb para la condición 1, 2 y 3 de soldadura y condición de solubilizado.

Mediante el análisis puntual se estableció la distribución de los elementos de aleación Fe, Mn, Al, Si y C a través del punto de soldadura para el acero TWIP-Nb en las diferentes condiciones de soldadura y condición de solubilizado. En las diferentes condiciones analizadas (fig.3.22) el C presenta el comportamiento de distribución más estable a diferencia de los demás elementos de aleación, con algunas variaciones en la zona de fusión (ZF). Otro aspecto relevante se encontró en la zona afectada térmicamente (ZAT), en especial para la condición 2 de soldadura donde se presentan grandes variaciones de los elementos Fe, Mn y Si. Los resultados obtenidos de los análisis puntuales (fig. 3.22) permiten determinar las variaciones de los elementos, tanto en la zona de fusión (ZF), así como zona afectada térmicamente (ZAT) y material base (MB). Las variaciones máximas de composición de los elementos como Fe y Si representadas en % en peso, a través de la zona de fusión se presentan en la condición 3 las cuales corresponden a 6.82% Fe y 0.6% Si, mientras que la condición 1 presentó mayores variaciones del Mn y C en la zona de fusión, las cuales corresponden a 3.04% Mn y 4.77% C, la condición 2 mostró mayor variación para el Al con un valor correspondiente a 0.73% en peso. Con relación a la zona afectada térmicamente (ZAT) y material base (MB), la condición 1 presentó variaciones máximas para el Fe, Mn y C, con valores correspondientes a 1.54% Fe, 1.47% Mn y 0.12% C, la condición 3 presentó las máximas variaciones del Si y Al con valores de 0.28% y 0.31%, respectivamente. El acero TWIP-Nb en condición de solubilizado presentó cambios de composición (% en peso) correspondientes a 1.64% Fe, 1.57% Mn, 1.02% C, 0.14% Si y 0.25% Al (fig. 3.21). El comportamiento de distribución de elementos del acero TWIP-Nb en los resultados del análisis químico puntual es relacionado a los fenómenos de segregación como resultado del rechazo de soluto en la interfase sólido-líquido y a la formación de precipitados [3, 7, 20, 23, 38-40].

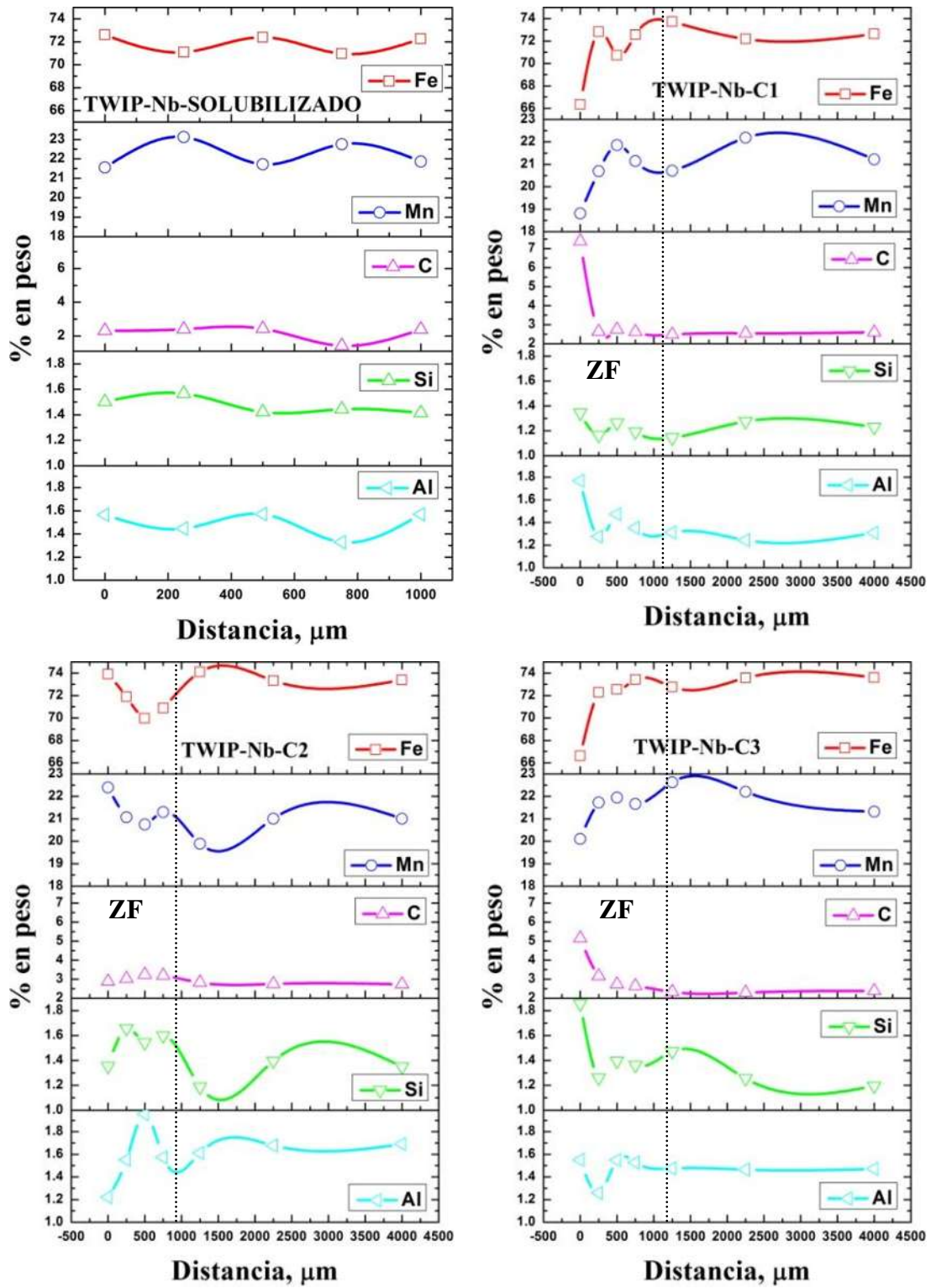


Figura 3.22. Análisis químico puntual del acero TWIP-Nb en la condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.

3.4.3.2. Análisis químico lineal.

La figura 3.23 muestra la distribución de los elementos de aleación, mediante un análisis químico lineal a través de la zona de fusión (ZF), del acero TWIP-Nb para las condiciones 1, 2 y 3 de soldadura y condición de solubilizado.

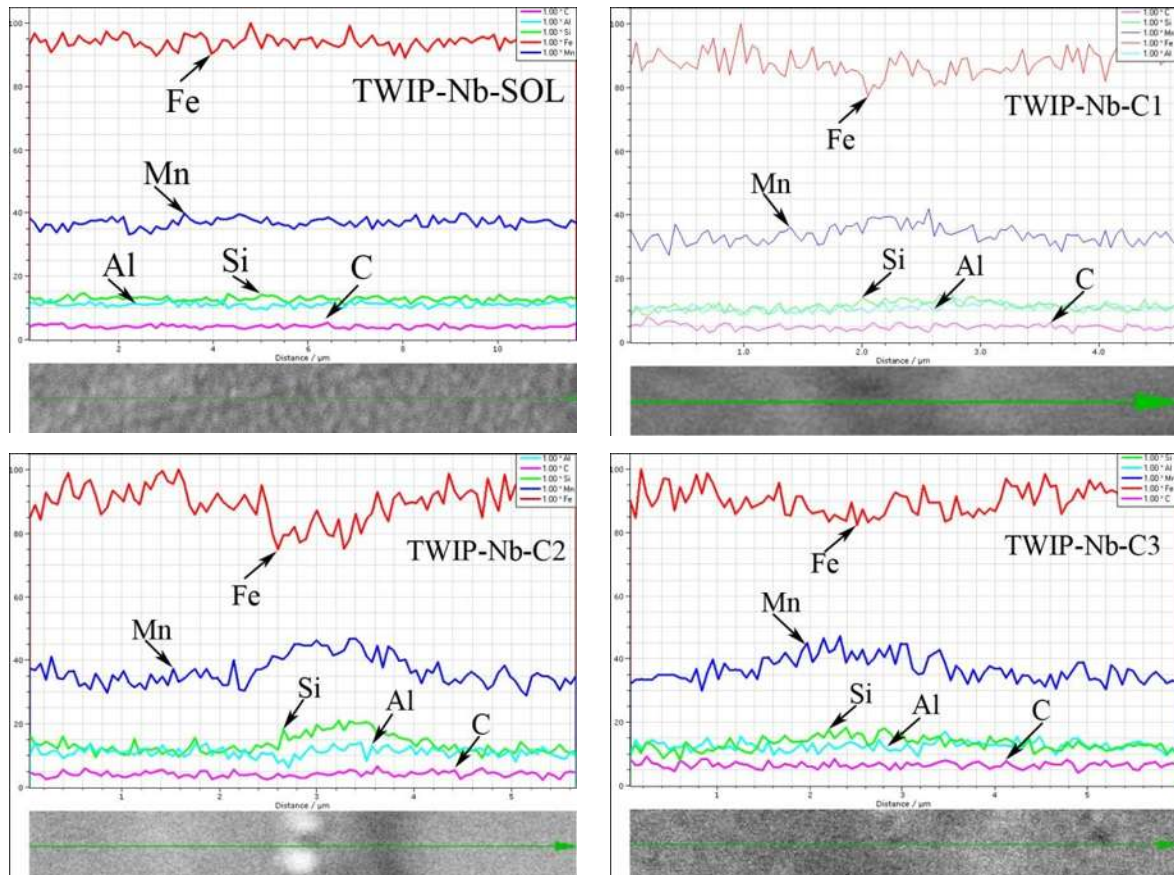


Figura 3.23. Análisis químico lineal en la zona de fusión del acero TWIP-Nb en la condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.

Mediante el análisis químico lineal en la zona de fusión (ZF) para el acero TWIP-Nb, en las diferentes condiciones de soldadura (fig. 3.23) se puede identificar el fenómeno de segregación, representado de forma cualitativa por la variación de los elementos de aleación a través de la zona analizada, fenómeno que ha sido corroborado por diferentes investigadores en trabajos relacionados con el acero TWIP [18, 20, 23]. En las condiciones 2 y 3 se presenta mayor inestabilidad en la distribución de elementos de aleación, en especial para el Fe y Mn, lo cual es consistente con los altos porcentajes en peso presentes en la aleación (76% en peso de Fe y 23% en peso de Mn). La condición de solubilizado

presenta el comportamiento de distribución de elementos más estable en comparación con las condiciones de soldadura, resultado esperado por el acondicionamiento de la microestructura del acero TWIP-Nb para su estudio.

3.4.3.3. Mapeo elemental.

Las figuras 3.24, 3.25 y 3.26 muestran los mapeos elementales realizados mediante SEM-EDS en la zona de fusión (ZF), del acero TWIP-Nb para la condición 1, 2 y 3 de soldadura.

Mediante el mapeo elemental en el acero TWIP-Nb de la condición 1 de soldadura (fig. 3.24), en la zona de fusión (ZF), se puede apreciar la tendencia del Mn, Al y Si de segregarse en los límites de grano dendríticos, así como la formación de partículas de aluminio a través de la zona analizada. Las zonas interdendríticas muestran una disminución en los contenidos de Fe. Reyes-Calderón y colaboradores [7], realizaron mapeos de segregación obtenidos por MEB en aceros TWIP, donde reportan la formación de partículas precipitadas de AlN con tamaños aproximados de 2-10 μm . El comportamiento de distribución de los elementos de aleación como el Mn y Al se corrobora en diferentes trabajos de investigación llevados a cabo con la finalidad de esclarecer información relevante acerca de la soldabilidad de los aceros TWIP [20, 23, 38].

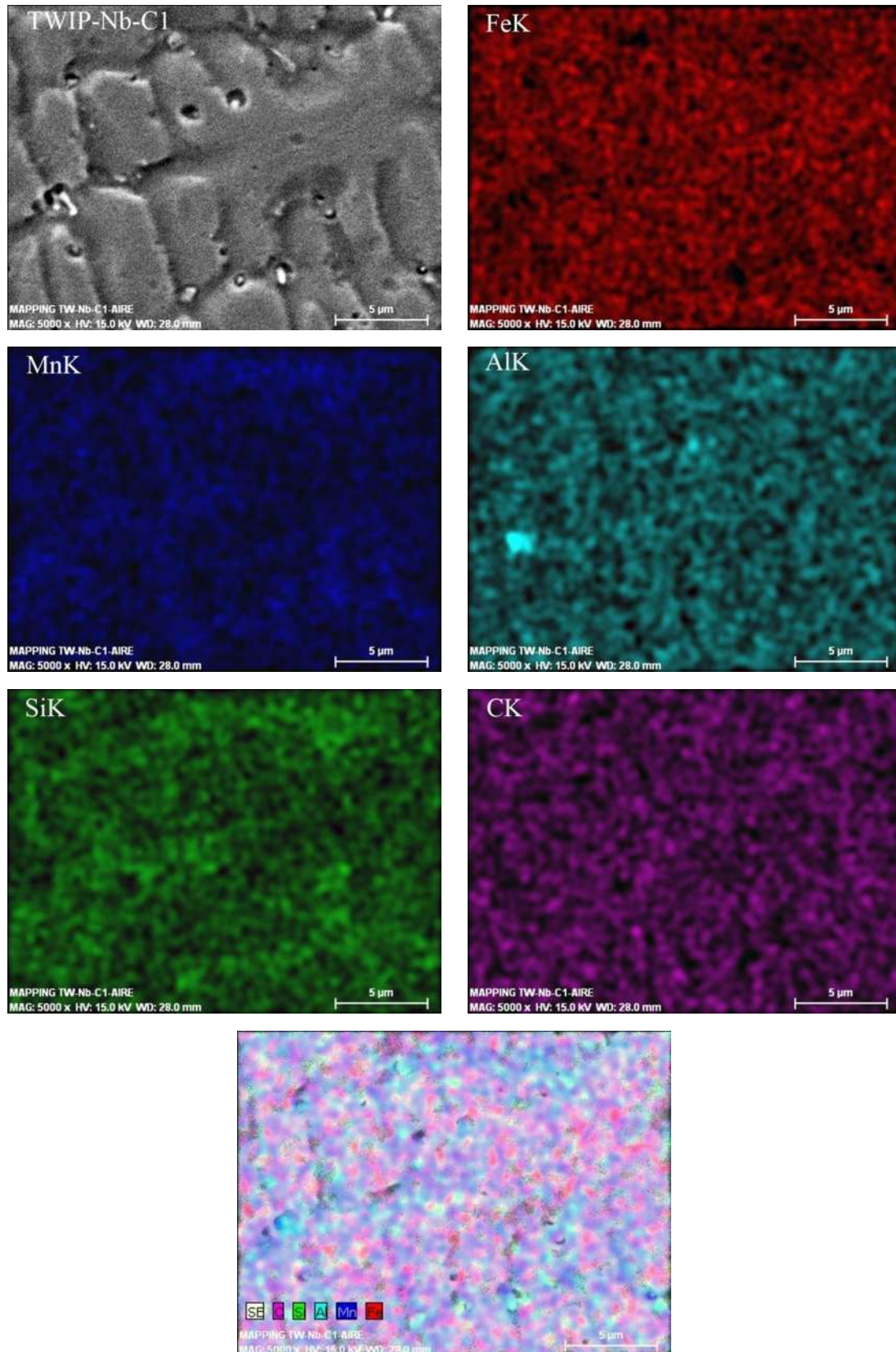


Figura 3.24. Mapeos elementales en la zona de fusión del acero TWIP-Nb en la condición 1 de soldadura.

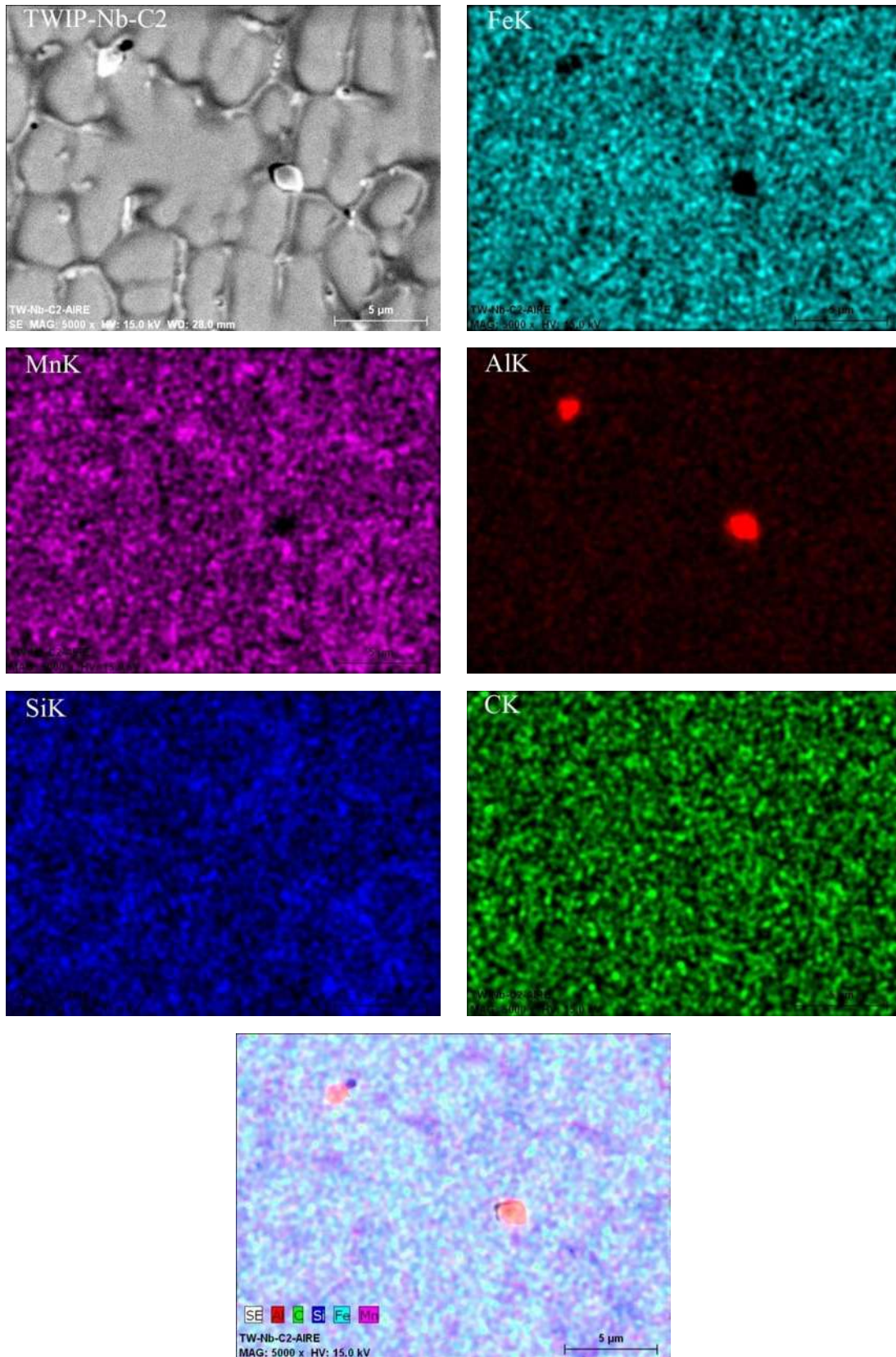


Figura 3.25. Mapeos elementales en la zona de fusión del acero TWIP-Nb en la condición 2 de soldadura.

El mapeo elemental llevado a cabo para el acero TWIP-Nb en la condición 2 de soldadura (fig. 3.25) muestra una tendencia clara del Mn de segregarse en los límites de grano dendríticos, co-segregado con el Si, también se pueden observar la formación de partículas de aluminio, pero a diferencia de estos de estos elementos, el Fe y C parecen presentar una distribución más homogénea a través de la zona de fusión (ZF) analizada. Una diferencia importante en las diferentes condiciones de soldadura para este acero, es para la condición 2, la cual muestra un menor grado de segregación de los elementos Mn, Si y Al en los límites interdendríticos, comportamiento que está en función de la velocidad de enfriamiento, favoreciendo la soldabilidad del material [39].

En la condición 3 de soldadura del acero TWIP-Nb mediante el mapeo elemental, se puede apreciar el fenómeno de segregación en los límites de grano dendrítico (fig. 3.26). Los elementos de aleación con tendencia a segregarse en la zona interdendrítica son el Mn y Si. Mientras que el Fe, Al y C presentan segregación en las zonas dendríticas. El fenómeno de segregación ha sido corroborado en diferentes trabajos de investigación llevados a cabo sobre el acero TWIP [20, 23, 38]. Reyes-Calderón y colaboradores [7], realizaron mapeos de segregación obtenidos por MEB en aceros TWIP, donde reportan la presencia de elementos microaleantes, segregados en las regiones interdendríticas y algunas como partículas precipitadas dispersas, las cuales se encuentran también en forma de carburos debido a la gran afinidad con el C. Algunas de las partículas detectadas corresponden a los NbC con tamaños aproximados de 3-5 μm . En el caso de los aceros TWIP-Nb analizados en este trabajo no se corroboró la presencia de partículas de NbC, pero hay evidencias de su formación en estos aceros [7], mediante el refinamiento de grano generado en la microestructura de los aceros TWIP-Nb corroborado mediante microscopía óptica y los análisis de microdureza.

