



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE
SAN NICOLÁS DE HIDALGO

INSTITUTO DE INVESTIGACIONES
METALÚRGICAS



DESARROLLO Y CARACTERIZACIÓN
METALOGRAFICA/MECÁNICA DE ACEROS AVANZADOS DE
ALTA RESISTENCIA DE FASE DUAL (DUAL-PHASE)
MICROALEADOS CON BORO.

Tesis para optar el grado de:

Maestra en Metalurgia y Ciencias de los Materiales.

Ventura Lilia Cruz Hernández

Ingeniera en Materiales, ITM, Noviembre 2010.

Asesor:

Dr. Ignacio Mejía Granados
Departamento de Metalurgia Mecánica.

Morelia Michoacán, México; Mayo, 2013.

Dedicatoria:

Decidí salir de paseo,
me encontré obstáculos,
noches tan pequeñas
y días que por sí solos, parecían cansados.
En el camino, ¡Encontré regalos!
muchos de ellos se desvanecieron,
pero los que realmente valen la pena están dando frutos.

Para mi esposo, **Marco A. García Rentería.**

Mis papás:

Jerónimo Cruz Caltzontzin.
Gloria Hernández García.

Hermanos:

German, Rubén, Jerónimo y Omar.

Agradecimientos:

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT), por la beca otorgada para mi sustento económico durante el periodo de mi posgrado de maestría.

Al Dr. Ignacio Mejía Granados, por su apoyo como mi asesor dentro del posgrado de maestría, por el tiempo dedicado, por compartir su conocimiento conmigo, gracias.

A la M.C. Ma. Teresita Santoyo Arreguín, por las facilidades prestadas para el uso de equipos de Ingeniería en Materiales del Instituto Tecnológico de Morelia.

Al Dr. Pedro Garnica González, por las facilidades prestadas para el uso de equipos del posgrado de Metalurgia del Instituto Tecnológico de Morelia.

Al Dr. Luis Béjar Gómez y al Ing. Máximo Pérez López, por las facilidades prestadas para el uso de equipos del posgrado de Mecánica de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo.

A él Ing. Francisco Solorio, a la Ing. Ma. Remedios Cisneros, Sra. Victoria Luque, Ing. Rubén Darío Cervantes, Ing. Héctor Damián Orozco, Técnico en máquinas herramientas Jorge Vázquez por su disponibilidad y apoyo para el uso de los equipos del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas de la UMSNH.

Comité tutorial:

- ✓ Dr. Rafael Hernández García.
- ✓ Dr. José Lemus Ruiz.
- ✓ Dr. Ramiro Escudero García.
- ✓ Dr. Pedro Garnica González.
- ✓ Dr. Jorge Alejandro Verduzco Martínez.

Por la disponibilidad prestada para atender las revisiones de los seminarios presentados, reportes y la tesis, Gracias.

Índice

Resumen	IX
Introducción	X
Objetivo general	XI
Objetivos particulares	XI
Hipótesis	XII
a) Argumentos	XII
a) Proposición.....	XII
Justificación	XIII
Capítulo 1. Revisión bibliográfica	1
1.1 Aceros avanzados de alta resistencia (AHSS).....	1
1.1.1 Clasificación de los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) de primera generación.	2
1.1.2 Propiedades mecánicas de los AHSS.	3
1.1.3 Metalurgia física de los acero doble fase (DP).....	4
1.1.4 Obtención de los aceros doble fase.....	4
1.2 Efecto de los elementos de aleación y microaleación en las propiedades del acero.....	5
1.2.1 Efecto del Boro (B).....	6
1.3 Tratamiento térmico intercrítico (TTI).....	7
1.4 Mecanismos de transformación en estado sólido.....	9
1.4.1 Transformación de fase austenita-ferrita	11
1.4.2 Transformación de fase austenita-martensita.	13
1.5 Difusión de elementos en la austenita (γ) y ferrita (α).....	15
1.6 Deformación plástica y endurecimiento por deformación de aceros doble fase (DP).....	16
1.7 Investigaciones realizadas en el grupo de Investigación de Metalurgia-Mecánica relacionadas con los aceros avanzados bajo estudio.	18
Capítulo 2. Metodología experimental.....	20
2.1 Materiales y composición química.	20
2.2 Diseño del tratamiento térmico intercrítico (TTI).....	21
2.3 Caracterización metalográfica.	24
2.3.1 Microscopía óptica (MO).....	25
2.4 Microscopía electrónica de barrido (MEB).....	25
2.4.1 Cuantificación de fases.....	25
2.5 Caracterización estructural.	28