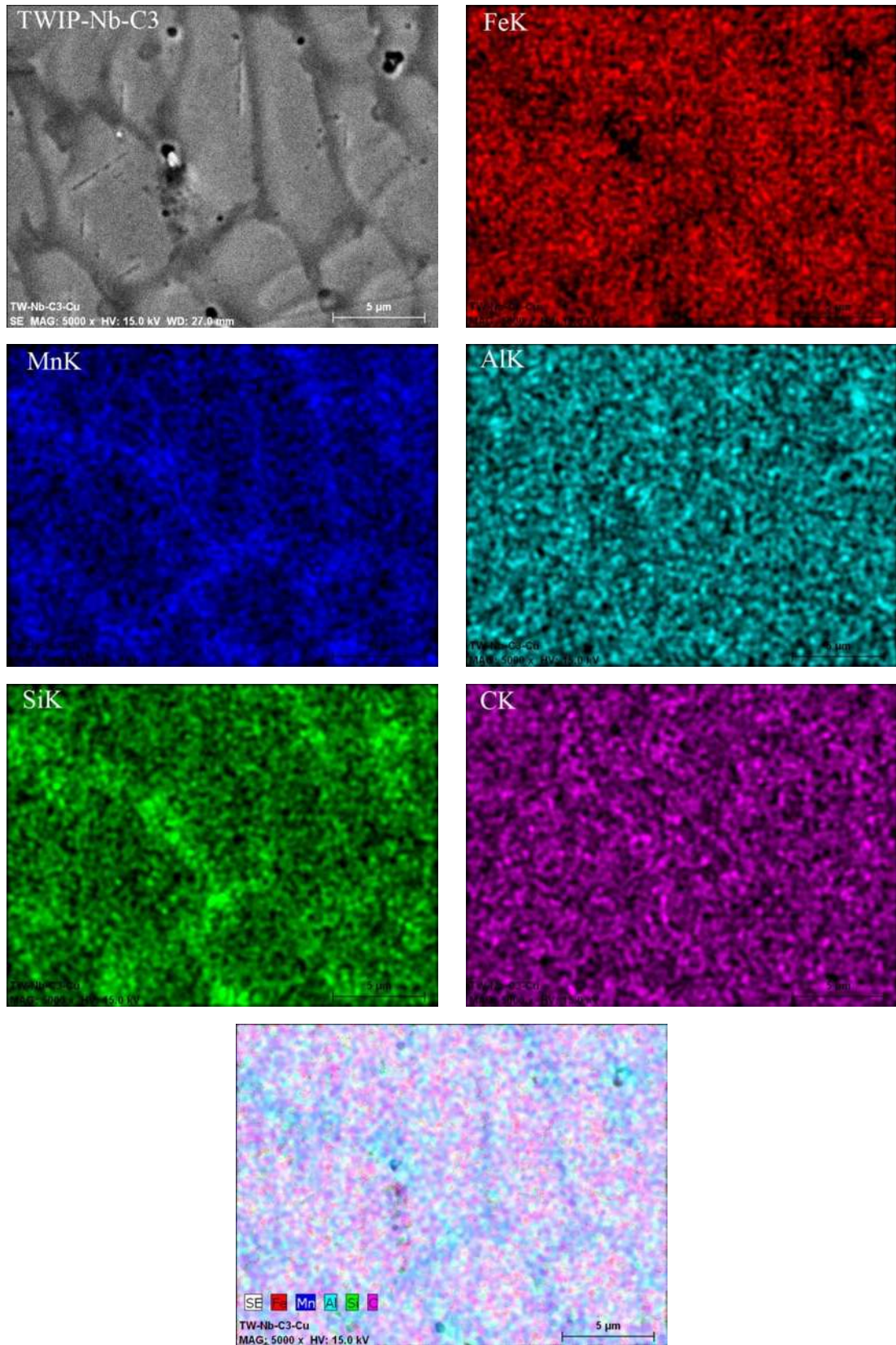


Figura 3.26. Mapeos elementales en la zona de fusión del acero TWIP-Nb en la condición 3 de soldadura.

3.4.4. Acero TWIP-Ti (Condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).

3.4.4.1. Análisis químico puntual.

La figura 3.27 muestra la distribución de los elementos de aleación a través de la zona de fusión (ZF), zona afectada térmicamente (ZAT), y material base (MB), del acero TWIP-Ti para la condición 1, 2 y 3 de soldadura y condición de solubilizado.

El análisis puntual realizado a través del punto de soldadura, permitió analizar de forma cuantitativa la distribución de los elementos de aleación Mn, Fe, Al, Si y C para el acero TWIP-Ti en las diferentes condiciones de soldadura y condición de solubilizado. A partir de la figura 3.27 se pueden observar variaciones en composición importantes en la zona de fusión (ZF) manteniendo este comportamiento para las tres condiciones de soldadura. La zona afectada térmicamente (ZAT) para la condición 3 de soldadura presenta mayores variaciones en composición química a través de dicha zona. El análisis de los resultados permite determinar las variaciones obtenidas tanto en la ZF, ZAT y MB para las diferentes condiciones de soldadura y condición de solubilizado. Así, la condición 2 presenta mayor variación para los elementos Fe, Mn y Si en la ZF, con valores absolutos correspondiente a 4.019%, 3.14% y 0.22% respectivamente, mientras que el C y Al presentaron mayor variación en la condición 1 con valores correspondientes a 2.04% y 1.26%. La zona afectada térmicamente (ZAT) y material base (MB) presentaron mayores cambios en la condición 3 de soldadura para el Mn, C y Si con valores de 1.14%, 0.78% y 0.12% respectivamente; por otro lado, el Fe presentó mayor variación en la condición 2 con un valor de 0.58%, siendo la condición 1 la que presentara mayor variación para el Al con un valor de 0.09% en peso. En general, la condición 1 de soldadura presenta menor variación en composición química a través de la ZAT y MB. El acero TWIP-Ti en condición de solubilizado presentó cambios en composición (% en peso) correspondientes a 0.96% Fe, 0.71% Mn, 0.859% C, 0.29% Si y 0.17% Al (fig. 3.27). Los fenómenos principales a los cuales se atribuyen los cambios en composición química a través del botón de soldadura son el fenómeno de segregación y formación de precipitados [3, 7, 20, 23, 38-40].

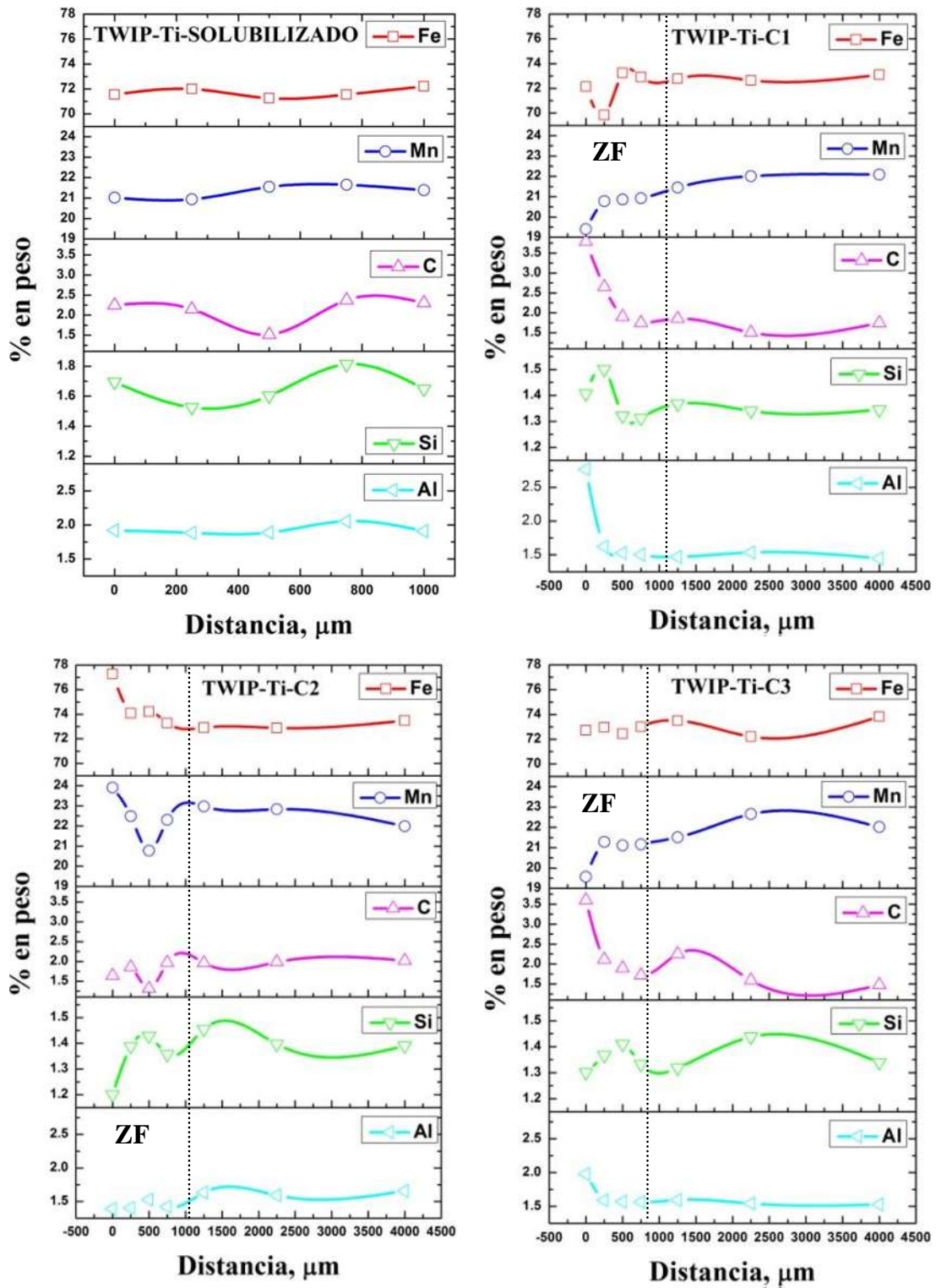


Figura 3.27. Análisis químico puntual del acero TWIP-Ti en la condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.

3.4.4.2. Análisis químico lineal.

La figura 3.28 muestra la distribución de los elementos de aleación, mediante un análisis químico lineal a través de la zona de fusión (ZF), del acero TWIP-Ti para la condición 1, 2 y 3 de soldadura.

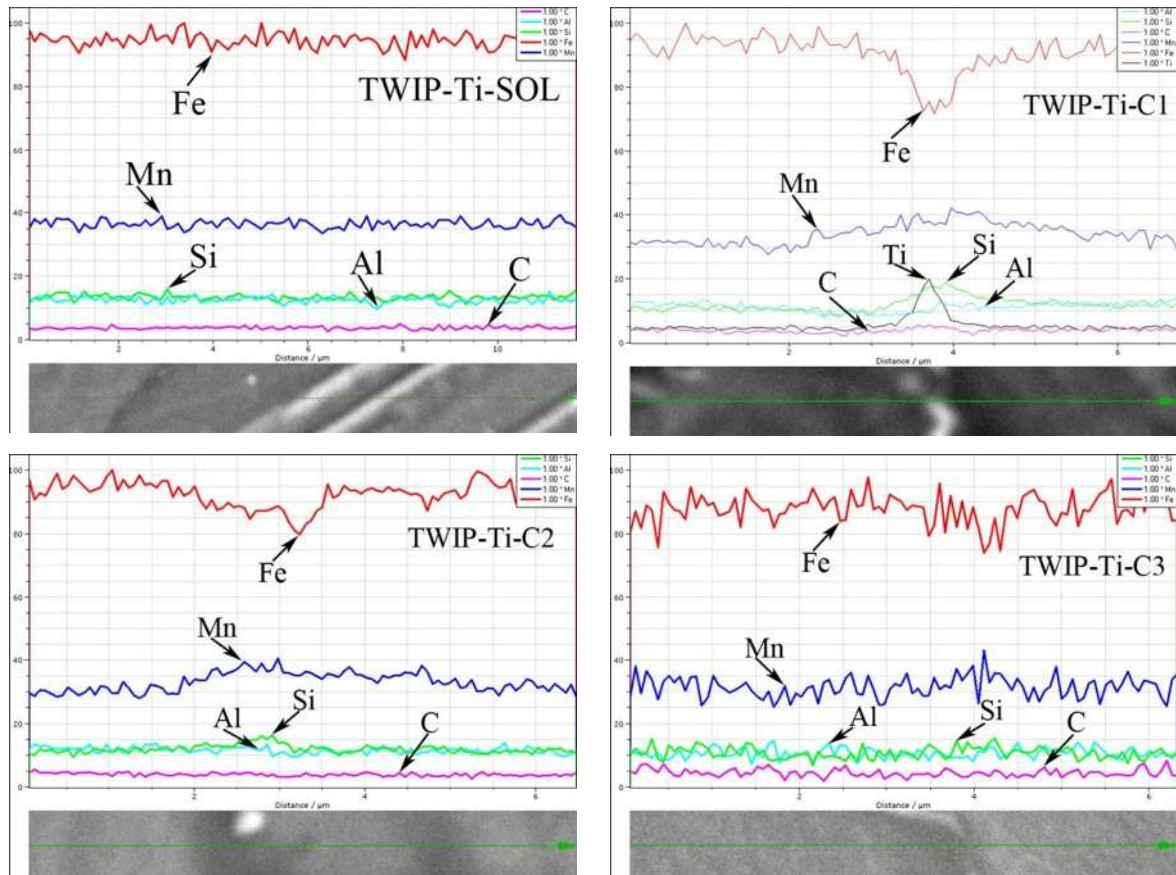


Figura 3.28. Análisis químico lineal en la zona de fusión del acero TWIP-Ti en la condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.

El análisis químico lineal en la zona de fusión (ZF) en las diferentes condiciones de soldadura y solubilizado (fig. 3.28) permite corroborar el fenómeno de segregación originado por el proceso de soldadura, el cual ha sido reportado en diferentes trabajos de investigación acerca del acero TWIP [18, 20, 23]. La condición 3 de soldadura presenta mayor variación en la distribución de los elementos de aleación en especial del Fe y Mn, lo cual puede ser relacionado con los altos porcentajes en peso de estos elementos presentes en la aleación (76% en peso de Fe, y 23% en peso de Mn), sus coeficientes de partición y coeficientes de difusión. La condición de solubilizado presenta el comportamiento de distribución de elementos más estable a diferencia de las condiciones de soldadura (fig.

3.28), condición esperada como resultado del acondicionamiento de la microestructura del acero TWIP, utilizada como material de referencia para la investigación.

3.4.4.3. Mapeo elemental.

Las figuras 3.29, 3.30 y 3.31 muestran los mapeos elementales realizados mediante SEM-EDS en la zona de fusión (ZF), del acero TWIP-Ti para la condición 1, 2 y 3 de soldadura.

El mapeo elemental realizado en la zona de fusión (ZF) del acero TWIP-Ti en la condición 1 de soldadura (fig. 3.29) permite analizar de forma cualitativa la distribución de los elementos de aleación a través de la zona bajo estudio. Donde se puede observar la tendencia del Mn y Si a co-segregar en los límites de grano dendríticos, así como la formación de partículas de AlN las cuales se encuentran al interior del grano. En las zonas enriquecidas con Mn y Si se presenta una disminución en contenido de Fe. El Al mantiene un comportamiento similar al Fe, con la tendencia a segregar sobre el grano dendrítico, mientras que el C parece presentar un comportamiento más estable con relación a los demás elementos de aleación.

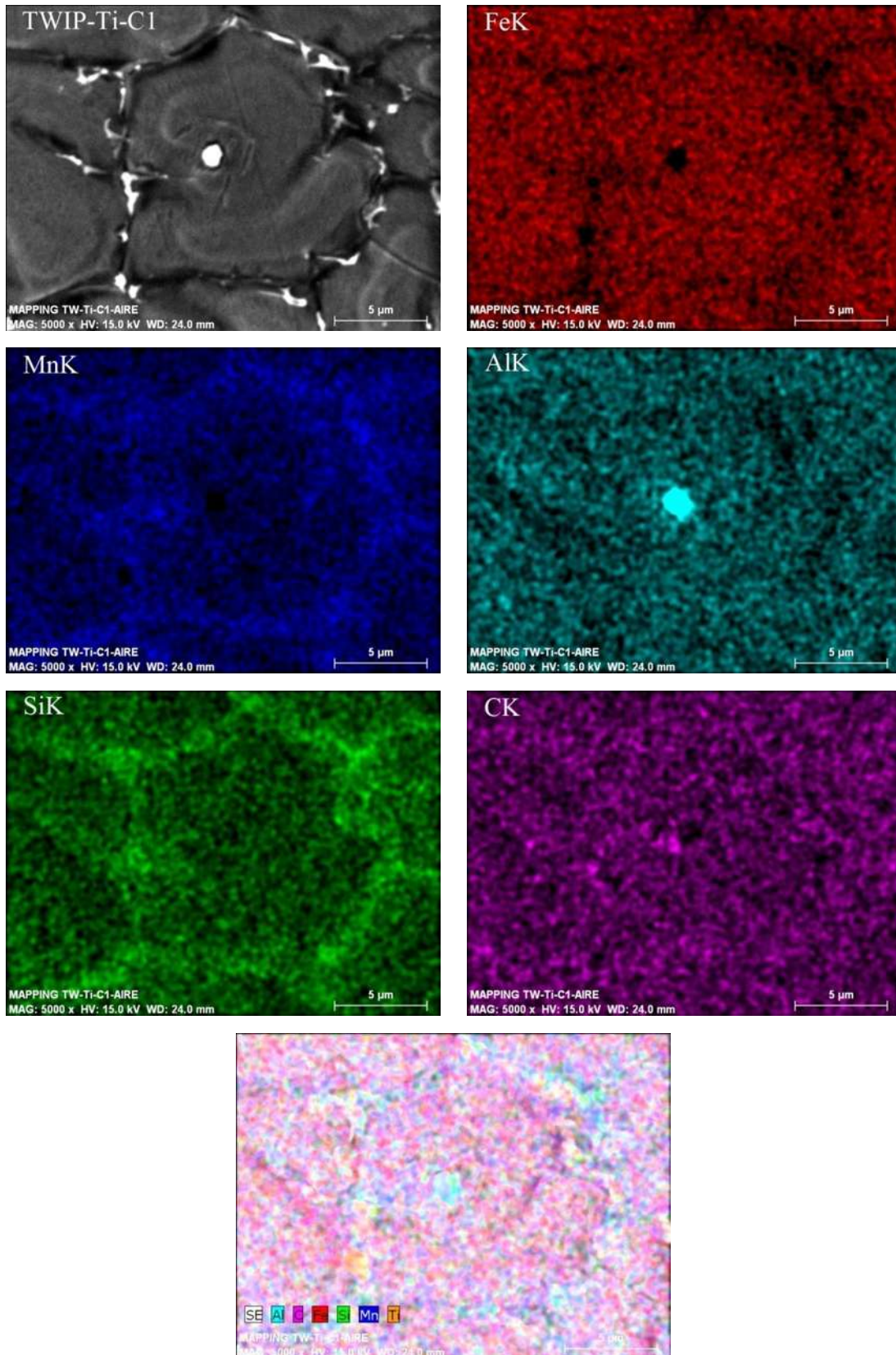


Figura 3.29. Mapeos elementales en la zona de fusión del acero TWIP-Ti en la condición 1 de soldadura.

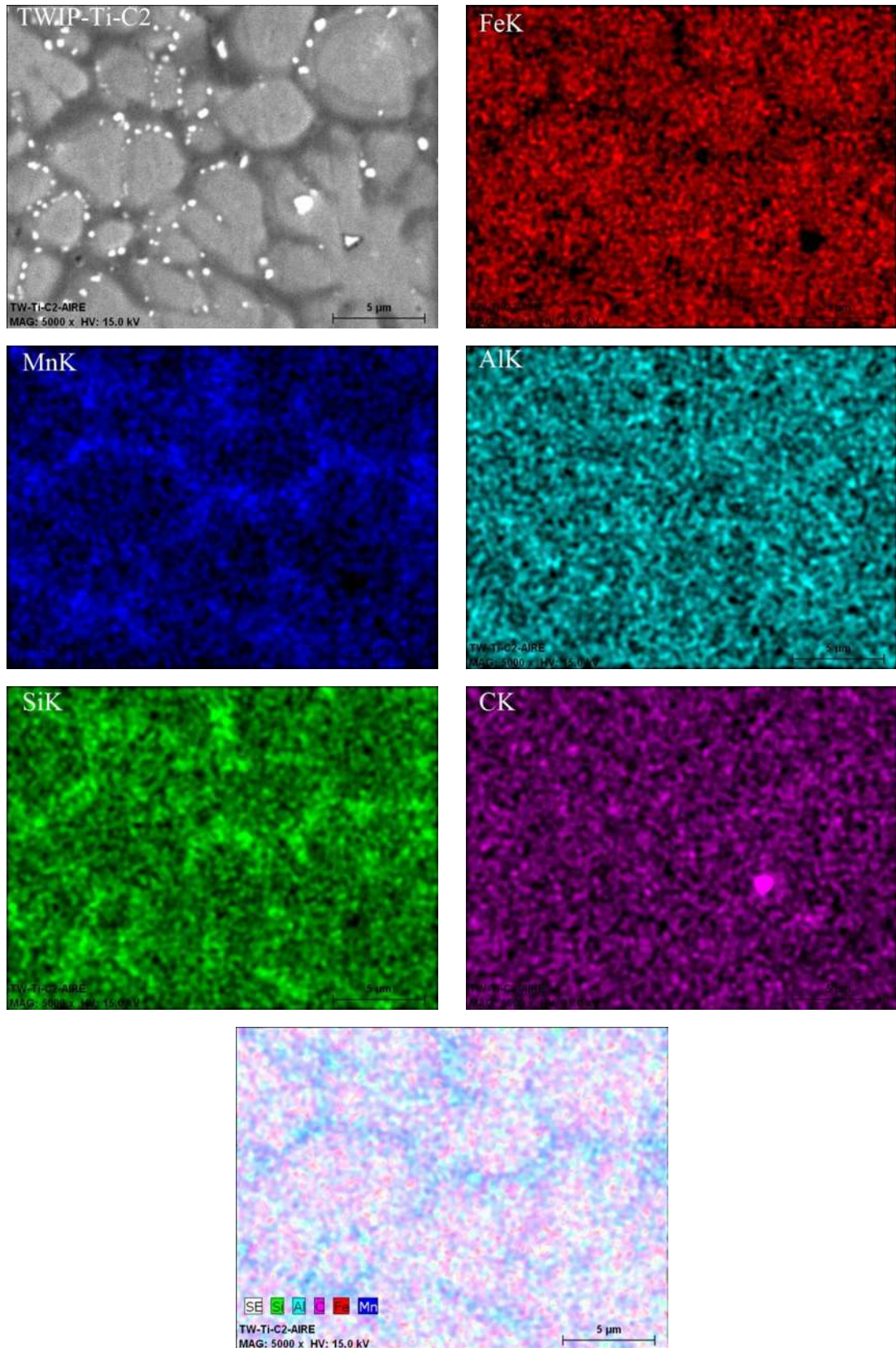


Figura 3.30. Mapeos elementales en la zona de fusión del acero TWIP-Ti en la condición 2 de soldadura.

Mediante el análisis del mapeo para el acero TWIP-Ti de la condición 2 de soldadura (fig. 3.30) se observa el mismo comportamiento de distribución para los diferentes elementos de aleación, donde el Mn y Si tienden a co-segregar en los límites de grano dendríticos, mientras que el Fe presenta una disminución en contenido en las zonas interdendriticas, el Al y el C presentan una distribución más uniforme. También se pueden observar la presencia de partículas distribuidas a través de los límites de grano dendríticos, y pudieran ser partículas de Ti(C, N) [7]. En la figura 3.30-CK se puede observar la presencia de partículas de carburo de titanio.

La condición 3 de soldadura del acero TWIP-Ti, mediante el mapeo elemental realizado en la zona de fusión (ZF) permite corroborar el mismo comportamiento que las demás condiciones, donde el Mn y Si co-segregan en los límites grano dendríticos y Fe junto con el Al parecen mantener una tendencia a mayor contenido en peso sobre las zonas dendríticas, el C mantiene una distribución más uniforme sobre la zona analizada. También se hace evidente la formación de partículas (TiC y/o TiN [7]) las cuales se encuentran distribuidas sobre zonas interdendriticas, tal como se observa en la figura 3.31. En diferentes trabajos de investigación se ha hecho referencia a la tendencia del Mn a segregarse en áreas interdendriticas, mientras que el aluminio segrega en áreas dendríticas [20, 23].

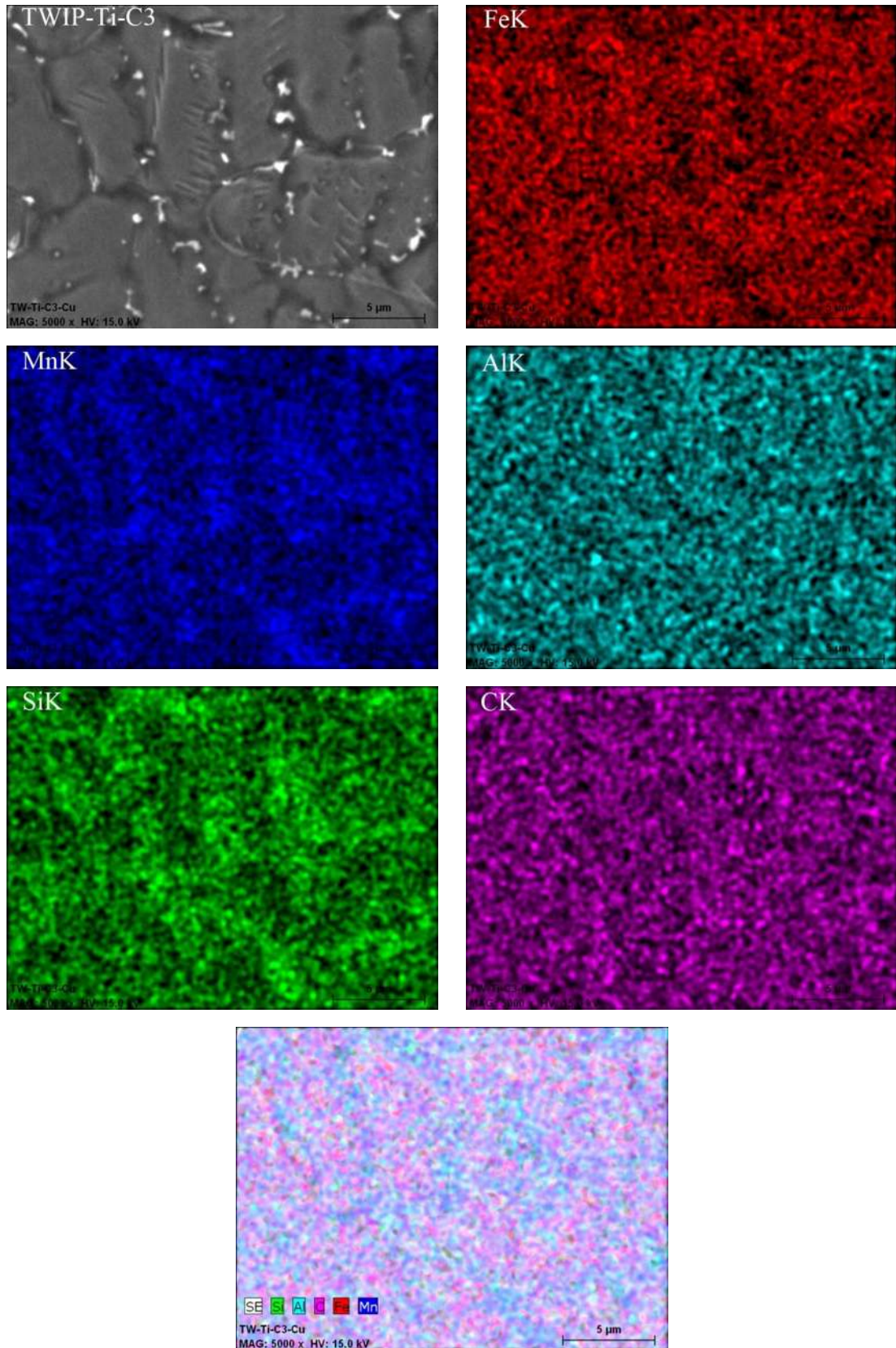


Figura 3.31. Mapeos elementales en la zona de fusión del acero TWIP-Ti en la condición 3 de soldadura.

3.4.5. Acero TWIP-B (Condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).

3.4.5.1. Análisis químico puntual.

La figura 3.32 muestra la distribución de los elementos de aleación a través de la zona de fusión (ZF), zona afectada térmicamente (ZAT), y material base (MB), del acero TWIP-B para la condición 1, 2 y 3 de soldadura y condición de solubilizado.

El análisis puntual realizado en el punto del soldadura para el acero TWIP-B en las diferentes condiciones de soldadura y condición de solubilizado, permitió analizar de forma cuantitativa la distribución de los elementos de aleación Fe, Mn, Al, Si y C a través de las diferentes zonas analizadas (ZF, ZAT y MB). La condición 1 presenta mayor estabilidad con relación a las condiciones de soldadura tanto en la zona de fusión (ZF), así como zona afectada térmicamente (ZAT) y metal base (MB). Los resultados mostrados en los gráficos de la figura 3.32 permitieron determinar las variaciones máximas en composición, siendo la condición 2 la que presenta mayor inestabilidad con valores correspondientes en % en peso a 10.66% Fe, 4.76% Mn, 2.93% C, 0.58% Si y 1.0% Al análisis realizado en la zona de fusión (fig. 3.32). Respecto a la ZAT y MB la condición 1 de soldadura presentó mayor variación de los elementos Fe y C con valores de 2.47% y 0.63%, respectivamente, la condición 2 presentó mayor variación para el Al con un valor de 0.56% en peso y la condición 3 respecto al Mn y Si con valores de 2.44% y 0.26%, respectivamente. El acero TWIP-B en condición de solubilizado presentó cambios de composición (% en peso) correspondientes a 2.57% Fe, 1.35% Mn, 0.14% C, 0.18% Si y 0.08% Al. El fenómeno de segregación y la formación de precipitados son los causantes de la microestructura final del metal de soldadura, características microestructurales de la zona afectada térmicamente y las propiedades de la soldadura, como ha sido reportado en la literatura [3, 7, 20, 23, 38-40].

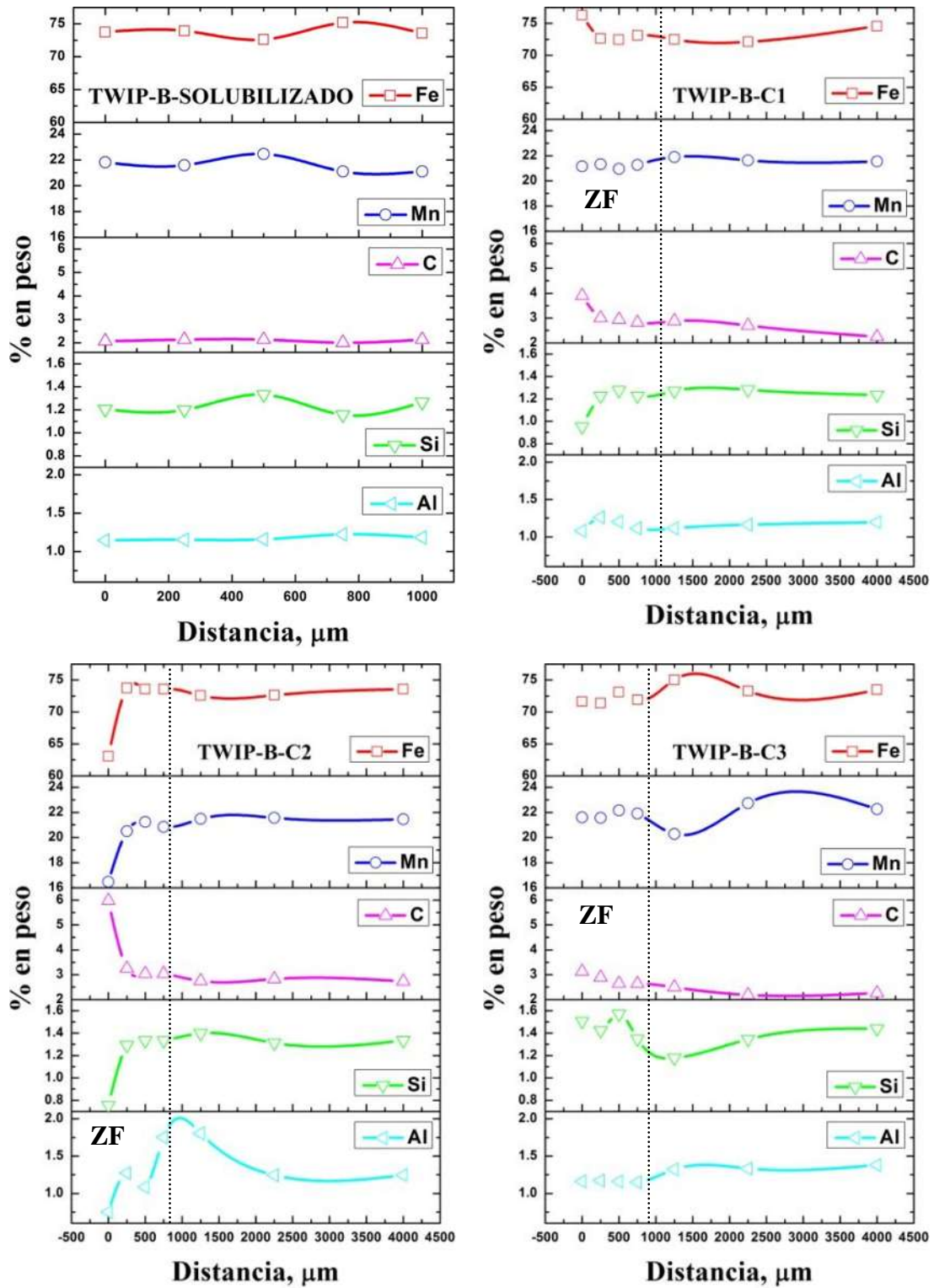


Figura 3.32. Análisis químico puntual del acero TWIP-B en la condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.

3.4.5.2. Análisis químico lineal.

La figura 3.33 muestra la distribución de los elementos de aleación, mediante un análisis químico lineal a través de la zona de fusión (ZF), del acero TWIP-B para la condición 1, 2 y 3 de soldadura.

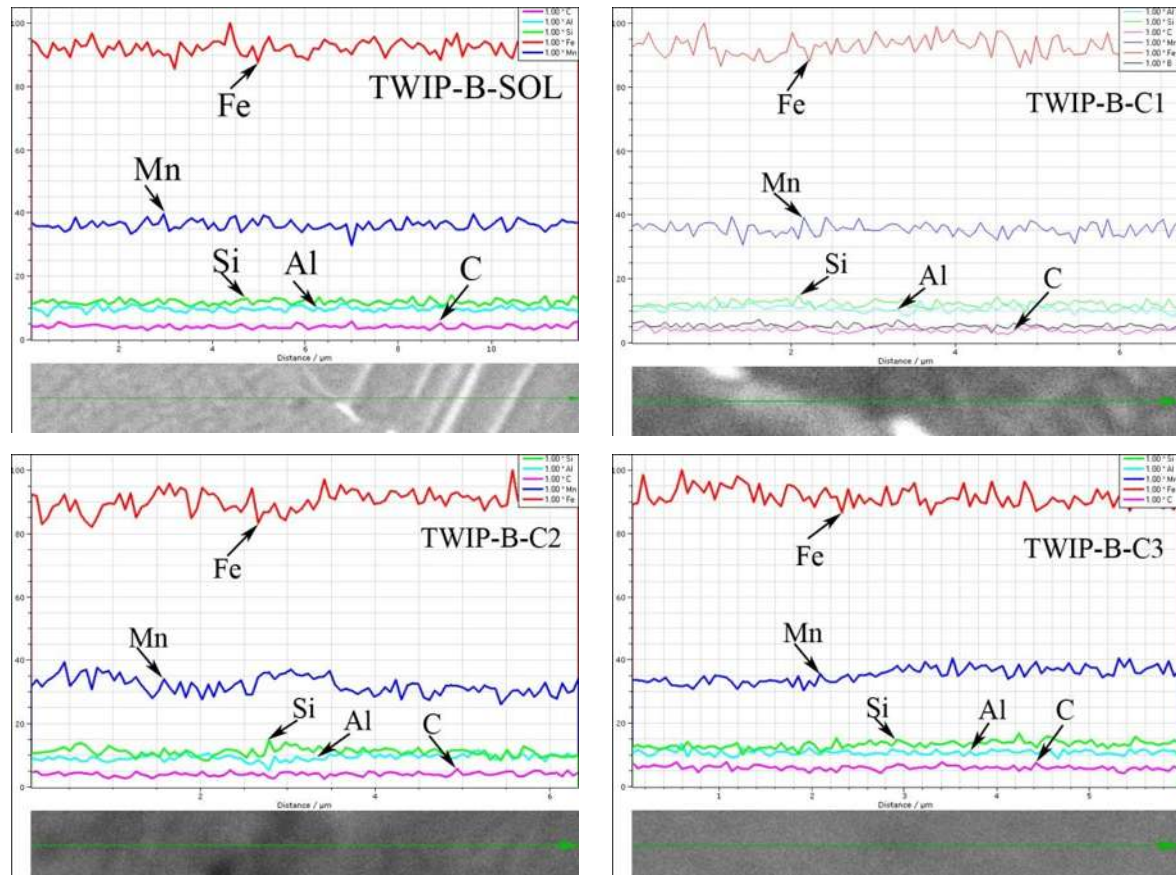


Figura 3.33. Análisis químico lineal en la zona de fusión del acero TWIP-B en la condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.

El análisis químico lineal en la zona de fusión (ZF) para el acero TWIP-B en las diferentes condiciones de soldadura y solubilizado (fig. 3.33) permite corroborar el fenómeno de segregación originado durante el proceso de soldadura. La condición 1 y 3 presentan un comportamiento con menor variación en la distribución de los elementos de aleación con relación a la condición 2 de soldadura, la cual presenta un comportamiento con mayor variación en su composición química. El acero TWIP-B en condición de solubilizado presenta un comportamiento similar a la condición 1 y 3, lo cual hace alusión a un menor grado de segregación en estas condiciones de soldadura. En trabajos de investigación acerca de la soldabilidad de aceros TWIP, se ha corroborado el fenómeno de segregación

respecto a los elementos de aleación Mn, Al y C en diferentes composiciones, durante la unión del acero TWIP bajo diferentes procesos de soldadura, teniendo en cuenta el calor de aporte [18, 20, 23].

3.4.5.3. Mapeo elemental.

Las figuras 3.34, 3.35 y 3.36 muestran los mapeos elementales realizados mediante SEM-EDS en la zona de fusión (ZF), del acero TWIP-B para la condición 1, 2 y 3 de soldadura.

El mapeo elemental llevado a cabo en la zona de fusión (ZF) del acero TWIP-B en la condición 1 de soldadura, permitió analizar el fenómeno de segregación producido por el proceso de soldadura de forma cualitativa. Donde el Mn y Si tienden a segregarse en los límites de grano dendríticos, a diferencia del Fe, Al y C que presentan una disminución en dichas zonas (zona interdendrítica). También se puede observar la presencia de partículas las cuales se encuentran distribuidas a través de los límites de grano dendríticos, algunas de las cuales son identificadas como AlN (fig. 3.34-AIK). En diferentes trabajos de investigación relacionados con el acero TWIP se hace referencia a la formación de AlN y fenómeno de segregación tanto del Mn y Al [7, 20, 23].

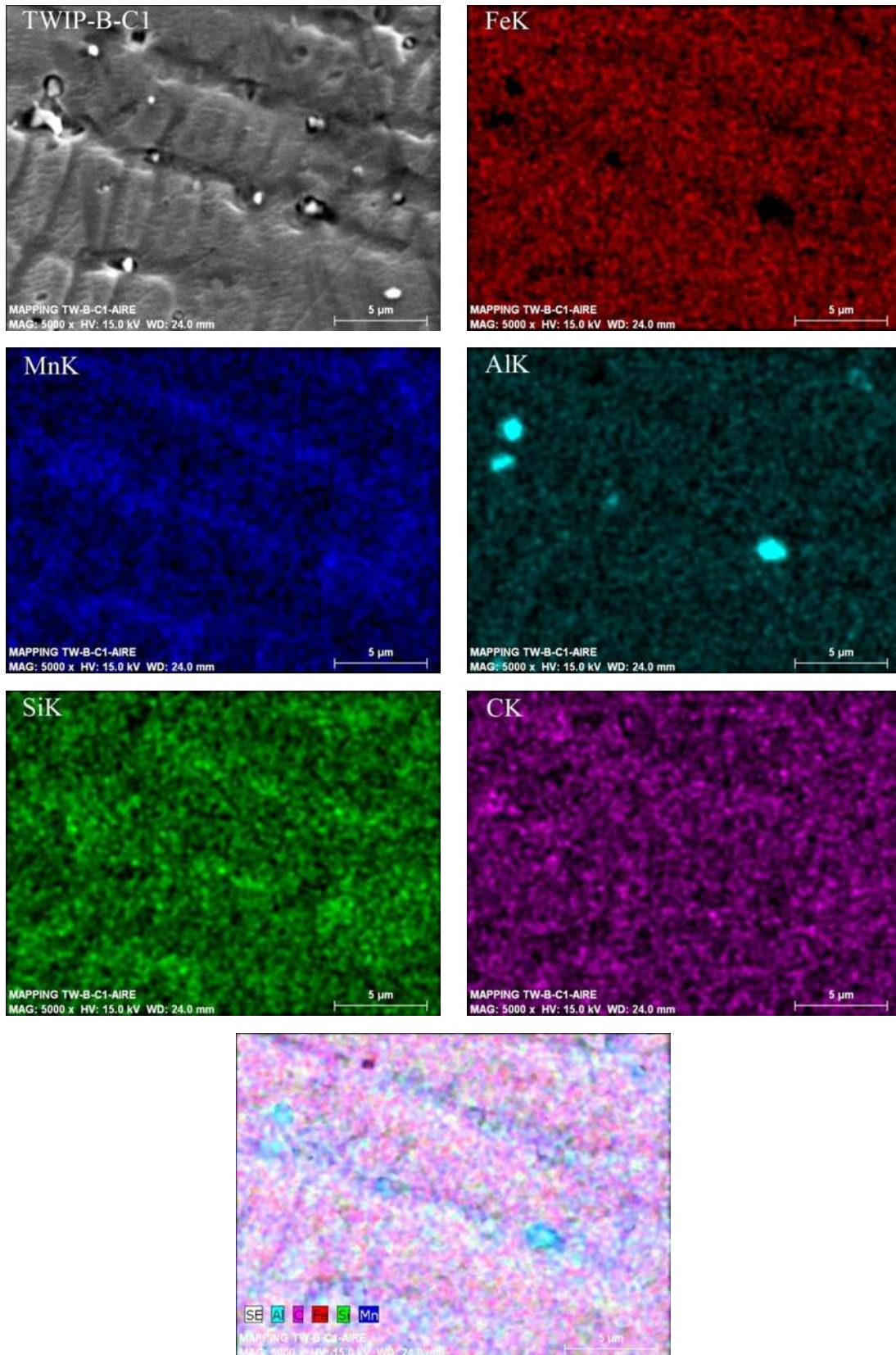


Figura 3.34. Mapeos elementales en la zona de fusión del acero TWIP-B en la condición 1 de soldadura.

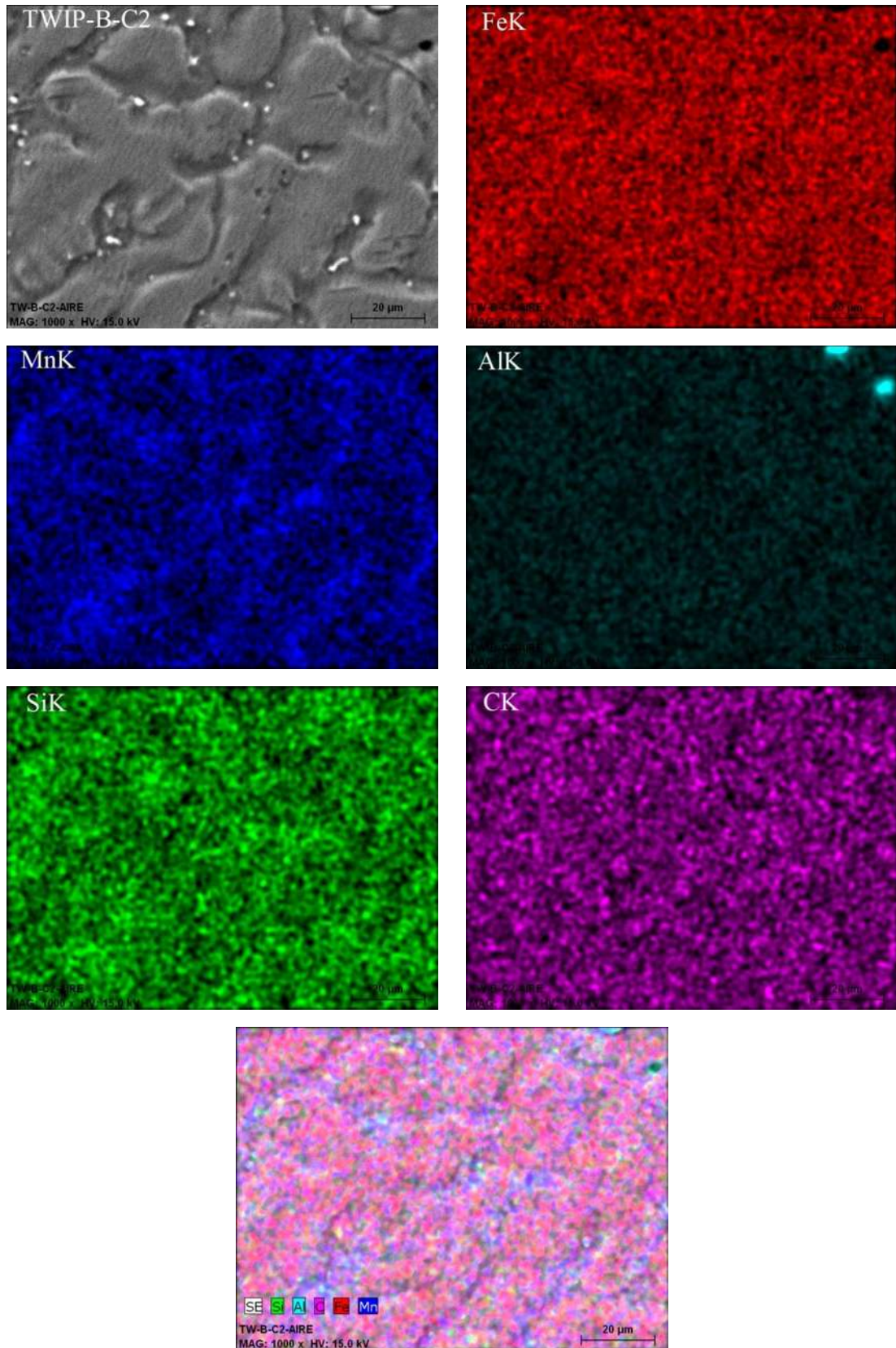


Figura 3.35. Mapeos elementales en la zona de fusión del acero TWIP-B en la condición 2 de soldadura.