2.5.1 Difracción de rayos-X.	28
2.6. Caracterización mecánica.	28
2.6.1 Dureza Rockwell.	28
2.6.2 Dureza Vickers.	29
2.6.3 Microdureza Vickers.	29
2.6.4 Ensayo de tracción uniaxial.	30
2.6.5 Análisis fractográfico.	31
2.6.6 Análisis metalográfico en zona de estricción.	31
2.6.7 Determinación del exponente de endurecimiento (n)-modelo de Hollomon.	31
2.6.8 Carbono equivalente.	33
Capítulo 3. Resultados y discusión.	34
3.1 Resultados de microscopía óptica.	34
3.2 Resultados de microscopía electrónica de barrido.	35
3.3 Resultados de difracción de Rayos-X.	43
3.4 Resultados de la cuantificación de fases presentes en los aceros (AHSS-DP).	44
3.5 Resultados de dureza Rockwell C.	46
3.5.1 Medición de la deformación en la huella.	47
3.6 Resultados de macrodureza Vickers.	49
3.7 Resultados de la microdureza Vickers.	50
3.8 Resultados del ensayo de tracción uniaxial de los tratamientos térmicos intercríticos TTI-A, TTI-B, y TTI-C.	51
3.9 Resultados del exponente de endurecimiento (n) por deformación.	55
3.9.1 Curvas de logaritmo de esfuerzo vs logaritmo de deformación (ajuste lineal).	55
3.9.2 Curvas experimentales vs modelo (Ecuación ajustada).	59
3.9.3 Resultados del coeficiente de endurecimiento por deformación (n).	62
3.10 Resultados de análisis fractográfico.	64
3.11 Metalografías en corte longitudinal de la zona de fractura.	76
3.12 Comportamiento de las propiedades mecánicas de los aceros doble fase con relación al carbono equivalente (CE).	79
Capítulo 4. Conclusiones.	81
Trabajo futuro.	83
Referencias bibliográficas.	84

RELACIÓN DE FIGURAS

Capítulo 1. Revisión bibliográfica

Figura 1.1. Resistencia a la tensión y el porcentaje de elongación de AHSS [4].....	1
Figura 1.2. Clasificación de los aceros en función de su resistencia [6].	3
Figura 1.3. Microestructura de una matriz ferrítica con islas de martensita [6] [10].	4
Figura 1.4. Diagrama Fe-C modificado de [11] , donde se muestra el ciclo de tratamiento térmico intercrítico (TTI).	7
Figura 1.5. Acero con niobio tratado térmicamente por un TTI a 810 °C , a diferentes velocidades de enfriamiento revelado con nital al 2% [11]	9
Figura 1.6. Mecanismos de transformación por reconstrucción y desplazamiento [20].	10
Figura 1.7. a) Ferrita idiomórfica y alotromórfica, b) Ferrita Widmanstätten primaria y secundaria [19], c) Ferrita alotromórfica, d) Ferrita Widmanstätten, e) Ferrita alotromórfica en los límites de grano e idiomórfica intergranular, f) Ferrita Widmanstätten de placas [20].	12
Figura 1.8. a) Efecto del contenido de carbono sobre las temperaturas M_s y M_f en aceros al carbono b) dureza de la martensita en función del contenido de carbono [21].....	13
Figura 1.9 Temperatura de transformación (M_s) en función del contenido de carbono del acero. Rangos de composición de la martensita de cintas y de placas que se presenta en aleaciones Fe-C [22].....	14
Figura 1.10. Diagrama esfuerzo-deformación, donde se presentan las diferentes etapas de endurecimiento.	17

Capítulo 2. Metodología experimental

Figura 2.1. Diagrama Fe-C [28].	21
Figura 2.2. Ciclo térmico para el TTI-A. a) Ciclo programado; b) Ciclo real.	22
Figura 2.3 Ciclo térmico del TTI-B; a) Ciclo programado, b) Ciclo real.....	23
Figura 2.4 Ciclo de térmico del TTI-C; a) Ciclo programado, b) Ciclo real.....	23
Figura 2.5 Curvas de enfriamiento continuo teóricas (CCT) de los aceros a) DPA-0B, b) DPA-100B, c) DPB-0B, d) DPB-214B.	24
Figura 2.6. Cuantificación de fases de los aceros DPA-0B a 4000x del TTI-B.....	26
Figura 2.7 Huellas del ensayo de dureza HRC a) Acero DPA-0B-B; b) Acero DPB-214B-B, tomadas por MO a 50x.	29
Figura 2.8 Dimensiones finales de las probetas de tensión.	30