Mediante el mapeo en la zona de fusión (ZF) de la condición 2 de soldadura del acero TWIP-B, se pone de manifiesto el fenómeno de segregación originado por el proceso de soldadura, donde el Mn y Si tienden a segregar en los límites de grano dendríticos, a diferencia de la condición 1, en la cual el Fe y Al presentan una distribución más uniforme, mientras que el C muestra una tendencia a segregar en zonas dendríticas. También se puede observar la presencia de partículas distribuidas en zonas interdendríticas, las cuales podrían tener una composición AlN.

Con el análisis del mapeo elemental en la zona de fusión (ZF) del acero TWIP-B en la condición 3 de soldadura (fig. 3.36), se corrobora el fenómeno de segregación, pero a diferencia de las otras condiciones de soldadura en esta condición, se presenta menor segregación de los diferentes elementos de aleación a través de la zona analizada. Se puede observar la presencia de partículas, las cuales podrían ser AlN. Asimismo, en las zonas donde se localizan estas partículas se presenta segregación de Mn y Si, contrario al comportamiento del Fe, Al y C. En la figura 1.7 del capítulo 1.2.5 se muestran los diagramas predictivos de los compuestos precipitados presentes para los aceros TWIP (Fe-0.4C-20Mn-1.5Al-1.5Si) microaleados con B, Nb, V y Ti, lo cual confirma la presencia de precipitados.

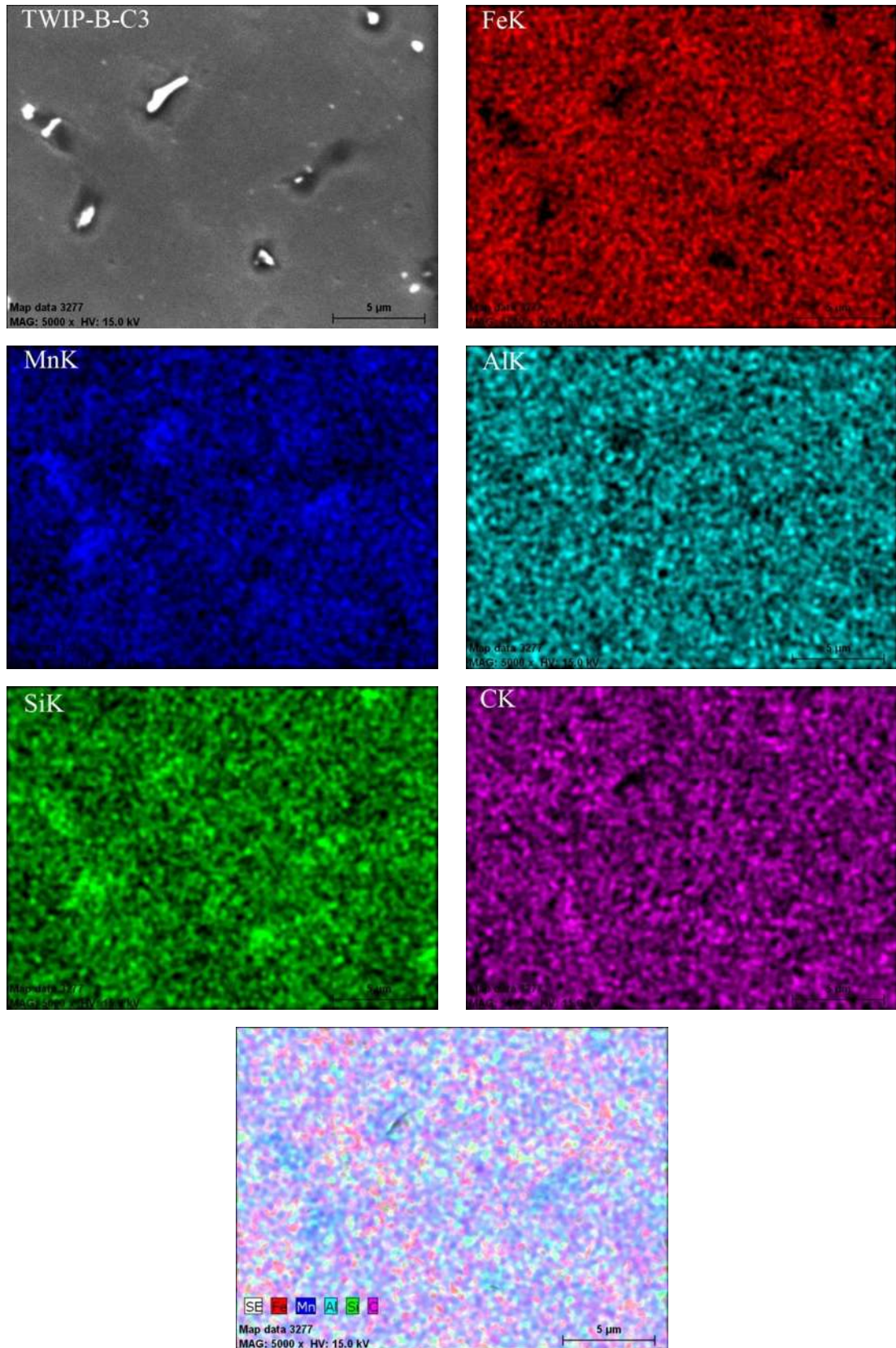


Figura 3.36. Mapeos elementales en la zona de fusión del acero TWIP-B en la condición 3 de soldadura.

3.4.6. Partículas precipitadas en aceros TWIP.

Mediante la caracterización por microscopía electrónica de barrido SEM/EDS, se llevó a cabo el análisis de partículas precipitadas a través de la matriz austenítica de los aceros TWIP bajo estudio. Estas partículas presentaron composiciones de AlN en el caso de todos los aceros analizados y partículas de Ti tales como TiC y (C, N), en el caso especial del acero TWIP microaleado con Ti en las diferentes condiciones de generación de puntos de soldadura. La figura 3.37 muestra la imagen de las partículas precipitadas, así como los espectros que corroboran su composición química.

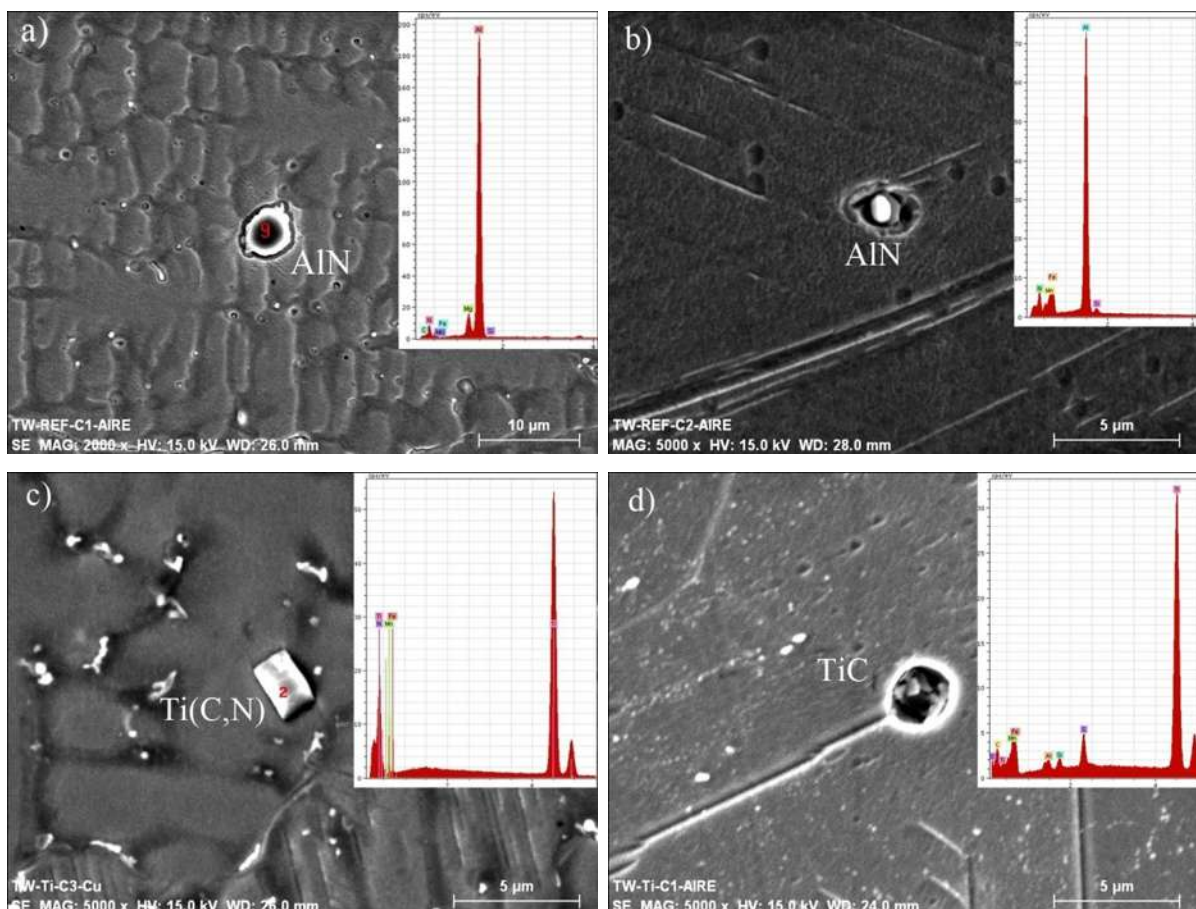


Figura 3.37. Partículas precipitadas detectadas por MEB/EDS: a) y b) AlN presente en todos los aceros TWIP, c) Ti(C, N) y d) TiC presentes en el acero TWIP-Ti.

Las partículas presentes en los aceros TWIP-V, TWIP-Nb y TWIP-B no se lograron identificar en esta investigación, lo cual se atribuye a tamaños de partículas pequeños y las limitaciones en resolución de la técnica de microscopía electrónica de barrido SEM/EDS para poder determinar la naturaleza de dichas partículas. Por su parte Reyes-Calderón y

colaboradores [7] reportaron la presencia de partículas precipitadas en aceros TWIP microaleados con V, Nb, Ti y B las cuales fueron identificadas mediante la técnica de réplica de carbono en microscopía electrónica de transmisión (MET) como AlN (tamaño aproximado 400nm-3 μ m), VC (100nm-200nm), NbC (0.2 μ m-6 μ m), TiC (0.5 μ m-3 μ m), Ti(C, N) (1 μ m-3 μ m) y BC (0.5 μ m-1 μ m), las cuales se presentan en la figura 3.38 [7]. Las morfologías dominantes detectadas a lo largo de la matriz y los límites de grano de la austenita, fueron de tipo cúbicas o redondeadas [7], de similar morfología que como se observaron en este trabajo (fig. 3.37).

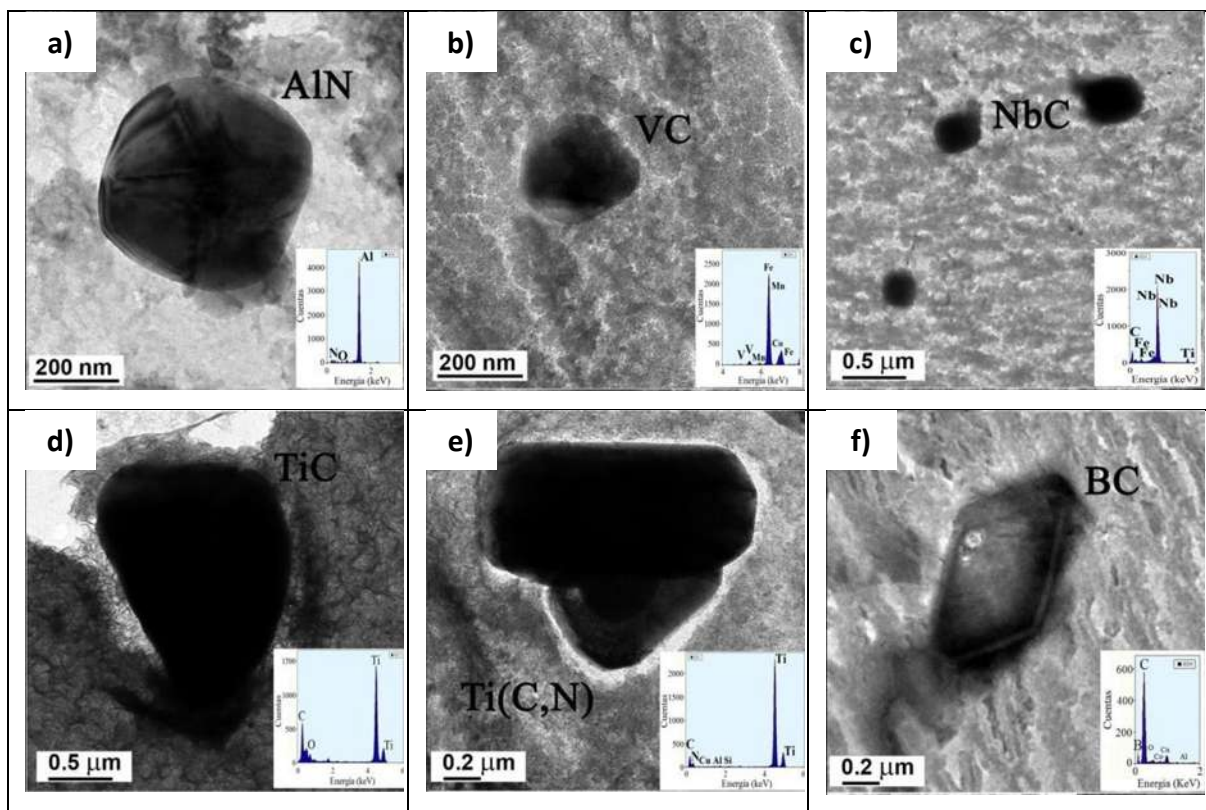


Figura 3.38. Partículas precipitadas de a) AlN, b) VC, c) NbC, d) TiC, e) Ti(C, N) y f) BC detectadas mediante MET en los aceros TWIP [7].

Cabe remarcar que la finalidad de adicionar elementos microaleantes como V, Nb, Ti y B en la matriz austenítica de los aceros TWIP, es para determinar la influencia de estos sobre la microestructura y propiedades mecánicas resultantes de la generación de los puntos de soldadura utilizando el proceso TIG, en donde se espera obtener microestructuras endurecidas por solución sólida e inhibición del crecimiento de grano por precipitación, permitiendo un impacto benéfico sobre la soldabilidad en estos materiales.

3.4.7. Discusión global de resultados de análisis químico.

En los diferentes análisis químicos realizados mediante MEB/EDS, se ha corroborado el fenómeno de segregación en los aceros TWIP, tanto en el acero sin microalea, así como en los aceros microaleados por separado con V, Nb, Ti y B, especialmente en la ZF donde el Fe, Al y C tienden a segregarse en zonas dendríticas, mientras que el Mn y Si en zonas interdendríticas, siendo los elementos Fe, Mn y Si los que presentaron el mayor segregación. El acero TWIP-REF en la condición 1 y el acero TWIP-B en la condición 2 presentaron los mayores cambios de composición en la ZF, como resultado de un mayor segregación de los elementos Fe, Mn, Si y C. Por otro lado, el Al presentó mayores cambios en el acero TWIP-Ti de la condición 1. Respecto a la ZAT y MB el acero TWIP-REF en las diferentes condiciones de soldadura presenta mayor estabilidad en la distribución de los elementos, respecto a los aceros TWIP microaleados que presentaron mayor inestabilidad, siendo específicamente el acero TWIP-V en la condición 2 el que presentó mayor grado de segregación de Fe y Mn, y en la condición 1 para el Al. Por otro lado, el acero TWIP-Ti presentó mayor segregación para el C, mientras que el acero TWIP-Nb presentó el mayor de segregación para el Si, ambos en la condición 3. Reyes-Calderón y colaboradores [7], realizaron mapeos de segregación obtenidos por MEB en aceros TWIP, donde reportan que los elementos aleantes presentes se encuentran segregados alrededor de las ramas principales de las dendritas debido al rechazo de soluto durante el enfriamiento del proceso de solidificación. Ellos apreciaron una segregación del Mn hacia las zonas localizadas en las regiones interdendríticas, junto con el C el cual se encuentra segregado en la misma zona pero en mayor grado. También, detectaron al Al distribuido más aleatoriamente en las zonas interdendríticas en comparación al Si. Así mismo detectaron la presencia de elementos microaleantes en los mapeos elementales, los cuales se concentraron segregados en las regiones interdendríticas y algunas formando partículas precipitadas dispersas, las cuales se encuentran principalmente en forma de carburos y nitruros debido a la gran afinidad con el C y N.

3.5. Caracterización estructural mediante difracción de rayos-X.

3.5.1. Acero TWIP-REF (Condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).

La figura 3.39 muestra los patrones de difracción del acero TWIP-REF en condición de solubilizado y condición 1, 2 y 3 de soldadura mediante el proceso TIG.

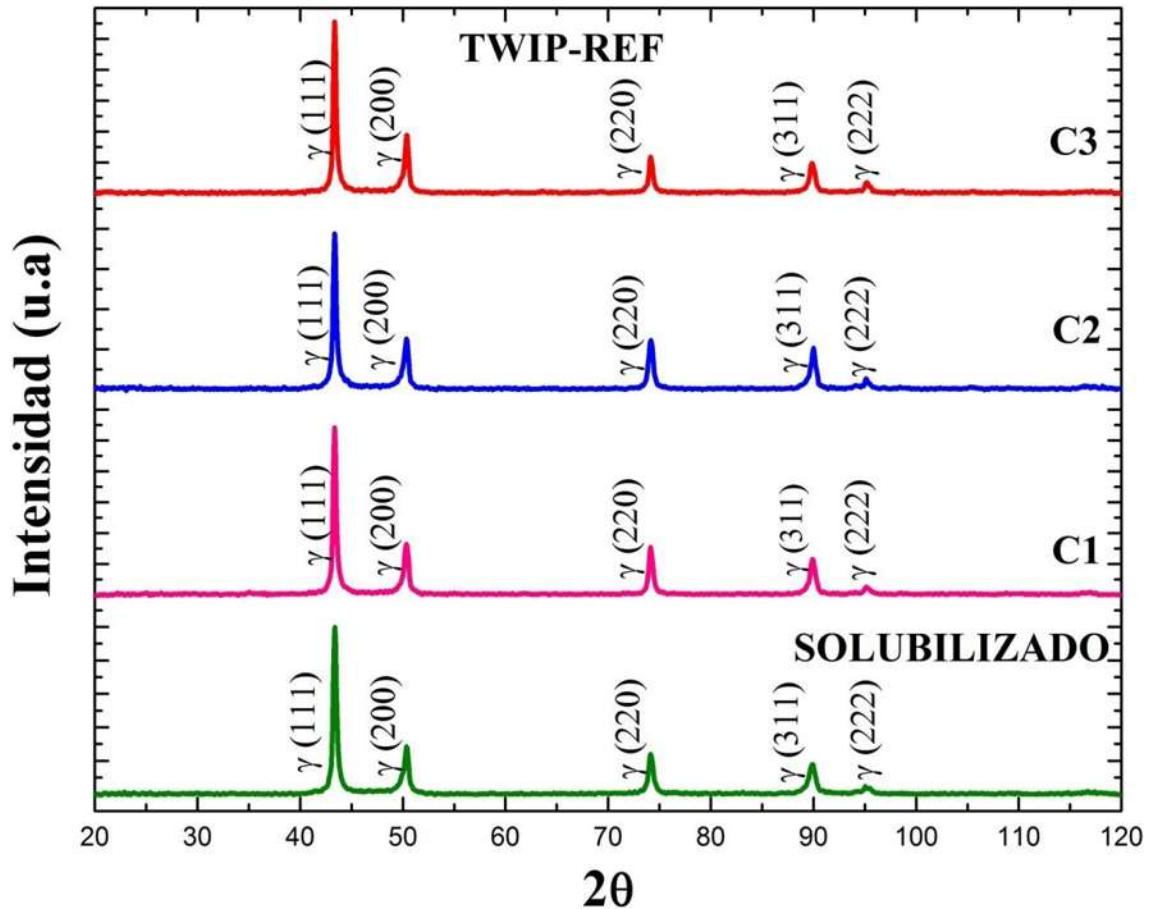


Figura 3.39. Patrones de difracción de rayos-X del acero TWIP-REF en condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.