Capítulo 3. Resultados y discusión

Figura 3.1. Microestructuras obtenidas por MO en los materiales base a 1000x, a) DPA-0B y b) DPA-100B, c) DPB-0B y d) DPB-214B.	34
Figura 3.2 Microestructuras del MEB correspondientes al tratamiento térmico intercrítico TTI-A: (a), (b), (c), (d), y el TTI-B: (e), (f), (g), (h).	36
Figura 3.3 Microestructuras del MEB a 2000x, correspondientes al TTI-A: (a), (b), (c), (d) y TTI-B: (e), (f), (g) y (h).	37
Figura 3.4 Microestructuras del MEB correspondientes al tratamiento térmico intercrítico TTI-A: (a), (b), (c), (d), y TTI-B: (e), (f), (g) y (h).	38
Figura 3.5 Microestructuras del MEB a 1000x del tratamiento térmico intercrítico (TTI-C) a 790 °, (a), (b), (c) aceros de la serie A: (d), (e) y (f) aceros de la serie B.	39
Figura 3.6 Microestructuras del MEB a 2000x del tratamiento térmico intercrítico (TTI-C) a 790 °C. (a), (b) y (c) aceros de la serie A: (d), (e) y (f) aceros de la serie B.	40
Figura 3.7 Microestructuras del MEB del TTI-B, del acero DPA-100B a 1000x.	42
Figura 3.8 EDS del MEB del acero DPA-100B del TTI-B a 1000x. a) EDS uno, b) EDS dos correspondiente a la figura 3.7.	42
Figura 3.9 Difractogramas de DRX de los AHSS-DP.	44
Figura 3.10 Fracción volumétrica de la martensita y ferrita en los AHSS-DP.	45
Figura 3.11 Dureza Rockwell C de los AHSS-DP.	47
Figura 3.12 Área de deformación plástica alrededor de las huellas de dureza Rockwell C en aceros AHSS-DP bajo estudio.	48
Figura 3.13 Área afectada por deformación plástica alrededor de la huella del ensayo de dureza RHC a) Acero DPA-0B bajo TTI-A, b) Acero DPB-0B bajo TTI-B.	48
Figura 3.14 Comportamiento de la macrodureza Vickers (HV_{30}) de los AHSS-DP.	49
Figura 3.15 Microdureza Vickers de la ferrita y martensita presente en los AHSS-DP.	51
Figura 3.16 Curvas esfuerzo-deformación ingenieril, de los tratamientos térmicos intercríticos TTI-A, TTI-B y TTI-C.	52
Figura 3.17 Curvas de logaritmo de esfuerzo vs logaritmo de deformación (ajuste lineal) del TTI-A.	56
Figura 3.18 Curvas de logaritmo de esfuerzo vs logaritmo de deformación (ajuste lineal) del TTI-B.	57
Figura 3.19 Curvas de logaritmo de esfuerzo vs logaritmo de deformación (ajuste lineal) del TTI-C.	58
Figura 3.20 Curvas experimentales vs modelo (ecuación ajustada) del TTI-A.	59
Figura 3.21 Curvas experimentales vs modelo (ecuación ajustada) del TTI-B.	60
Figura 3.22 Curvas experimentales vs modelo (ecuación ajustada) del TTI-C.	61
Figura 3.23 Comportamiento del exponente de endurecimiento por deformación (n) en los tratamientos térmicos intercríticos TTI-A, TTI-B y TTI-C.	63
Figura 3.24 Fractografías del MEB a 20x de los aceros DPA y DPB del TTI-A.	65
Figura 3.25 Fractografías del MEB a 1000x de los aceros DPA y DPB del TTI-A.	66