En los diferentes difractogramas realizados en el acero TWIP-REF para las diferentes condiciones de soldadura y condición de solubilizado (fig. 3.39), los picos presentes pertenecen a la fase austenita- γ FCC y el pico de mayor intensidad para todos los casos coincide con el ángulo $2\theta \approx 44^\circ$ con los índices cristalográficos (111). En ninguna de las condiciones con diferentes velocidades de enfriamiento se encontró la presencia de transformaciones de fase durante la aplicación del proceso de soldadura, con lo cual se

comprueba la estabilidad de la austenita bajo las diferentes condiciones de aplicación de botones de soldadura. Es importante señalar que en la mayoría de los casos se presentan los mismos picos característicos de la fase austenita. En diferentes trabajos de investigación realizados acerca de las propiedades del acero TWIP hacen referencia a transformaciones de fase (por ejemplo transformación martensítica- ε) si en la composición química el Mn disminuye significativamente ya sea por efectos de segregación y/o evaporación por su bajo punto de fusión [48]. En soldaduras con metal de aporte la pérdida de la estabilidad de la austenita (tendencia a la transformación) en la zona de fusión (ZF) como resultado del problema de dilución, se puede solucionar con el uso de un material de aporte que pueda compensar los cambios en la composición química, para prevenir la formación de martensita- ε [49]. Otra causa de la inestabilidad de la austenita es reportada por Mujica y colaboradores [18], como resultado al carbono co-segregado con el manganeso produciendo áreas ricas de C-Mn, y zonas de baja estabilidad microestructural austenítica (áreas pobres en C-Mn). Por su parte Yoo y colaboradores [20], reportan la formación de la fase cementita $(Fe, Mn)_3C$, en forma de partículas irregulares debido a un enfriamiento rápido que da lugar a la formación de las dendritas y segregación en los límites de grano. Los resultados obtenidos en este trabajo han sido corroborados en los trabajos de investigación [9, 50], donde se analizan los efectos de los elementos microaleantes (Nb, Ti, V, B) sobre la microestructura de aceros TWIP y la resistencia al desgaste de aceros TWIP microaleados, respectivamente. Una diferencia presentada por J.R. Pablo y colaboradores [50], es la presencia de un pico de baja intensidad ubicado en un ángulo $2\theta \approx 55^\circ$, correspondiente a la fase martensita $\varepsilon - HCP$ con índices cristalográficos $\varepsilon(101)$. Hamada y colaboradores [35] realizaron una investigación del comportamiento de ductilidad en caliente en aceros TWIP, donde utilizaron una composición de 22Mn-3Al-3Si la cual mostró una estructura de doble fase ($\gamma - fcc + \alpha - ccc$) después de la colada y la subsiguiente laminación en caliente, con un contenido de ferrita de 7%, la cual se encuentra en los límites de grano en forma de película, lo cual atribuyen a un control no adecuado de la energía de falla de apilamiento (EFA) en esta composición química. Los procesos de soldadura en aceros TWIP pueden generar transformación de fase, debido al fenómeno de segregación y evaporación de algunos elementos de aleación (en especial del Mn). Por lo cual se busca utilizar procesos con bajos insumos de calor de aporte. Los cambios en composición química de los aceros TWIP involucran cambios en la energía de falla de apilamiento (EFA), con lo cual se puede inducir la transformación de la estructura γ en α' o martensita- ε [11].

3.5.2. Acero TWIP-V (Condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).

La figura 3.40 muestra los patrones de difracción del acero TWIP-V en condición de solubilizado y condición 1, 2 y 3 de soldadura mediante el proceso.

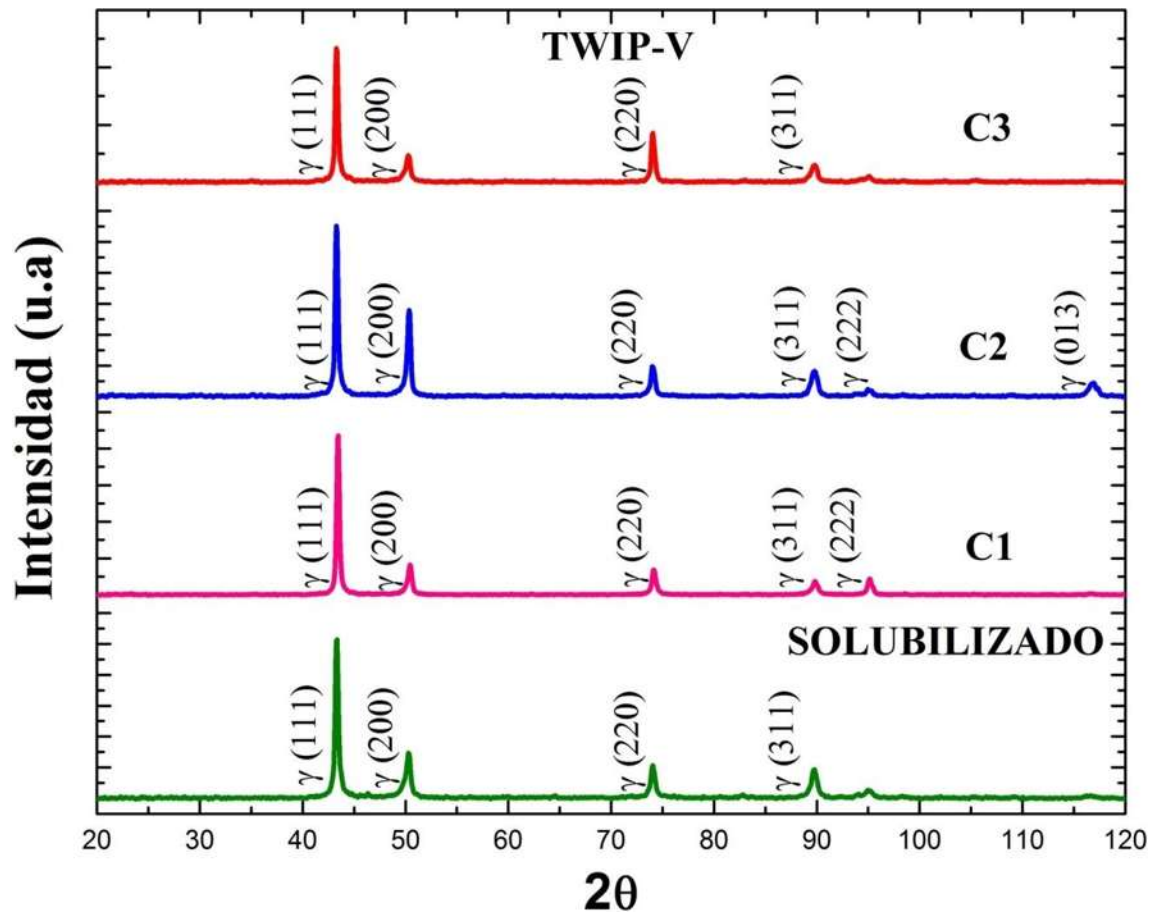


Figura 3.40. Patrones de difracción de rayos-X del acero TWIP-V en condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.

En los diferentes difractogramas realizados en el acero TWIP-V para las diferentes condiciones de soldadura y condición de solubilizado (fig. 3.40), los picos presentes pertenecen a la fase austenita- γ y el pico de mayor intensidad para todos los casos coincide con el ángulo $2\theta \approx 44^\circ$ con los índices cristalográficos (111). Es importante señalar que en ninguna de las condiciones se determinaron transformaciones de fase durante la aplicación del proceso de soldadura, así como señalar que en la mayoría de los casos se presentan los mismos picos característicos de la fase austenita, la única diferencia se encontró para las condiciones 1 y 2 de soldadura que presenta el pico en el ángulo $2\theta \approx 95^\circ$ con índices cristalográficos (222), lo cual es debido más al efecto de orientación por la colocación de la

muestra sobre el difractómetro, que a un posible efecto de texturización. En el capítulo 3.5.2 se han referenciado diversos trabajos de investigación que hacen alusión a transformaciones de fase, formación de fases secundarias, así como las causas y formas de prevenir la inestabilidad de la fase austenita [9, 12, 18, 20, 48-50].

3.5.3. Acero TWIP-Nb (Condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).

La figura 3.41 muestra los patrones de difracción del acero TWIP-Nb en condición de solubilizado y condición 1, 2 y 3 de soldadura mediante el proceso TIG.

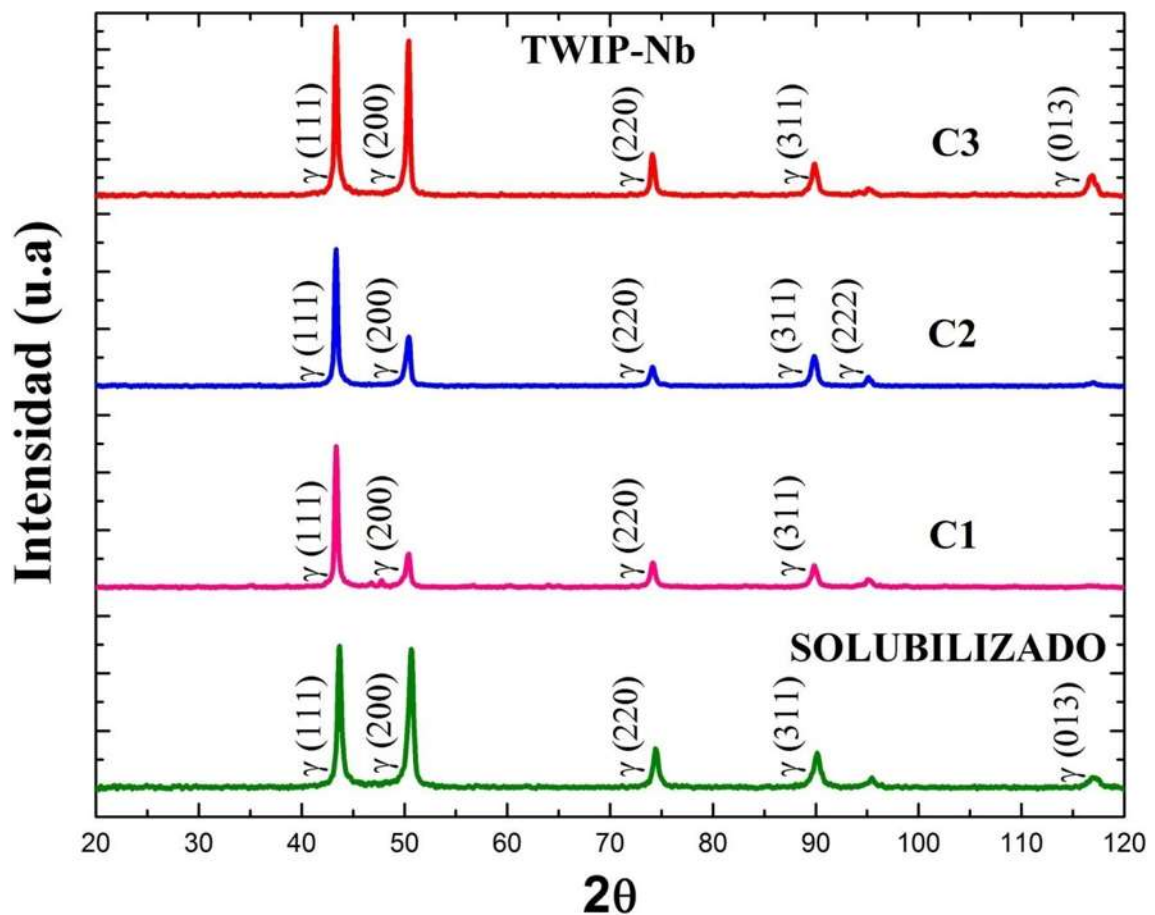


Figura 3.41. Patrones de difracción de rayos-X del acero TWIP-Nb en condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.

Mediante el análisis de los difractogramas realizados en el acero TWIP-Nb para las diferentes condiciones de soldadura y condición de solubilizado (fig. 3.41), se puede

corroborar la estabilidad de la fase austenita- γ FCC, no teniendo lugar transformaciones de fase durante la aplicación del proceso de soldadura. El pico de mayor intensidad para todos los casos coincide con el ángulo $2\theta \approx 44^\circ$ con los índices cristalográficos (111), también es importante señalar que en la mayoría de los casos se presentan los mismos picos característicos de la fase austenita, las diferencias se presentaron en la condición de solubilizado y condición 3 de soldadura (fig. 3.41) donde se presenta un pico de baja intensidad ubicado en un ángulo $2\theta \approx 117^\circ$ con los índices cristalográficos (013) y para la condición 2 que presenta el pico en el ángulo $2\theta \approx 95^\circ$ con índices cristalográficos (222), lo cual es debido más al efecto de orientación al azar de los granos de la zona analizada de la muestra, que a un posible efecto de texturización. Diferentes trabajos de investigación acerca del acero TWIP, hacen referencia a transformaciones de fase en estos aceros, así como las condiciones para que se lleven a cabo [9, 12, 18, 20, 48-50]. De acuerdo a la estabilidad de la fase austenítica (sin transformaciones de fase) en el acero TWIP-Nb analizado en este trabajo se puede asumir un diseño adecuado de la aleación y el empleo de un proceso de soldadura con bajo insumo de calor de aporte [12, 22].

3.5.4. Acero TWIP-Ti (Condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).

La figura 3.42 muestra los patrones de difracción del acero TWIP-Ti en condición de solubilizado y condición 1, 2 y 3 de soldadura mediante el proceso TIG.

Mediante los patrones de difracción de rayos-X del acero TWIP-Ti en sus diferentes condiciones de soldadura y condición de solubilizado se corrobora estabilidad de la fase austenita- γ , determinando que los picos presentes pertenecen a la fase austenita- γ y el pico de mayor intensidad para todos los casos coincide con el ángulo $2\theta \approx 44^\circ$ con los índices cristalográficos (111). Es importante señalar que en la mayoría de los casos se presentan los mismos picos característicos de la fase austenita, con la diferencia para las condiciones 1 y 2 de soldadura, en las cuales se presenta un pico de baja intensidad (fig.3.42), ubicado en un ángulo $2\theta \approx 95^\circ$ con los índices cristalográficos (222), y un pico ubicado en el ángulo $2\theta \approx 117^\circ$ con los índices cristalográficos (013), presente únicamente en la condición 2.

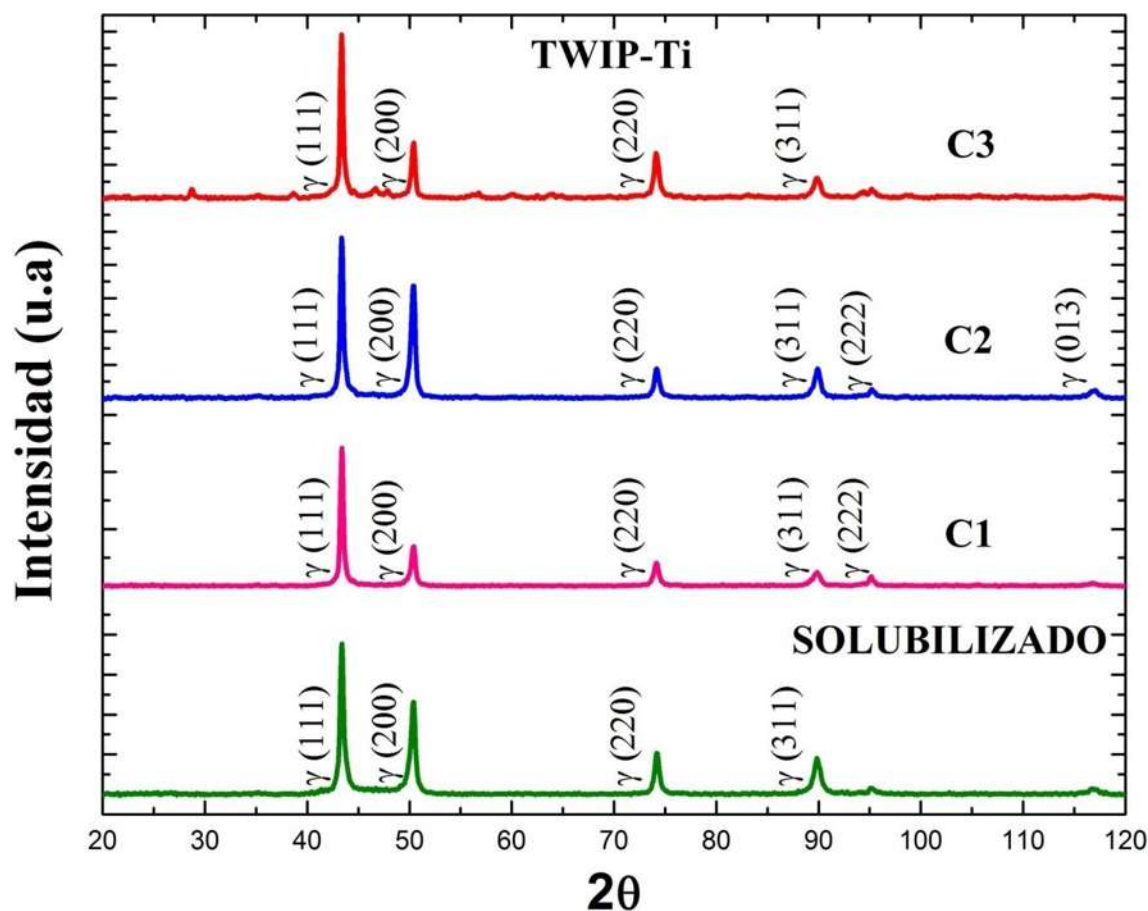


Figura 3.42. Patrones de difracción de rayos-X del acero TWIP-Ti en condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.

Esta diferencia es atribuida más al efecto de orientación al azar de los granos de la zona analizada de la muestra, que a un posible efecto de texturización. Diferentes trabajos de investigación acerca del acero TWIP, hacen referencia a transformaciones de fase en estos aceros, así como las condiciones para que se lleven a cabo [9, 12, 18, 20, 48-50]. De acuerdo a la estabilidad de la fase austenítica (sin transformaciones de fase) en el acero TWIP-Ti analizado en este trabajo se puede asumir un diseño adecuado de la aleación y el empleo de un proceso de soldadura con bajo insumo de calor de aporte [12, 22].

3.5.5. Acero TWIP-B (Condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).

La figura 3.43 muestra los patrones de difracción del acero TWIP-B en condición de solubilizado y condición 1, 2 y 3 de soldadura mediante el proceso TIG.

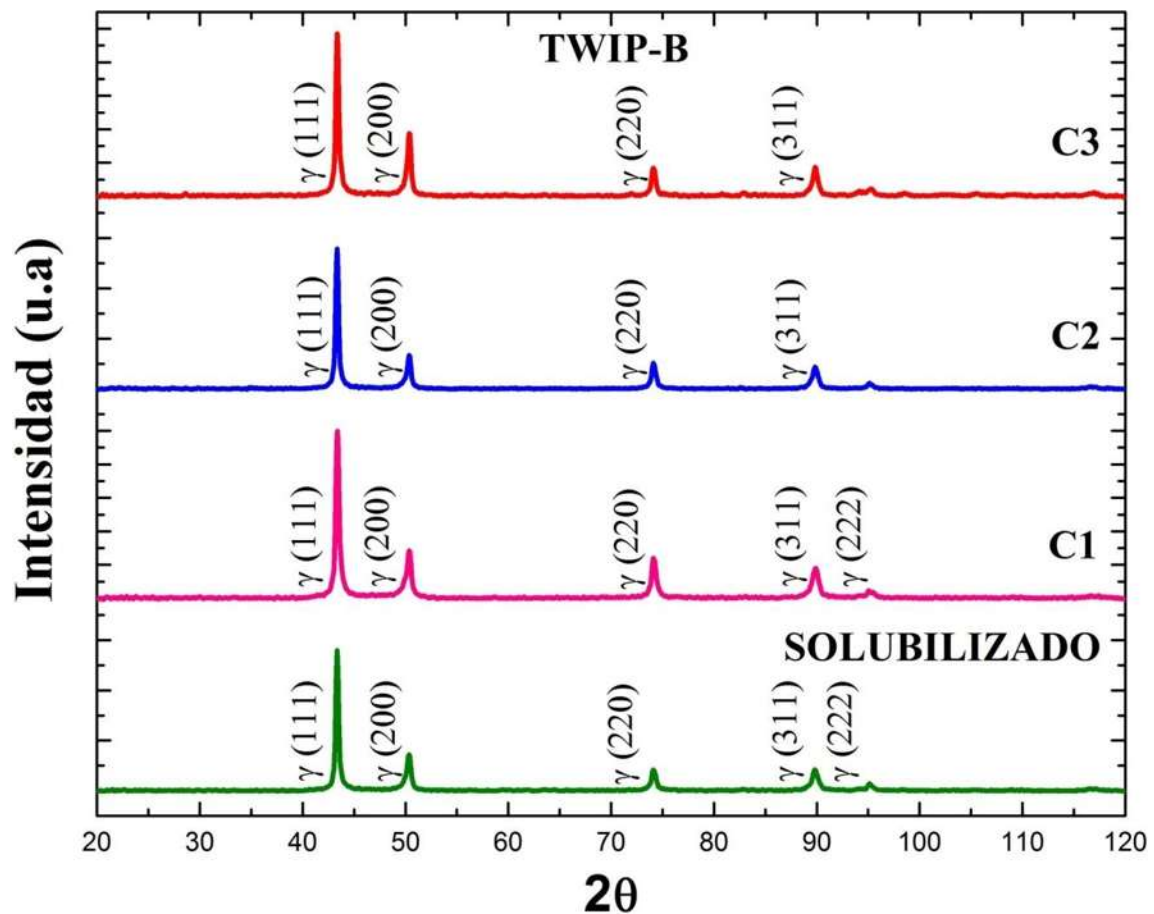


Figura 3.43. Patrones de difracción de rayos-X del acero TWIP-B en condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.

Mediante los patrones de difracción de rayos-X del acero TWIP-B en sus diferentes condiciones de soldadura y condición de solubilizado (fig. 3.43) se corrobora estabilidad de la fase austenita- γ , determinando que los picos presentes pertenecen a la fase austenita- γ y el pico de mayor intensidad para todos los casos coincide con el ángulo $2\theta \approx 44^\circ$ con los índices cristalográficos (111). Es importante mencionar que en todos los casos se presentan los mismos picos característicos de la fase austenita FCC (fig. 3.43), con la diferencia para las condiciones 1 de soldadura y solubilizado, en las cuales se presenta un pico de baja intensidad, ubicado en un ángulo $2\theta \approx 95^\circ$ con los índices cristalográficos (222), lo cual es debido más al efecto de orientación por la colocación de la muestra sobre el difractómetro, que a un posible efecto de texturización. En capítulos anteriores se han referenciado diversos trabajos de investigación acerca del acero TWIP, que hacen alusión a transformaciones de fase (formación de ferrita- α , martensita- ϵ , cementita $(Fe, Mn)_3C$ y la fase eutéctica ($\gamma - M_3C$)), formación de fases secundarias, así como las causas y formas

de prevenir la inestabilidad de la fase austenita, desde un enfoque de equilibrio en composición química [2, 9, 11, 12, 18, 20, 48-50]. De acuerdo a la estabilidad de la fase austenítica (sin transformaciones de fase) en el acero TWIP-B analizado en este trabajo se puede asumir un diseño adecuado de la aleación y el empleo de un proceso de soldadura con bajo insumo de calor de aporte [12, 22].