Figura 3.26 Fractografías del MEB de los aceros DPA y DPB del TTI-A.	67
Figura 3.27 Fractografías correspondientes a los espectros de los aceros DPA-0B, DPA-100B, DPA-150B y DPB-214 del TTI-A.	68
Figura 3.28 Espectros EDS correspondientes a la figura 3.27 del TTI-A, a) Acero DPA-0B-A con presencia de (MnS), b) Acero DPA-100B-A con presencia de (VC), c) Acero DPB-214B-A con presencia de (BN).	69
Figura 3.29 Fractografías del MEB a 20x de los aceros DPA y DPB del TTI-B.....	70
Figura 3.30 Fractografías del MEB a 1000x de los aceros de la serie DPA y DPB del TTI-B.	71
Figura 3.31 Fractografías del MEB a 2000x de los aceros de la serie DPA y DPB del TTI-B.	72
Figura 3.32 Fracturas por MEB a 20x de los aceros de la serie DPA y DPB del TTI-C.	73
Figura 3.33 Fractografías de MEB a 1000x de los aceros de la serie DPA y DPB del TTI-C.	74
Figura 3.34 Fractografías de MEB a 2000x de los aceros de la serie DPA y DPB del TTI-C.	75
Figura 3.35 Metalografías de la zona de fractura de las probetas de tensión con una magnificación de 15x del TTI-A.	76
Figura 3.36 Metalografías de la zona de fractura de las probetas de tensión a 1000x del TTI-A (la flecha indica el eje de tensión).	77
Figura 3.37 Metalografías longitudinales de la fractura de las probetas de tensión a 2000x del TTI-A.	78
Figura 3.38 Comportamiento de la microdureza Vickers de la ferrita y martensita en relación con el carbono equivalente de los TTI-A, TTI-B y TTI-C.....	79
Figura 3.39 Comportamiento de esfuerzo máximo y el porcentaje de alargamiento en relación con el carbono equivalente del TTI-A, TTI-B y del TTI-C.	80

RELACIÓN DE TABLAS

Capítulo 1.Revisión bibliográfica

Tabla 1.1 Ejemplos de las propiedades mecánicas de los grados de aceros clasificados por ULSAB-AVC [6].	3
Tabla 1.2 Elementos de aleación y microaleación en las propiedades del acero [13-15].	5
Tabla 1.3 Difusión de diferentes elementos en la austenita y ferrita [20].	15
Tabla 1.4 Parámetros de autodifusión de elementos puros [23].	15

Capítulo 2. Metodología experimental

Tabla 2.1 Composición química de los AHSS de la serie A de extra-bajo %C (en peso).	20
Tabla 2.2 Composición química de los AHSS de la serie B de bajo %C (en peso).	20
Tabla 2.3 Parámetros de tratamientos térmicos intercríticos (valores reales).	23
Tabla 2.4 Cuantificación de las fases de los aceros de la serie A y B del tratamiento térmico intercrítico TTI-B.	27
Tabla 2.5 Carbono equivalente de los aceros de doble fase.	33

Capítulo 3. Resultados y discusión

Tabla 3.1 Fracción volumétrica de la ferrita y martensita de los aceros DPA y DPB.	45
Tabla 3.2 Dureza Rockwell C del material base y en condición de tratamiento térmico intercrítico.	46
Tabla 3.3 Deformación de la huella del ensayo de dureza RHC de los aceros DPA y DPB, con y sin tratamiento térmico.	47
Tabla 3.4 Macro dureza Vickers de los aceros DPA y DPB con y sin tratamiento térmico.	49
Tabla 3.5 Microdureza Vickers de la ferrita y martensita.	50
Tabla 3.6 Valores derivados del ensayo de tracción uniaxial de los tratamientos térmicos intercríticos.	54
Tabla 3.7 Parámetros de modelización (K_H , n_H , ϵ_0 - ϵ_f).	62
Tabla 3.8 Valores del exponente de endurecimiento por deformación (n) de aceros doble fase tratados por tratamiento térmico intercrítico reportados en la literatura abierta.	63

Resumen

El incremento del precio de elementos de aleación del acero, así como las nuevas políticas energéticas en el mundo enfocadas al ahorro de combustible y cuidado ambiental, han dirigido la investigación metalúrgica a la búsqueda de aceros que combinen alta resistencia con elevada tenacidad y baja densidad reduciendo costos. De esta manera, tras surgir los aceros avanzados de alta resistencia (Advanced High Strength Steels, AHSS), se ha logrado sustituir a los aceros convencionales en aplicaciones tales como la automotriz, lo cual ha permitido reducir la sección de elementos gracias a su buena relación resistencia-peso, disminuyendo la cantidad de material utilizado y con ello los costos. Es por esto que en la presente investigación se plantea el desarrollo y la caracterización metalográfica, estructural y mecánica de los aceros (AHSS) de doble fase (DP, Dual-Phase) de bajo y extra-bajo contenido de carbono, microaleados con boro (0, 82, 100, 150, hasta 214 ppm), ya que existe poca información en la literatura abierta científica especializada sobre el efecto del boro en estos aceros en cuanto al efecto microestructural (distribución de ferrita-martensita), el cual está ampliamente ligado con las propiedades mecánicas, por lo que es preciso generar nuevo conocimiento acerca de estos aceros, motivo de sustento de esta investigación. Se ha reportado que el efecto del boro mejora la templabilidad de los aceros de bajo contenido de carbono, (< 0.4%) además de inhibir el crecimiento de la fase ferrita en el límite de grano, promoviendo su crecimiento al interior del mismo. En este trabajo, se llevaron a cabo tratamientos térmicos intercríticos con la finalidad de obtener una microestructura de doble fase (ferrítica + martensita), bajo diferentes condiciones de calentamiento para posteriormente temprar hasta temperatura ambiente. De los resultados de estos tratamientos térmicos se consiguió una microestructura compuesta de una matriz ferrítica, reforzada por islas de martensita. Donde las diferencias microestructurales de morfología, tipo de martensita y distribución de la misma en la matriz ferrítica, repercutieron directamente en la resistencia mecánica y tenacidad de estos materiales, donde al sacrificar resistencia se gana alargamiento, aunque se observó que el efecto del boro mantuvo un comportamiento benéfico sobre las propiedades mecánicas hasta 100 ppm.

Introducción

Debido al incremento del precio de elementos de aleación del acero, así como a las nuevas políticas energéticas tendientes en el mundo al ahorro de combustible y cuidado medioambiental, la investigación metalúrgica actual se centra en la búsqueda de aceros que combinen alta resistencia con elevada tenacidad, y de esta manera obtener aceros con propiedades mejoradas respecto a los aceros convencionales que permitan reducir la sección de elementos, y por lo tanto, la cantidad de material utilizado. Este tipo de investigación ha dado lugar a un nuevo grupo de aceros conocido como aceros avanzados de alta resistencia (Advanced High Strength Steels, AHSS). Los aceros doble fase (dual-phase) pertenecientes a esta clasificación, actualmente son los más utilizados de este grupo, sobre todo en el sector automotriz, debido a que presentan propiedades mecánicas atractivas tales como; una buena combinación resistencia-tenacidad, además del plus de reducción en costos, excelente formabilidad y acabados superficiales finos respecto a otros aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA) de composición química similar. Por tales bondades, los aceros doble fase resultan atractivos para hacer frente a la necesidad de conseguir aceros con excelentes propiedades de resistencia y tenacidad con amplias aplicaciones en la industria automotriz, naval, aeronáutica y de generación de energía que permitan reducir el peso de equipos y disminuir el consumo de combustible. Para lograr tales fines se busca optimizar las propiedades de estos aceros aprovechando el efecto del boro, el cual influye directamente en la microestructura y se refleja en un mejor comportamiento de las propiedades mecánicas de acuerdo a la poca información sobre su efecto microalente en los aceros doble fase ferrita-martensita y ferrita-bainita. Para conseguir una microestructura de doble fase (ferrita-martensita), el presente proyecto de investigación propone partir de aleaciones de bajo y extra-bajo contenido de carbono microaleados con boro, sometidas a un tratamiento térmico intercrítico (TTI), buscando sus mejores propiedades mecánicas en una relación microestructural de 50% ferrita y 50% martensita de acuerdo a lo reportado en la literatura abierta en aceros convencionales, donde el boro incrementa la templeabilidad, permitiendo asegurar una matriz ferrítica al interior del grano reforzada por islas de martensita.

Objetivo general

- Desarrollar y caracterizar metalográfica, estructural y mecánicamente aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) de doble fase (DP, Dual-Phase) de bajo contenido de carbono microaleados con boro.