3.5.6. Discusión global de resultados de difracción de rayos-X.

Los aceros TWIP empleados en este proyecto de investigación fueron propuestos buscando la disminución en la cantidad de Mn necesario (>25% en peso) para estabilizar la fase austenita, mediante la adición de otros elementos gammágenos como el C. El análisis estructural realizado mediante difracción de rayos-X permitió corroborar la estabilidad de fase austenita FCC para los diferentes aceros TWIP y condiciones de soldadura, sin detectar la presencia de transformaciones de fase durante la aplicación del proceso de soldadura, tales como formación de ferrita- α , martensita- ε , cementita $(Fe, Mn)_3C$ y la fase eutéctica $(\gamma - M_3C)$. Dumay y colaboradores [13] consideran necesario un enfoque en el diseño de las aleaciones TWIP, donde se pueda predecir la dependencia de la EFA de la temperatura y composición química, a fin de ajustar la aleación a sus condiciones de servicio. En este caso, y de acuerdo a los resultados obtenidos mediante difracción de rayos-X se puede considerar adecuado el diseño de las diferentes aleaciones TWIP empleadas en este proyecto de investigación e insumos permisibles de calor de aporte por el proceso TIG. Mediante los análisis de MO y SEM/EDS se detectó la presencia de partículas precipitadas, pero debido a las limitaciones de la técnica de difracción de rayos-X en cuanto a la cantidad en que se encuentre presentes estas segundas fases (<3% en peso) no se detectaron mediante esta técnica. Reyes-Calderón y colaboradores [7], en investigaciones relacionadas a la fluencia en caliente de un acero TWIP micraleado con Nb, Ti, V y B, también reportaron estabilidad austenítica para los aceros TWIP-Ti y TWIP-V en condición de homogenizado, pero en los aceros TWIP-NM, TWIP-B y TWIP-Nb, reportan la transformación $\gamma_{(fcc \text{ austenita})} \rightarrow \varepsilon_{(hcp \text{ martensita})}$ a $2\theta \approx 47^\circ$, sustentada por la disminución de la EFA debido a la presencia del Si, y a una sensibilidad gradual al envejecido producido durante el tratamiento térmico. Por otro lado, reportaron una presencia discreta de estructura bcc de tipo α y B2 a $2\theta \approx 83^\circ$ en los aceros TWIP-NM y TWIP-Ti por las segregaciones de soluto en los límites de grano.

3.6. Caracterización mecánica mediante microdureza Vickers.

3.6.1. Acero TWIP-REF (Condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).

En la figura 3.44 se presentan los resultados del ensayo de microdureza Vickers del acero TWIP-REF en condición de solubilizado, y condición 1, 2 y 3 de soldadura (generación de puntos de soldadura mediante proceso TIG).

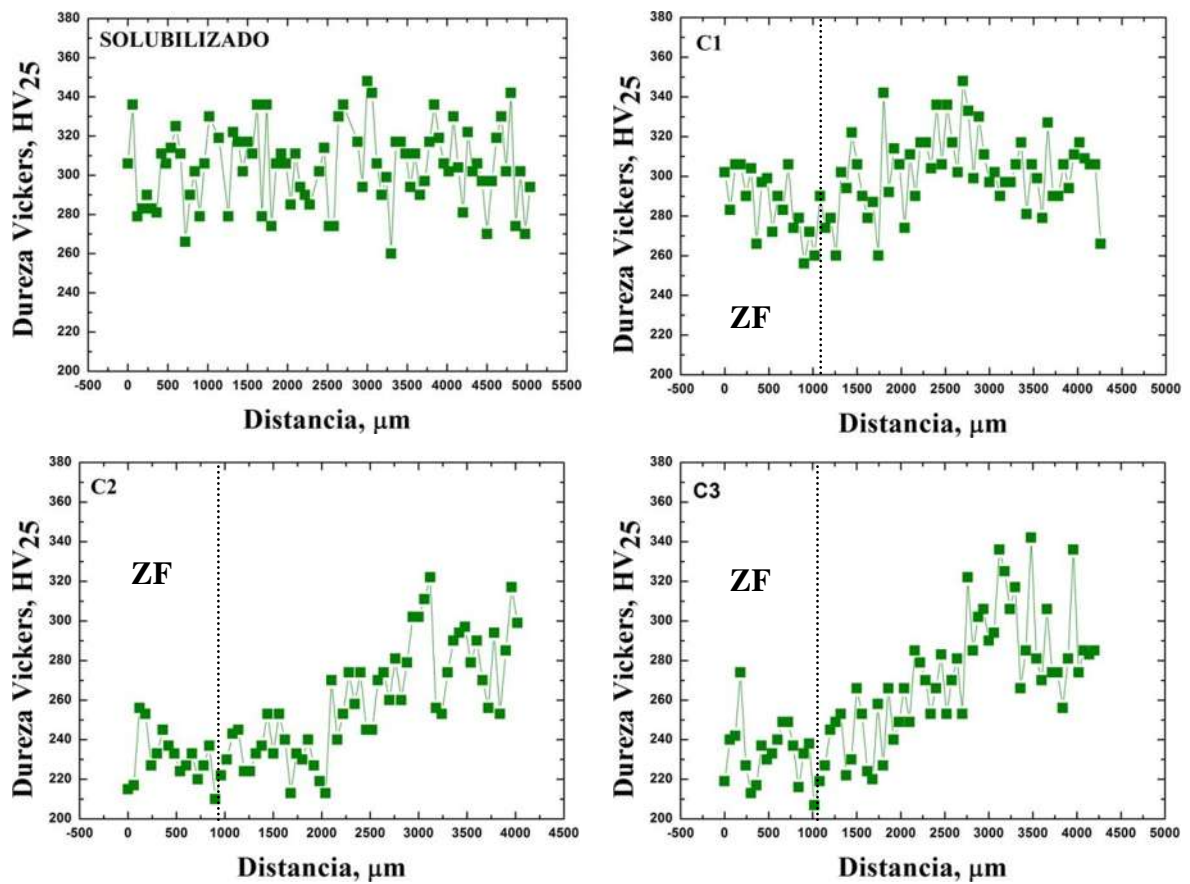


Figura 3.44. Gráficas de microdureza Vickers para el acero TWIP-REF en la condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.

La figura 3.44 muestra los perfiles de microdureza, del acero TWIP-REF en sus diferentes condiciones de soldadura y la condición de solubilizado, donde se pueden apreciar diferentes comportamientos, especialmente en las diferentes condiciones de soldadura. La condición de solubilizado presenta un valor de dureza promedio de $\approx 304 HV_{25}$, siendo esta condición con los valores máximos de dureza. La condición 2 y 3 presentan los valores de dureza más baja en la zona de fusión (ZF) con valores comprendidos entre 200 y

260 HV_{25} , con una tendencia de incremento hacia la zona afectada térmicamente (ZAT) y material base (MB) hasta 340 HV_{25} . Mientras que la condición 1 presenta un rango de dureza comprendido entre 250 y 340 HV_{25} , donde la dureza disminuye en la ZF, e incrementa en la ZAT con una disminución hacia el MB (fig. 3.44), siendo esta condición la que presenta el comportamiento más próximo a la condición de solubilizado. Mujica y colaboradores [3], reportan un aumento de dureza en la zona de fusión (ZF) con incrementos de 180 a 250 HV, lo cual atribuyen a un menor tamaño de grano en dicha zona, en una unión de laminas de acero TWIP producida por soldadura laser (SL). En otro trabajo de investigación [25], se ha reportado endurecimiento en áreas con alta densidad de defectos cristalinos debido a un enfriamiento rápido en el caso de la soldadura por laser pulsado (SLP) del acero Fe-25Mn-12Cr-0.7CN, con un aumento de 230 a 300 HV. Por otro lado se reporta [23] un punto de soldadura con un valor considerablemente menor que el material base, así como ablandamiento en la ZAT de un acero Fe-18Mn-0.6C-1.5Al, donde la dureza disminuyó de 275 a 220 HV debido al crecimiento de grano en dicha zona, este efecto es atribuido a un menor porcentaje de carbono en el punto de soldadura, debido a la descarburación durante la soldadura de punto en un acero TWIP980. Ya que las propiedades resultantes en una soldadura son parámetro importante para evaluar la soldabilidad de un material, Roncery y colaboradores [22], han sugerido que para minimizar el impacto de la soldadura en las propiedades mecánicas con respecto al material base afectado, es conveniente considerar soldaduras con bajo insumo de calor de aporte, o el uso de microaleantes para precipitar partículas tipo MX, que puedan dificultar el crecimiento del grano en la ZF y ZAT.

3.6.2. Acero TWIP-V (Condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).

En la figura 3.45 se presentan los resultados del ensayo de microdureza Vickers del acero TWIP-V en condición de solubilizado, y condición 1, 2 y 3 de soldadura (generación de puntos de soldadura mediante proceso TIG).

En la figura 3.45 se pueden observar los perfiles de microdureza realizados en el acero TWIP-V en las diferentes condiciones de soldadura y condición de solubilizado. En este caso, la condición de solubilizado presenta un valor de dureza promedio de $\approx 300 HV_{25}$, siendo la condición que en general presenta los mayores valores de dureza para este acero.

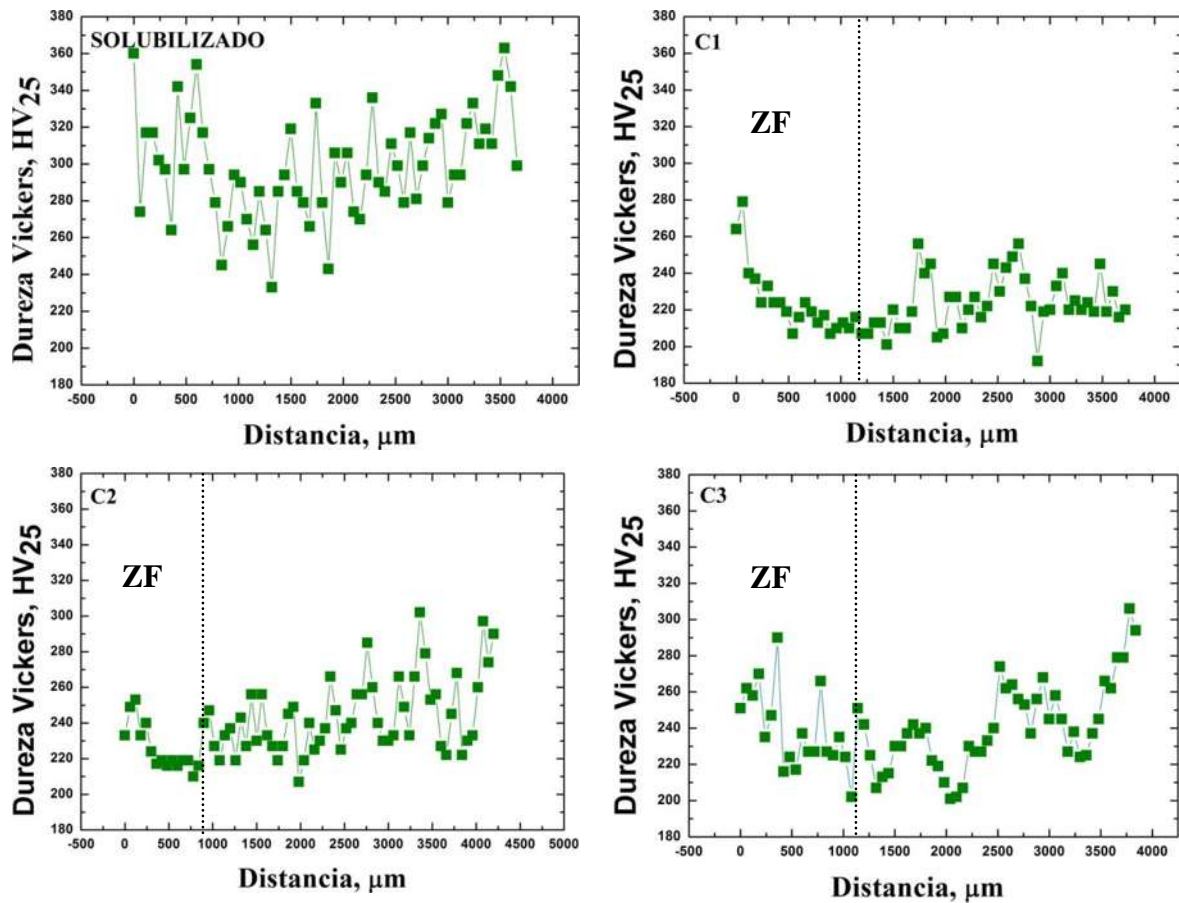


Figura 3.45. Gráficas de microdureza Vickers para el acero TWIP-V en la condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.

Por su parte, bajo las diferentes condiciones de soldadura, la dureza disminuyó significativamente con valores mínimos de hasta 190 HV_{25} para las condiciones 1 y 3 (fig. 3.45), donde se presentó mayor aporte térmico. Se puede apreciar un comportamiento similar en los diferentes perfiles de dureza respecto a las condiciones de soldadura, donde los cambios de dureza están en función de la evolución microestructural durante y después del proceso de soldadura, esto se debe fundamentalmente a la baja uniformidad de la microestructura que resulta de su estructura de solidificación columnar burda y de la segregación respecto a la zona de fusión (ZF) y ablandamiento en la zona afectada térmicamente (ZAT) por crecimiento de grano [38]. Se ha reportado que ligeros incrementos de dureza a través de la ZAT pueden estar en función a un menor tamaño de grano por el efecto del elemento microaleante, tanto en solución sólida y como formador de precipitados, en particular VC [7, 40].

3.6.3. Acero TWIP-Nb (Condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).

En la figura 3.46 se presentan los resultados del ensayo de microdureza Vickers del acero TWIP-Nb en condición de solubilizado, y condición 1, 2 y 3 de soldadura (generación de puntos de soldadura mediante proceso TIG).

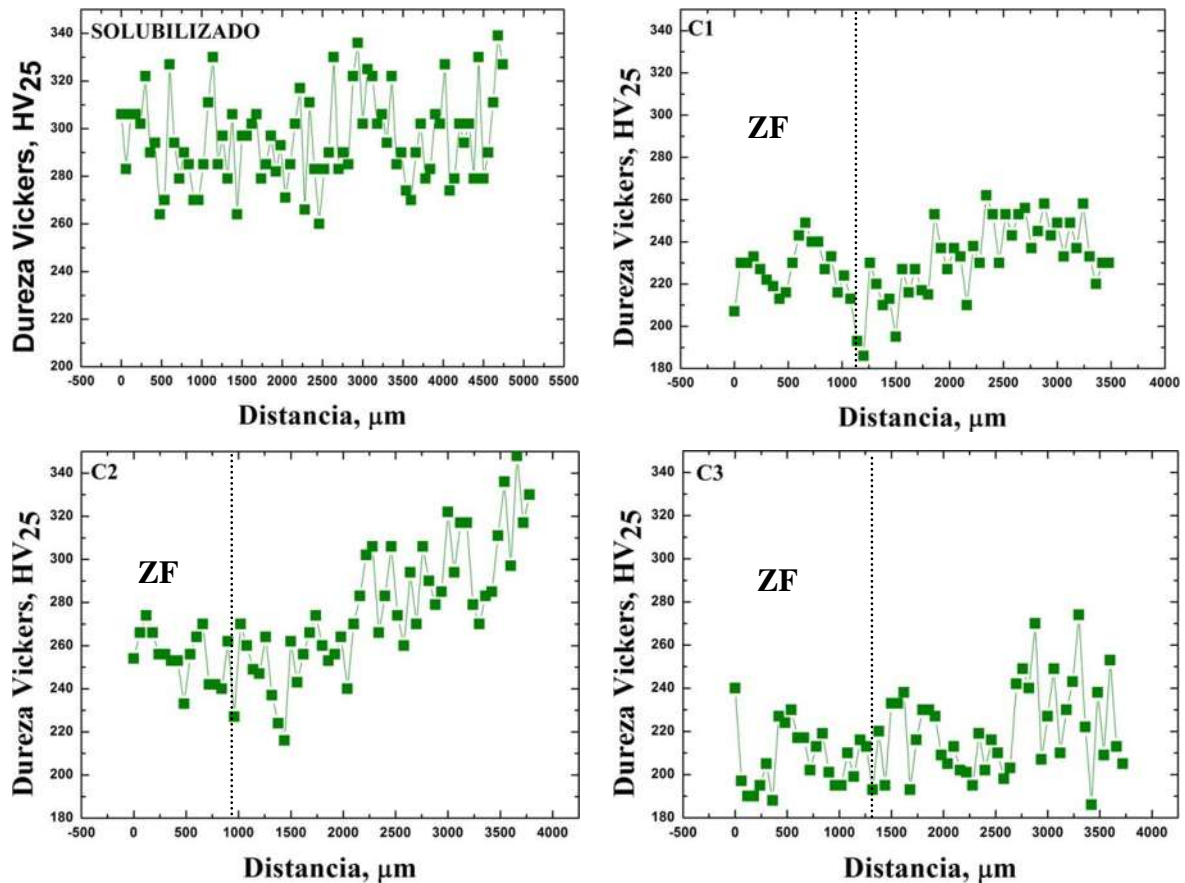


Figura 3.46. Gráficas de microdureza Vickers para el acero TWIP-Nb en la condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.

La figura 3.46 muestra los perfiles de microdureza realizados en el acero TWIP-Nb en las diferentes condiciones de soldadura y condición de solubilizado. Partiendo de la condición de solubilizado, esta presenta un valor de dureza promedio de $\approx 296 HV_{25}$, siendo la condición que en general presenta los mayores valores de dureza para este acero. En este caso se puede apreciar para las tres condiciones de soldadura una disminución de dureza, particularmente en la zona de fusión (ZF), con valores que van desde 180 a 270 HV_{25} , lo que resulta significativamente inferior al acero TWIP-Nb en condición de solubilizado, lo

cual no es un buen indicativo de la soldabilidad de este material. Un aspecto relevante a observar en este acero es el comportamiento diferente que presentan entre sí las diferentes condiciones de soldadura, donde la condición 1 presenta una disminución de dureza en la ZF cercana al centro del punto, con un incremento de dureza en ZF cercana a la ZAT, con una posterior disminución de dureza en la ZAT y un incremento conforme se aproxima al material base (MB). Por su parte en la condición 2 se muestra un perfil estable en la ZF y un incremento de dureza desde la ZAT hacia MB. La condición 3 presenta una disminución de dureza en ZF, e incremento en la ZAT, con una posterior disminución de dureza y un incremento hacia el MB. La disminución en la ZF se atribuye a la microestructura de tipo dendrítica, como resultado del fenómeno de solidificación [47], el incremento de dureza en una área de la ZAT se relaciona a la zona recristalizada de grano fino por efecto del elemento microaleante Nb, en solución y como formador de precipitados, en especial NbC [7, 40]. En general se presenta una disminución significativa de la microdureza en las condiciones 1 y 3, en las cuales el aporte térmico fue mayor.

3.6.4. Acero TWIP-Ti (Condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).

En la figura 3.47 se presentan los resultados del ensayo de microdureza Vickers del acero TWIP-Ti en condición de solubilizado, y condición 1, 2 y 3 de soldadura (generación de puntos de soldadura mediante proceso TIG).

La figura 3.47 muestra los perfiles de microdureza realizados en el acero TWIP-Ti en las diferentes condiciones de soldadura y condición de solubilizado. Partiendo de la condición de solubilizado, esta presenta un valor de dureza promedio de $\approx 317 HV_{25}$, siendo la condición que en general presenta los mayores valores de dureza con relación a este acero. En las tres condiciones de soldadura se presentan los valores más bajos de dureza alcanzado hasta $230 HV_{25}$, y los valores máximos en la zona afectada térmicamente (ZAT) correspondientes a $360 HV_{25}$, particularmente para la condición 1. Un aspecto importante es la relación que guardan las condiciones de soldadura con la condición de solubilizado, donde los valores de dureza no se alejan demasiado de esta condición, siendo este acero el que menor pérdida de dureza presenta con relación a las composiciones de acero TWIP-REF, TWIP-V, TWIP-Nb y TWIP-B.

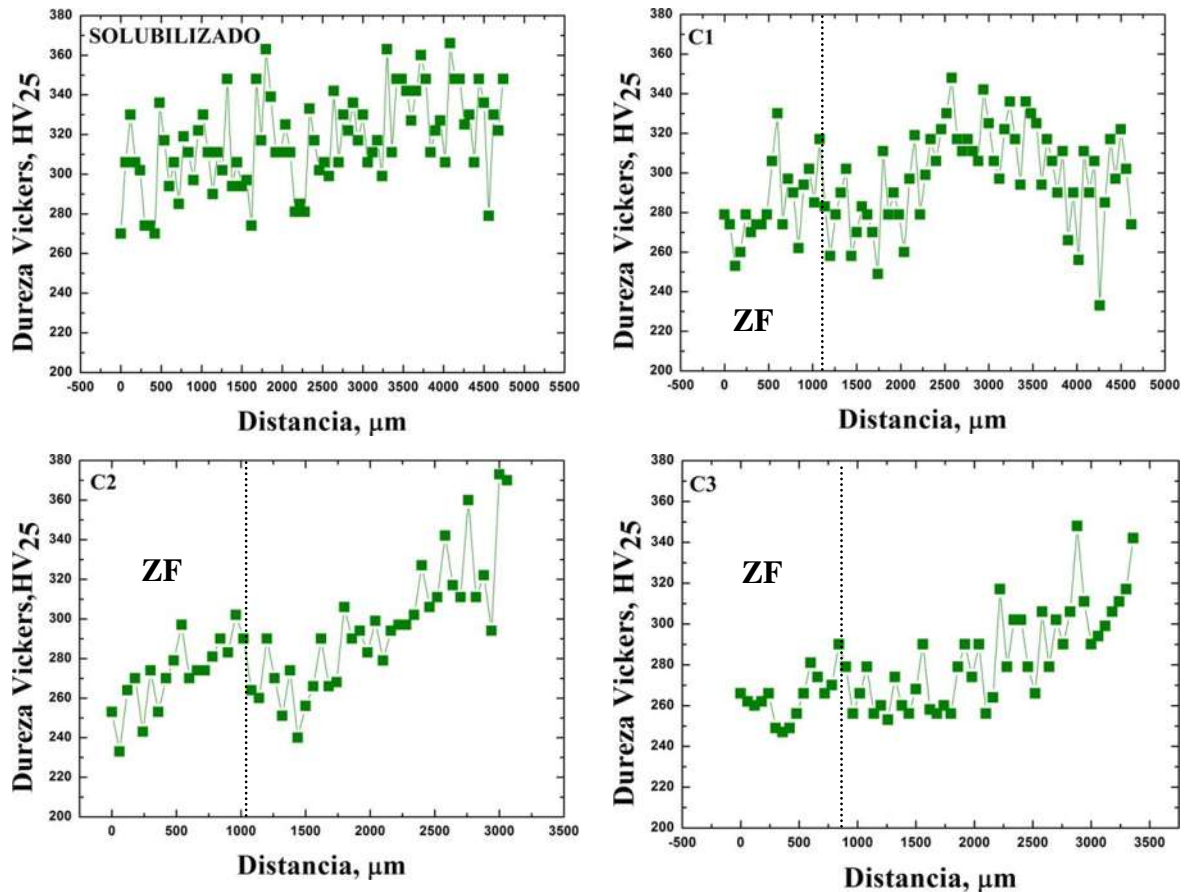


Figura 3.47. Gráficas de microdureza Vickers para el acero TWIP-Ti en la condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.