Objetivos particulares

- Desarrollar una microestructura de doble fase mediante tratamiento térmico intercrítico (TTI) de aceros AHSS de bajo contenido de carbono microaleados con boro.
- Caracterizar metalográficamente AHSS-DP de bajo contenido de carbono microaleados con B mediante técnicas de microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de barrido (MEB).
- Caracterizar estructuralmente AHSS-DP de bajo contenido de carbono microaleados con B mediante la técnica de difracción de rayos-X (DRX).
- Caracterizar mecánicamente AHSS-DP de bajo contenido de carbono microaleados con B mediante ensayos de dureza y tracción uniaxial.

Hipótesis

a) Argumentos

Es bien conocido que los aceros doble fase DP (Dual-Phase) presentan una buena combinación de resistencia-ductilidad sin sacrificar esta última, ofreciendo sus mejores propiedades mecánicas en una fracción volumétrica del 50% ferrita y 50% martensita [1]. Por otro lado, ha sido ampliamente reportado que el boro inhibe el crecimiento de la ferrita en el límite de grano de la austenita promoviendo el crecimiento de la ferrita al interior, lo cual asegura una matriz suave. Asimismo, el boro mejora la templabilidad de los aceros de bajo contenido de carbono cuando estos presentan un contenido de carbono inferior a 0.4% [2], además de que el boro agregado en pequeñas cantidades actúa como refinador de grano y asegura la transformación martensítica, desplazando la nariz de la curva TTT (tiempo-temperatura-transformación) hacia la derecha ampliando el campo de estabilidad de la austenita sobre-enfriada, mejorando la templabilidad del material. También está reportado que el boro cuando es agregado en cantidades mayores a 100 ppm endurece la ferrita de los aceros de bajo contenido de carbono [3].

a) Proposición

Se espera que la adición de boro mejore las propiedades mecánicas que los aceros AHSS-DP de bajo y extra bajo contenido de carbono respecto a los aceros doble-fase comerciales de mayor porcentaje de carbono mediante la generación de una microestructura de doble fase por efecto de tratamiento térmico intercrítico (TTI). Del mismo modo, se espera que las mejores propiedades en resistencia-ductilidad se presenten en los aceros con contenidos de boro menores a 100 ppm, que una morfología fina aumente la resistencia máxima, conjuntamente que una fracción volumétrica de ferrita mayor o cercana al 50% mejore la ductilidad.

Justificación

La falta de información en la literatura abierta sobre el efecto del boro en el comportamiento de los aceros AHSS-DP (ferrita-martensita) son motivo de sustento de la presente investigación (impacto científico), debido a la generación de nuevo conocimiento sobre estos aceros. Conocimiento que se encuentra fundamentado en la excelente combinación de resistencia y tenacidad alcanzada en los AHSS por la adición de elementos microaleantes (impacto tecnológico). Es decir, añadiendo pequeñas cantidades de distintos elementos (Nb, V, B) los cuales aportan varias propiedades al material original. Buscando obtener aceros con propiedades mejores a las existentes en el mercado dentro de esta clasificación de aceros, impactando directamente en el medioambiente, ya que se conseguiría obtener aceros de mayor resistencia, lo que permitirá reducir espesores y peso en los componentes. Por lo tanto, menor consumo de combustible y por ende, menor emisión de gases en la industria automotriz por mencionar un ejemplo. Además, el beneficio también se vería reflejado en la economía, puesto que se ofertaría un producto con un alto valor añadido, debido a que con la misma tecnología usada para aceros comerciales se pueden procesar los AHSS-DP microaleados con boro.

Capítulo 1. Revisión bibliográfica

1.1 Aceros avanzados de alta resistencia (AHSS).

Los aceros avanzados de alta resistencia son nuevos aceros de baja aleación con microestructura de mezcla de fases; ferrita, martensita, bainita, y austenita retenida. Los aceros doble fase (DP), martensíticos, transformación inducida por plasticidad TRIP (Transformation induced plasticity) y de fase compleja CP (Complex phase), forman la primera generación de los aceros avanzados de alta resistencia. Mientras que los aceros avanzados de alta resistencia de segunda generación involucran aleaciones con alto contenido de elementos aleantes, como los aceros de plasticidad inducida por maclaje, TWIP (twinning-induced plasticity) con alto contenido de manganeso (Mn) y los aceros de baja densidad comparables con las aleaciones de aluminio, ver figura 1. Consecuentemente, los aceros de tercera generación son aceros que se encuentran en desarrollo. Sin embargo, se les augura una relación de propiedades entre los AHSS de primera y segunda generación, como se muestra en la figura 1, donde aparecen los AHSS de primera generación en la parte inferior de la gráfica, mientras que los de segunda generación en la parte superior entre tanto, la región central representa la oportunidad para los AHSS de tercera generación [4].