Lo cual se relaciona con el refinamiento de grano y el efecto de endurecimiento debido a la formación de precipitados. Sin embargo también se pueden observar diferentes comportamientos entre las condiciones de soldadura (fig. 3.47), debido al diferente aporte térmico y velocidad de enfriamiento de cada condición, donde la condición 1 presenta ablandamiento en la ZF, endurecimiento en la ZAT y ablandamiento hacia el metal base (MB). Por otro lado, la condición 2 presenta ablandamiento en la ZF cercana al centro del punto y un ligero endurecimiento en la ZF cercana a la ZAT, ablandamiento en la ZAT y endurecimiento hacia el MB. La condición 3 presenta baja dureza en la ZF, con un ligero endurecimiento en la zona cercana a la interfase ZF-ZAT, ablandamiento en la ZAT y endurecimiento hacia el MB. La disminución en la ZF se atribuye a la microestructura de naturaleza dendrítica, producto del proceso de solidificación [47], mientras que el incremento de dureza en una área de la ZAT se relaciona a la zona recristalizada de grano fino por efecto del elemento microaleante Ti, en solución y como formador de precipitados, en especial Ti(C, N) [7, 40].

3.6.5. Acero TWIP-B (Condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura).

En la figura 3.48 se presentan los resultados del ensayo de microdureza Vickers del acero TWIP-B en condición de solubilizado, y condición 1, 2 y 3 de soldadura (generación de puntos de soldadura mediante proceso TIG).

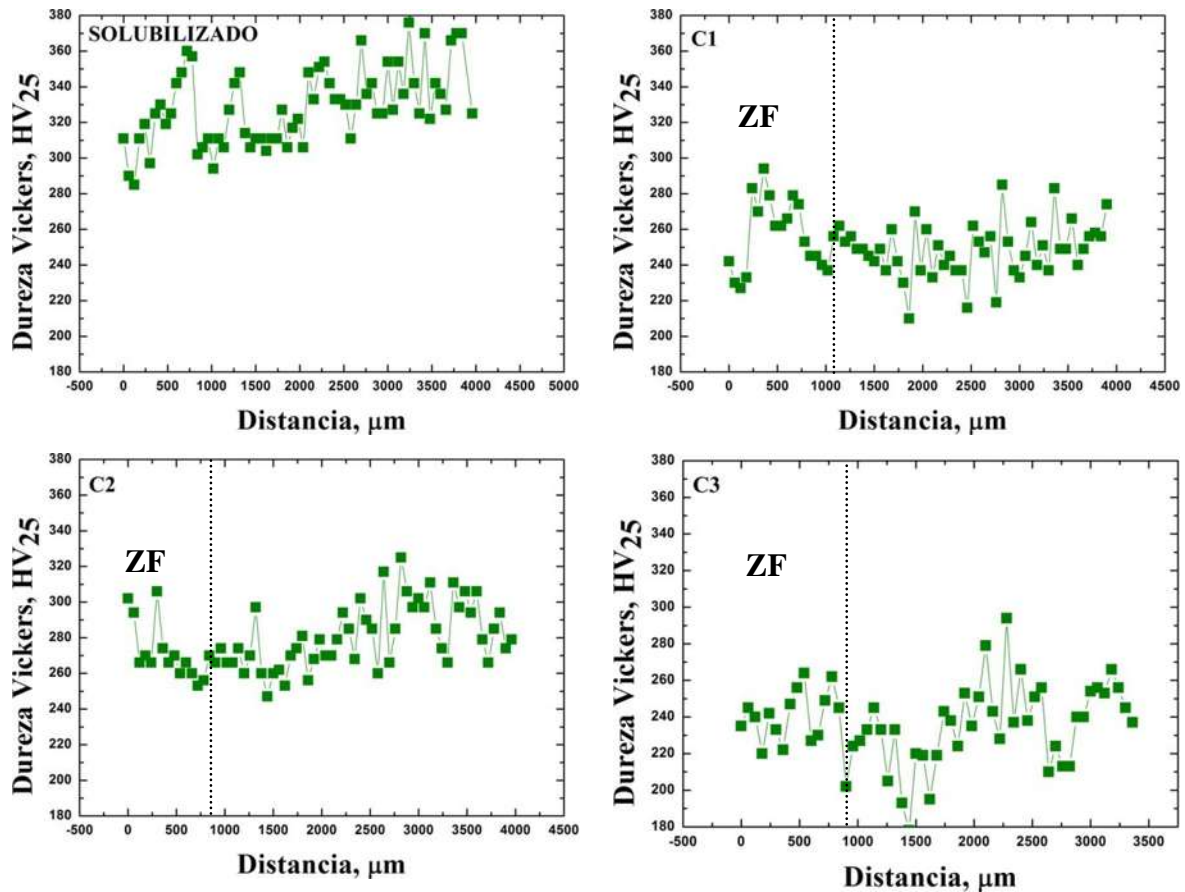


Figura 3.48. Gráficas de microdureza Vickers para el acero TWIP-B en la condición de solubilizado y condiciones 1, 2 y 3 de soldadura.

La figura 3.48 muestra los perfiles de microdureza del acero TWIP-B en las diferentes condiciones de soldadura y condición de solubilizado. Partiendo de la condición de solubilizado, esta presenta un valor de dureza promedio de $\approx 332 HV_{25}$, siendo la condición que en general presenta los mayores valores de dureza para los diferentes aceros TWIP. En general, para este caso las condiciones de soldadura presentan valores inferiores de dureza con relación a la condición de solubilizado, comprendidos entre 190 a 330 HV_{25} , específicamente en la ZAT. Sin embargo, las diferentes condiciones de soldadura presentan diferente comportamiento en los perfiles de microdureza (fig. 3.48). La

condición 1 presenta mayor dureza en la zona de fusión (ZF) alcanzando hasta 300 HV_{25} , con un ablandamiento en la zona afectada térmicamente (ZAT) y un ligero endurecimiento hacia el metal base (MB); por su parte, la condición 2 presenta un comportamiento estable en la ZF con valores aproximados a 265 HV_{25} lo cual se asocia a un menor aporte térmico, con un endurecimiento en la ZAT y ablandamiento hacia el MB. La condición 3 de soldadura presenta baja dureza en la ZF cercana al centro del botón de soldadura, con un ligero endurecimiento en la interfase ZF-ZAT, en este caso la zona afectada térmicamente (ZAT) se compone de dos subzonas: la zona supercrítica de grano grueso con ablandamiento y la zona recristalizada de grano fino, originando endurecimiento en dicha zona [40], también se aprecia un ablandamiento hacia el MB.

3.6.6. Discusión global de resultados de caracterización mecánica mediante el ensayo de microdureza Vickers.

En general los diferentes aceros TWIP con generación de puntos de soldadura, presentaron valores de dureza inferiores a los aceros TWIP en condición de solubilizado. El acero TWIP-REF en la condición 1 de soldadura presentó el mejor comportamiento de dureza tanto en la zona de fusión (ZF) como en la zona afectada térmicamente (ZAT), alcanzando valores de 250 a 310 HV_{25} y 270 a 340 HV_{25} respectivamente, la diferencia presente en la condición 1 respecto a la condición 2 y 3 de soldadura, está en función principalmente de la velocidad de enfriamiento y la formación del AlN, el cual proviene desde el estado líquido debido a que se tiene gran captación y afinidad por el N presente en la atmósfera [7]. Seguido del acero TWIP-REF se encuentra el acero TWIP-Ti, el cual presentó valores de dureza comprendidos en el rango de 230 a 320 HV_{25} para la ZF y 230 a 350 HV_{25} en la ZAT en las diferentes condiciones de soldadura, mostrando en general un buen comportamiento de dureza. Este comportamiento del acero TWIP-Ti es debido al Ti como elemento microaleante tanto en solución sólida y como formador de precipitados (TiC y/o TiN), ya que sus carburos y carbonitruros están presentes desde la fase líquida, permitiendo un mayor refinamiento de grano en este acero [7]. El acero TWIP-B presentó valores de dureza de 240 a 330 HV_{25} en la ZF y 240 a 350 HV_{25} en la ZAT en la condición 1, las condiciones 2 y 3 presentaron valores de 220 a 300 HV_{25} tanto en la ZF y ZAT. El acero TWIP-Nb presentó valores entre 220 a 280 HV_{25} en la ZF y ZAT para la condición 2, las condiciones 1 y 3 de este acero presentaron los menores valores de dureza de 190 a 250 HV_{25} en ambas zonas (ZF y ZAT). Con respecto al acero TWIP-V, este presentó un

comportamiento similar en las diferentes condiciones de soldadura obteniendo valores de dureza de 190 a 270 HV_{25} tanto en la ZF como en la ZAT. El acero TWIP-Nb presenta la menor dureza en las condiciones 1 y 3 tanto en la ZF como ZAT, con valores similares al acero TWIP-V en las tres condiciones de soldadura en ambas zonas (ZF y ZAT). Reyes-Calderón y colaboradores [7] han reportado con relación al efecto de los elementos microaleantes V, Nb, Ti y B en condición de solubilizado a diferentes temperaturas (1100, 1150, 1200 y 1250°C) que son los precipitados de los aceros TWIP-V, TWIP-Nb y TWIP-B los que alcanzan una solubilidad completa, mientras que en el acero TWIP-Ti, el Ti al estar en mayor cantidad, presentó un mayor efecto de endurecimiento por precipitación.

CAPITULO 4. CONCLUSIONES.

4.1. Análisis microestructural en condición de solubilizado (condición de partida).

- Las cinco composiciones de acero TWIP (TWIP-REF, TWIP-V, TWIP-Nb, TWIP-Ti y TWIP-B) en condición solubilizado presentan microestructura austenítica estable de grano recristalizado equiaxial.
- El Ti fue el elemento microaleante con mejor efecto en refinamiento de grano en el acero TWIP-Ti, comparado con los elementos V, Nb y B.

4.2. Análisis microestructural de los botones de soldadura.

- El frente de solidificación de los aceros TWIP bajo estudio presenta inestabilidad como resultado del fenómeno de segregación en la zona de fusión, dando origen a una microestructura final de solidificación de morfología dendrítica burda en las diferentes condiciones de aplicación de puntos de soldadura.
- El efecto de calor de aporte fue más notorio para la condición 1 de soldadura, la cual presentó en general la mayor dimensión de zona de fusión (ZF).
- El Ti mostró mayor efecto de refinamiento de grano en la zona afectada térmicamente (ZAT), para las tres condiciones de generación de puntos de soldadura, con respecto a las adiciones de V, Nb y B. Este efecto es atribuido a la formación de precipitados de Ti tales como TiC ó Ti (C, N), los cuales actúan como nucleantes desde el estado líquido.
- El acero TWIP microaleado con V presento mayor tamaño de grano en la zona afectada térmicamente (ZAT).
- El acero TWIP microaleado con B (TWIP-B) presentó agrietamiento en caliente para las diferentes condiciones de generación de puntos de soldadura, mostrando evidencia del menor grado de soldabilidad.

4.3. Análisis químico mediante MEB/EDS.

- El fenómeno de segregación se presentó en las diferentes condiciones de generación de puntos de soldadura, lo cual afecta negativamente la soldabilidad,

generando transformaciones microestructurales (morfología dendrítica) y baja uniformidad en las propiedades físicas, químicas y mecánicas.

- En general en la zona de fusión (ZF) se presentó el mayor grado de segregación en los aceros TWIP sin microalealear (TWIP-REF) y TWIP microaleado con B (TWIP-B). Con relación a la zona afectada térmicamente (ZAT) el mayor grado de segregación se presentó en el acero TWIP microaleado con V (TWIP-V).

4.4. Análisis estructural mediante difracción de rayos-X.

- El proceso de soldadura empleado en los diferentes aceros TWIP y diferentes condiciones de generación de puntos de soldadura, no afecta la estabilidad de la fase austenítica, lo cual se corroboró con la presencia de los picos asociados a los planos cristalográficos (111), (200), (220), (311), (222) y (013) detectados mediante difracción de rayos-X.

4.5. Caracterización mecánica mediante ensayos de microdureza Vickers.

- En general los diferentes aceros TWIP por la aplicación de puntos de soldadura, presentaron valores de microdureza inferiores a su condición de solubilizado (condición de partida), como resultado de los cambios microestructurales tales como formación de grano dendrítico, formación de precipitados y crecimiento de grano en la zona afectada térmicamente.
- El acero TWIP-Ti presentó menor variación de microdureza, en comparación con su condición de solubilizado (condición de partida), como resultado del endurecimiento por precipitación (formación de partículas de TiC ó Ti (C, N)) y endurecimiento por refinamiento de grano, a diferencia del acero TWIP-V que presentó grandes caídas de microdureza, en comparación con su condición de solubilizado (condición de partida) debido a un bajo endurecimiento por precipitación.

Como conclusión general, se puede afirmar en base a los resultados de las investigaciones realizadas, que los diferentes aceros TWIP microaleados con V, Nb, Ti y B presentan baja soldabilidad, ya que se confirmaron cambios microestructurales, alto grado de segregación y variación de dureza. Sin embargo, las adiciones de Ti y Nb presentaron efectos benéficos sobre la soldabilidad de estos aceros, con relación al refinamiento de grano y endurecimiento por precipitación. Finalmente, en definitiva no se recomienda el uso del B como elemento microaleante en aceros TWIP debido a la alta susceptibilidad al agrietamiento en caliente.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.

1. Demeri M.Y., *Advanced High-Strength Steel-Science, Technology, and Applications*. 1er ed. Ohio: Materials Park. 2013.
2. Frommeyer G, Drewes E.J, Engl B., Physical and mechanical properties of iron-aluminium-(Mn, Si) lightweight steels. *La Revue de Metallurgie Internationale Journal of Metallurgy*, 97 (10), 1245-1253. 2000.
3. Mujica L, Weber S, Thomy C, Vollertsen., Microstructure and mechanical properties of laser welded austenitic high manganese steels. *Sci. Technol. Weld. Join*, 14, 517-522. 2009.
4. World Steel Association., Advanced high strength steels (AHSS) application guidelines. *WorldAutoSteel*, (Ver. 4.1), 1-14. 2009.
5. Kim Y.G, Park Y.S, Han J.K., Low temperature mechanical behavior of microalloyed and controlled-rolled Fe-Mn-Al-C-X alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 16(9), 1689-1693. 1985.
6. AIMME-Unidad de Materiales y Tratamientos Superficiales., Aceros avanzados de alta resistencia AHSS. *OTEA-Observatorio Tecnológico del Metal*, 1-10. 2008.
7. Reyes C.F., *Efecto de los Elementos Microaleantes (B, Nb, V y Ti) Sobre la Microestructura y Fluencia en Caliente de un Acero TWIP (Fe-C-Mn-Al-Si)*. Tesis Doctoral, Departamento de Metalurgia Mecánica, IIM, UMSNH, México. 2013.
8. Sil'man G.I., Phase Diagram of alloys of the Fe-C-Mn system and some structural effects in this sistem part 2. Calculation and construction of isothermal selections of the diagram. *Metal Science and Heat Treatment*, 47, 1-8. 2005.
9. Diaz M.G.Y., *Efecto de los Elementos Microaleantes (Nb, Ti, V, B) Sobre la Microestructura de Aceros alto Manganeso de Plasticidad Inducida por Maclaje (TWIP) Tratados Térmicamente*. Tesis de Maestría, Departamento de Metalurgia Mecánica, IIM, UMSNH, México. 2012.
10. Reed-Hill E.R., *Principios de Metalurgia Física*. 2da ed. Princeton, New Jerse. 1971.
11. Grässel O, Krüger L, Frommeyer G, Meyer L.W., High strength Fe-Mn-(Al,Si) TRIP/TWIP steels development-properties-application. *International Journal of Plasticity*, 16, 1391-1409. 2000.
12. Ueji R, Tsuchida N, Terada D, Tsuji N, Tanaka Y., Tensile properties and twinning behavior of high manganese austenitic steel with fine-grained structure. *Scripta Materialia*, 59, 936-966. 2008.
13. Dumay A, Chateau J.P, Allain S, Migot S, Bouaziz O., Influence of addition elements on the stacking-fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe-Mn-C steel. *Materials Science and Engineering, A* 483-484, 184-187. 2008.
14. Apraiz B.J., *Aceros Especiales y Otras Aleaciones*. 6ª ed. Madrid: Dossat. 1986.
15. Amandine D., *Caracterización de la Recristalización Estática de un Acero TWIP*. Tesis de Maestría, Departamento de Ciencia de los Materiales he Ingeniería Metalurgica, Universidad Politecnica de Cataluña. 2010.
16. Alatorre T.N., *Fabricación, Caracterización y Ensayo de Soldabilidad de un Acero Avanzado de Alta Resistencia Microaleado con Boro*. Tesis de Maestría, Departamento de Soldadura, IIM, UMSNH, México. 2010.
17. Stout R, Doty W., *Weldability of Steels*. 2da ed. Universidad de Michigan: Welding research Council. 1978.

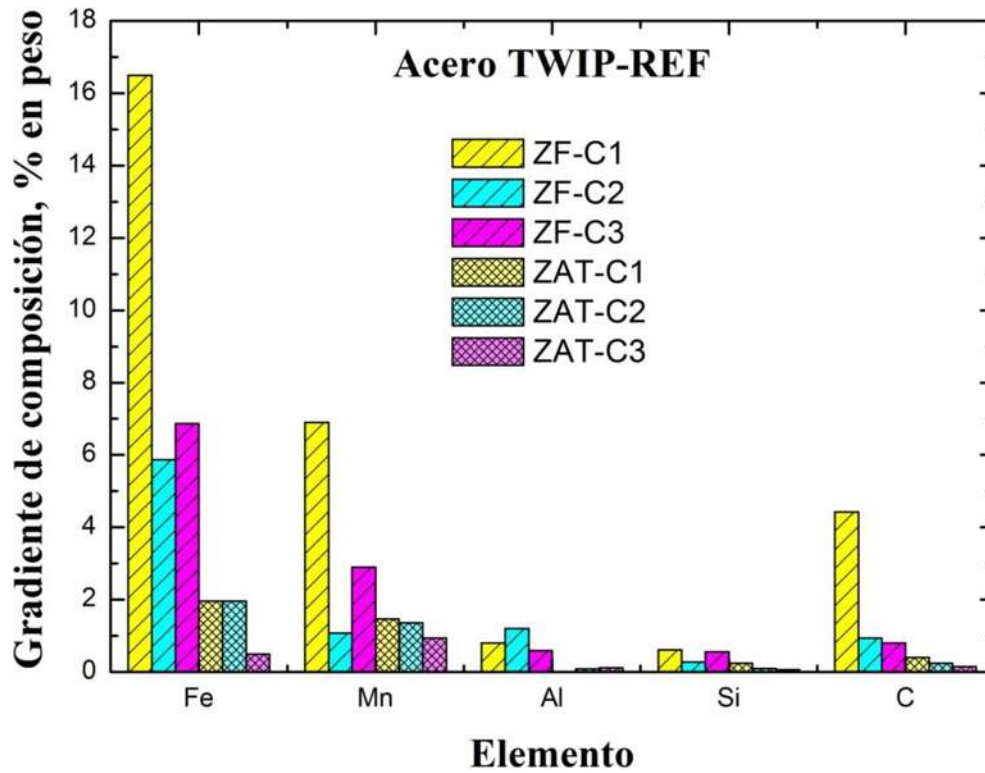
18. Roncery L.M, Weber S, Theisen W., Welding of twinning-induced plasticity steels. *Scripta Materialia*, 66(12), 997-1001. 2012.
19. American Welding Society AWS Structural Welding Code Steel, AWS., D.1.1/D1.1M: 2008.
20. Jaehong Y, Lee C, Kim S, Park Y, Choi J., Characteristics of the hot cracking and segregation behavior in the high manganese steel welds. *In: Proceedings of the 1st International Conference on High Manganese Steels, Seoul*, 1-8. 2011.
21. Mujica L, Weber S, Pinto H, Thomy C, Vollertsen F., Microstructure and mechanical properties of laser-welded joints of TWIP and TRIP steels. *Materials Science and Engineering, A* 527(7-8), 2071-2078. 2010.
22. Roncery L.M, Weber S, Theisen W., Welding of twinning-induced plasticity steels. *Scripta Materialia*, 66(12), 997-1001. 2012.
23. Saha D.C, Choi C.Y, Han S, Chin K.G, Choi I, Park Y.D., Weldability evaluation and microstructure analysis of resistance-spot-welded high-Mn steel in automotive application. *Steel research international*, **83**(4), 352-357. 2012.
24. Zhenming X, Gaofei L, Qingfeng G, Qichuan J., TiC as heterogeneous nuclei of the (Fe, Mn) 3C and austenite intergrowth eutectic in austenite steel matrix wear resistant composite. *Materials Research Bulletin*, 39(3), 457-463. 2004.
25. Mujica L, Weber S, Theisen W., Developmen of high-strength corrosion-resistant austenitic TWIP steels whit C+N. 2 ND. *International Conference*, 17-20. 2010.
26. Frommeyer G, Brux U, Neumann P., Supra-Ductile and High -Strength Manganese-TRIP/TWIP Steel for High Absorption Purposes. *ISIJ International*, 43, 438-446. 2003.
27. Arias D., Transformaciones de fase. *Asociación Argentina de Materiales*, 3 (3), 1-19 2006.
28. Asta E., *Fundamentos de la Soldadura por Arco Electrico*. 1ra ed. Fundación Latinoamericana de Soldadura, Buenos Aires. 2006.
29. INDURA., Manual de sistemas y materiales de soldadura. [en línea], disponible en: URL:http://www.indura.com.mx/_file/file_2182_manual%20de%20soldadura%20indura%202007.pdf
30. Gutierrez M.R., *Soldadura de Acero inoxidable AISI-316 Utilizando Material de Aporte y Proceso T.I.G. Semiatumático*. Tesis de Licenciatura, Escuela de Ingeniería Mecánica, UMSNH, 1987.
31. Bravo I.M., *Estudio de la Soldabilidad del Acero Inoxidable Ferrítico AISI 430 en Soldaduras Circulares por el Proceso GTAW*. Tesis de Maestría, Departamento de Soldadura, IIM, UMSNH, México. 2006.
32. Olson D.L, Siewert T.A, Liu S, Edwards G.R., *Welding, Brazing and Soldering, ASM*. 9^a ed. 6, 182-200. 1983.
33. Rodriguez M., *Fundamentos Tecnológicos y Metalúrgicos para la Soldadura de los Aceros Inoxidables*. Tesis de Maestría, Departamento de Soldadura, IIM, UMSNH, México. 2003.
34. Radhakrishnan V.M., *Welding Technology and Desing*. 2da ed. Chennal, Tamil Nadu: Indian Institute of Technology, 8-23. 2005.
35. Hamada A.S, Karjalainen L.P., Hot ductility behaviour of high-Mn TWIP steel. *Material Science and Engineering A*, 528, 1819-1827. 2011.
36. Wang S.H, Liu Z.Y, Zhang W.N, Wang G.D, Liu J.L, Liang G.F., Microestructure and mechanical property of strip in Fe-23Mn-3Si-3Al TWIP steel by twin roll casting. *ISIJ International*, 49(9), 1340-1346. 2009.

37. Davies G.J, Garland J.G., Solidification structures and properties of fusion welds. *International Metallurgical Review*, 20, 83-106. 1975.32.
38. Easterling K., *Introduction to the Physical Metallurgy of Welding*. 2da ed. Universidad de Michigan: Butterworth Heinemann. 1992. 32.
39. Jenney L.C, O'brien A., *Welding Science and Technology*. American Welding Society (AWS). 1, 9^a ed. 2001.
40. Lancaster J.F., *The Phisycs of Welding*. 2da ed. Oxford: Pergamon Press. 1986.
41. Kang S.E, Banerjee J.R, Maina E.M, Mintz B., Influence of B and Ti on hot ductility of high Al and high Al, Nb containing TWIP steels. *Materials Science and Technoly*, 29(10), 1225-1232. 2013.
42. Carpenter K.R, Dippenaar R, Killmore C.R., Hot ductility of Nb and Ti-bearing microalloyed steels and the influence of thermal history. *Metall Mater Trans A*, 40(3), 573-580. 2009.
43. Hamada A.S, Karjalainen L.P, Somani M.C., The influence of aluminum on hot deformation behavior and tensile properties of high-Mn TWIP steels. *Materials Science and Engineering A*, 467, 114-124. 2007.
44. Mintz B, Crowther D.N., Hot ductility of steels and its relationship to the problem of the transverse cracking in continuous casting. *International materials Reviews*, 55(3), 168-196. 2010.
45. Kim S.K, Kim J.S, Kim N.J., Effect of B on the hot ductility of Nb-containing steels. *Metall. Mater. Trans. A*. 33A, 701-704. 2002.
46. Mejia I, Altamarino G. Bedolla-Jacuinde A, Cabrera J.M., Hot ductility behaviour of a low carbon advanced high strength steel (AHSS) microalloyed with boron. *Mater. Sci. Eng. A*. 528A, 4468-4474. 2011.
47. Debroy T, David S.A., Physical processes of fusion welding. *Reviews of Modern Physics*, 67 (1), 85-112. 1995.
48. Saeed-Akbari A, Imlau J., Derivation and variation in composition-dependent stacking fault energy maps based on subregular solution model in high-manganese steels. *Metallurgical and Materials Transactions. A* 40(13), 3076-3090. 2009.
49. Sakkinen D.J, Zekavica O., *International Patent Application* WO2011/060432 A1, 2011.
50. Pablo S.J.R., *Estudio de la Resistencia al Desgaste de Aceros Alto Manganeso de Plasticidad Inducida por Maclaje (TWIP) Microaleados*. Tesis de Maestría. Departamento de Metalurgia Mecánica, IIM, UMSNH. 2013.
51. Hofer S, Hartl M, Schestak G, Schneider R, Arenholz E, Samek L., Berg-und Hu "ttenma" nnischemonatshefte. 156, 99-104. 2011.
52. Mesquita R.A, Shchneider R, Steineder K, Samek L, Arenholz E., On the austenite stability of a new quality of twinning induced plasticity steel, exploring new ranges of Mn and C. *Metallurgical and Materials Transactions. A* 44, 4015-4019. 2013.
53. Mejía I., Predicción de fases en equilibrio del sistema Fe-20Mn-1.5Al-1.5Si-0.4C. *Grupo de Metalurgia Mecánica, IIM-UMSNH*. 2013 (inedito).

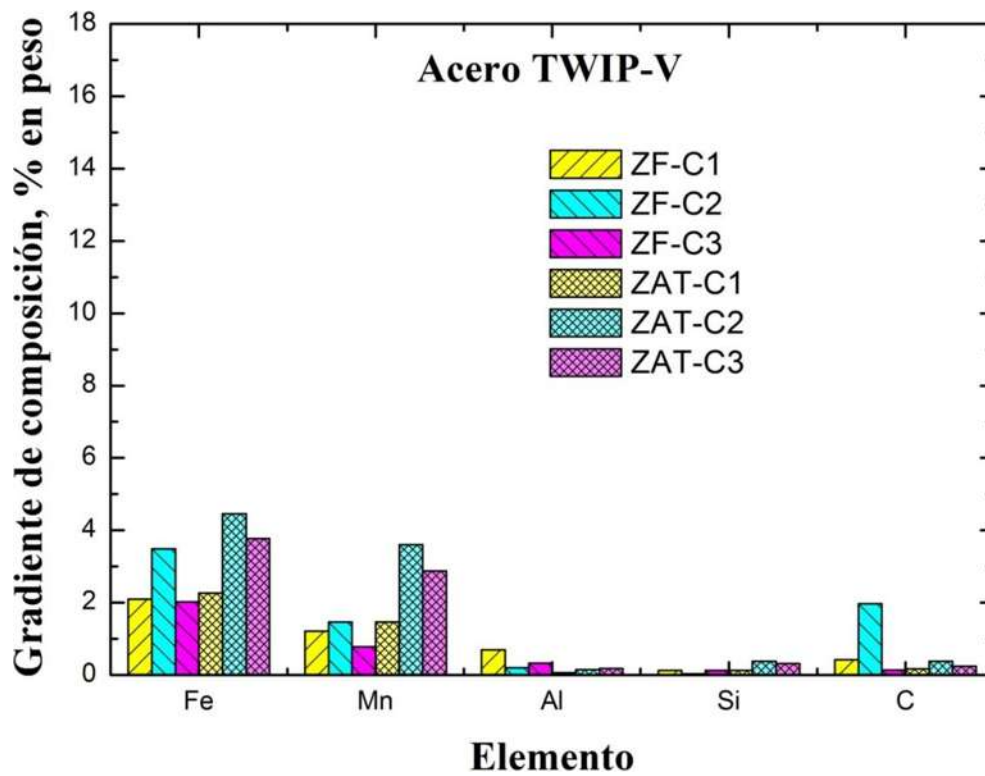
TRABAJO PROPUESTO PARA EL FUTURO.

- Llevar a cabo uniones soldadas mediante procesos de bajo aporte térmico de los aceros TWIP-Ti y TWIP-Nb, los cuales en general aportaron mejores beneficios en la soldabilidad de aceros TWIP.
- Evaluar las propiedades mecánicas de las uniones soldadas, mediante ensayos de tracción, flexión e impacto.
- Predecir velocidades de enfriamiento mediante el método de elemento finito.

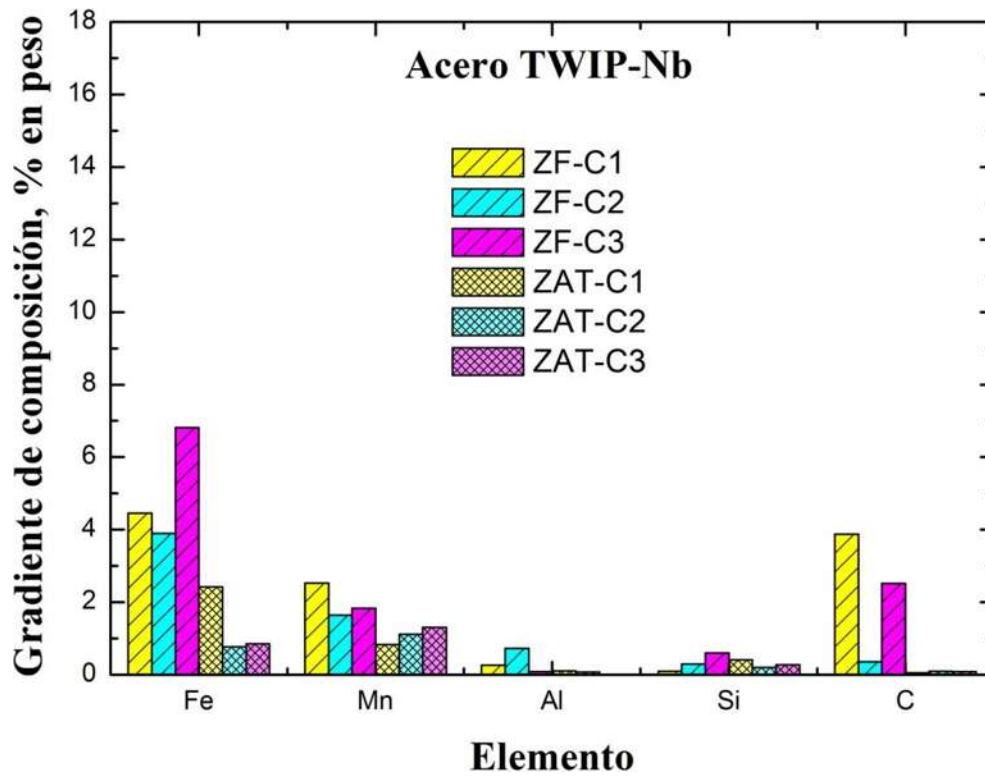
ANEXO A. GRADIENTES DE COMPOSICION % EN PESO.



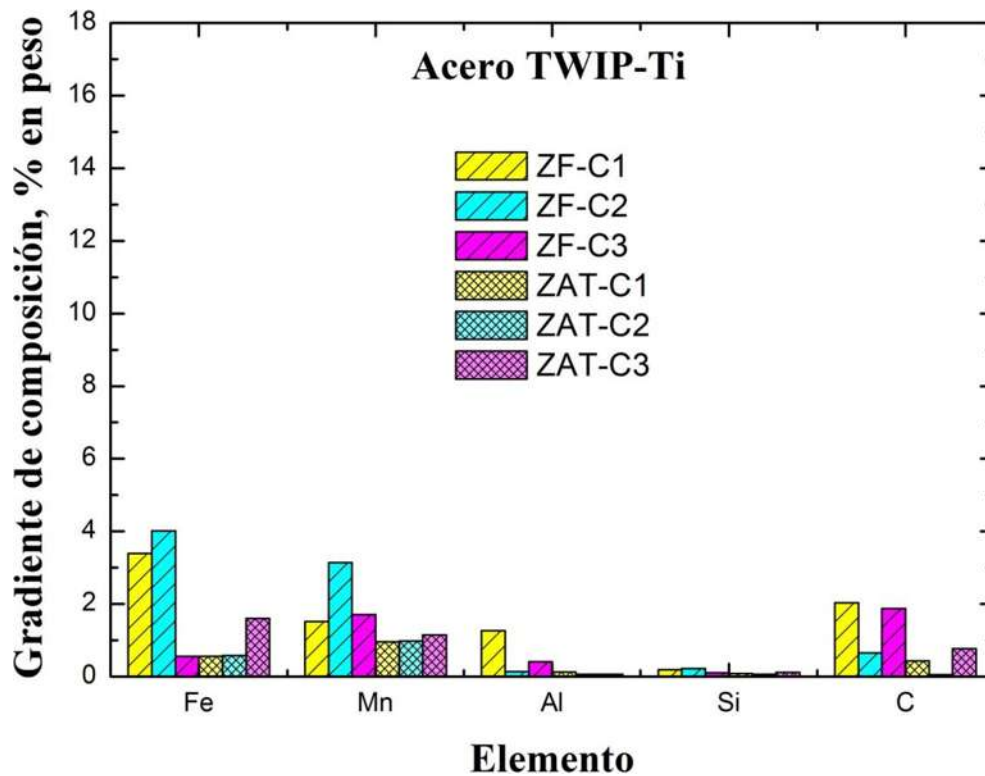
A1. Gradiente de composición en % en peso del acero TWIP-REF.



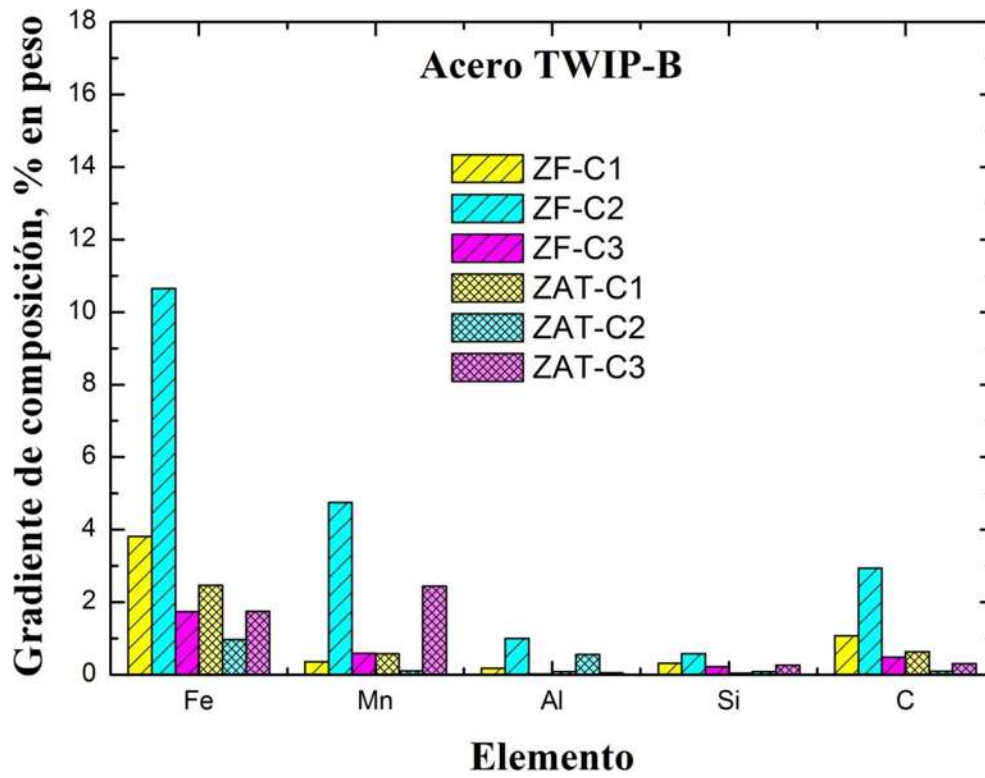
A2. Gradiente de composición en % en peso del acero TWIP-V.



A3. Gradiente de composición en % en peso del acero TWIP-Nb.

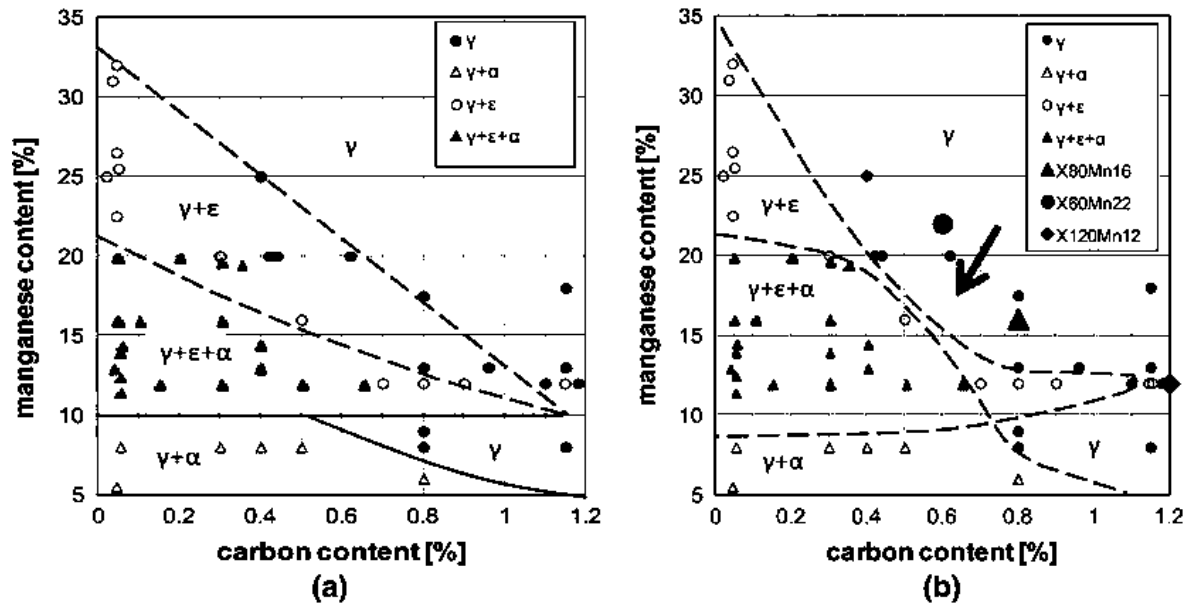


A4. Gradiente de composición en % en peso del acero TWIP-Ti.

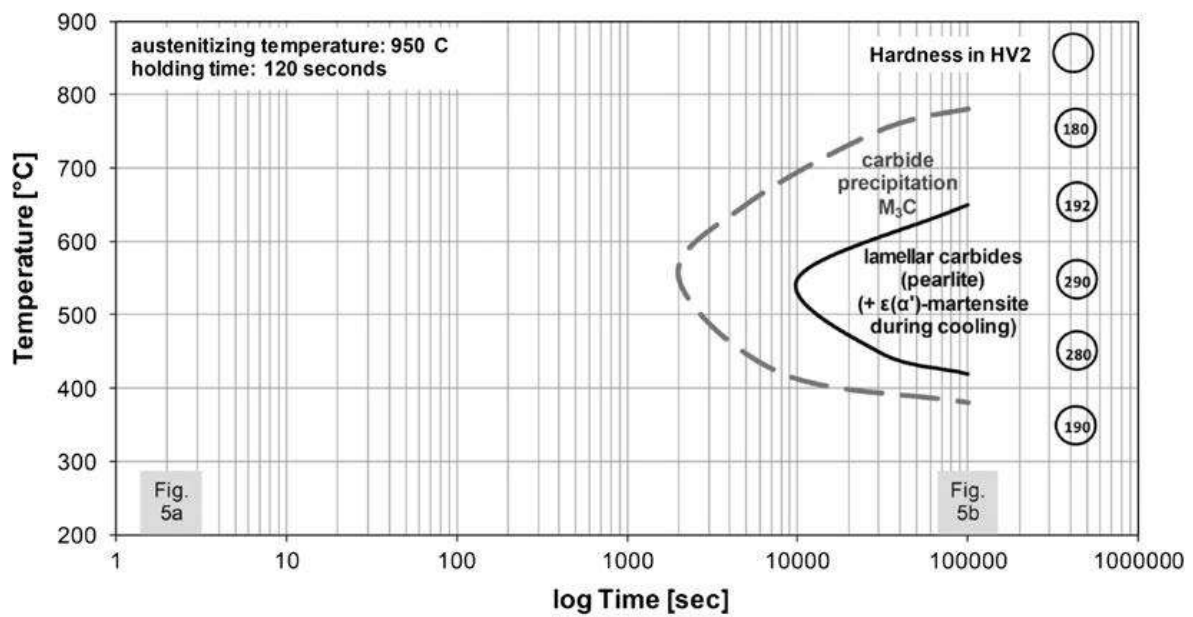


A5. Gradiente de composición en % en peso del acero TWIP-B.

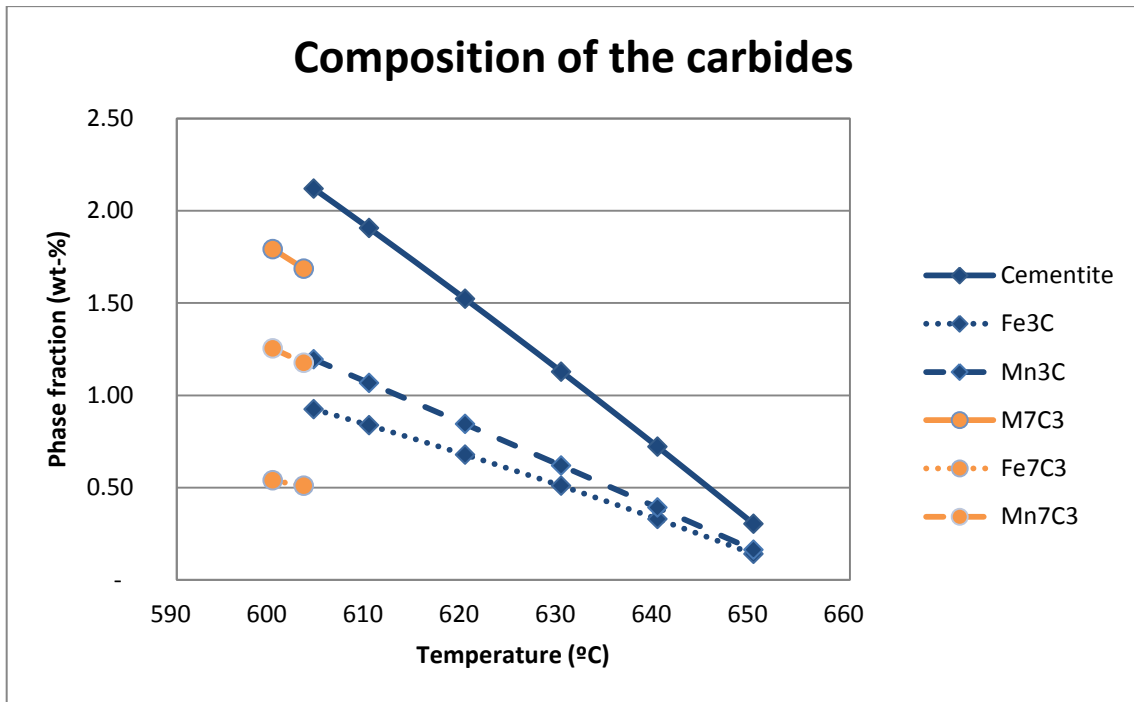
ANEXO B. DIAGRAMAS DE TRANSFORMACION DE LA AUSTENITA.



B1. Diagrama de transformación de la austenita en función del contenido de C y Mn en aceros: a) Fe-C-Mn y b) Fe-C-Mn-Al-Si [51].



B2. Diagrama TTT (temperatura, tiempo, transformación) de acero TWIP [52].



B3. Diagrama de predicción termodinámica de formación de carburos en acero TWIP Fe-20Mn-1.5Al-1.5Si-0.4C [53].