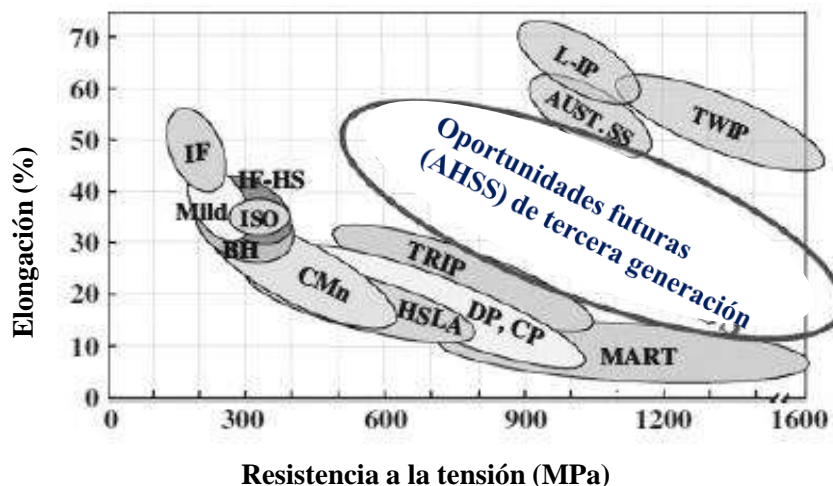


Figura 1.1. Resistencia a la tensión y el porcentaje de elongación de AHSS [4].

1.1.1 Clasificación de los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) de primera generación.

Los aceros AHSS pueden definirse como aceros al carbono que contienen pequeñas cantidades de elementos tales como el niobio, vanadio, titanio, zirconio y boro [5]. Estos elementos, llamados microaleantes, normalmente se tienen en el acero en porcentajes menores del 0.20 %, los cuales combinados con otros elementos y un tratamiento térmico o termomecánico adecuado, son determinantes para obtener aceros con una buena combinación de resistencia a la tensión y tenacidad. La principal diferencia entre los aceros de alta resistencia convencionales HSS (high strength steels) y los avanzados (AHSS) se encuentra en su microestructura [6]. Los HSS son aceros que presentan fases simples, como la ferrita y perlita. Mientras que los AHSS son aceros que tienen una estructura formada de diferentes fases de acuerdo al tipo de AHSS del que se trate. Pueden contener ferrita, martensita, bainita y austenita en cantidades suficientes para producir propiedades de resistencia mecánica únicas. Los aceros AHSS se clasifican en aceros de doble fase (DP), transformación inducida por plasticidad (TRIP), de fase compleja (CP) y los aceros martensíticos (MART).

Los aceros DP consisten de una matriz de ferrita que contiene una segunda fase (martensita) en forma de islas. Estos aceros son fabricados con un alto control en el enfriamiento de la austenita, para posteriormente transformar esta en martensita. Los aceros TRIP presentan como mecanismo de endurecimiento por deformación la transformación de austenita a martensita inducida por el campo de tensiones generado a altos niveles de deformación. Su microestructura está compuesta de distintas fases donde la ferrita y bainita forman la matriz con una cantidad de entre 5 y 20 % de austenita retenida. Los aceros CP se caracterizan por poseer una microestructura muy fina, compuesta de pequeñas cantidades de martensita, austenita retenida y perlita en una matriz de ferrita y bainita. En los aceros martensíticos (MART), la austenita presente durante la laminación en caliente se transforma totalmente a martensita por medio de un enfriamiento rápido.

1.1.2 Propiedades mecánicas de los AHSS.

Según la ULSAB (Ultra Light Steel Auto Body) [6], un acero HSS es aquel que registra un límite elástico entre 210 y 550 MPa y una resistencia a la tensión máxima entre 270 y 700 MPa. Mientras que otros aceros con límites elásticos mayores de 550 MPa y resistencia a la tensiones máxima mayor de 700 MPa son los llamados aceros AHSS o aceros de ultra alta resistencia. En la figura 1.2 se muestra dicha clasificación.

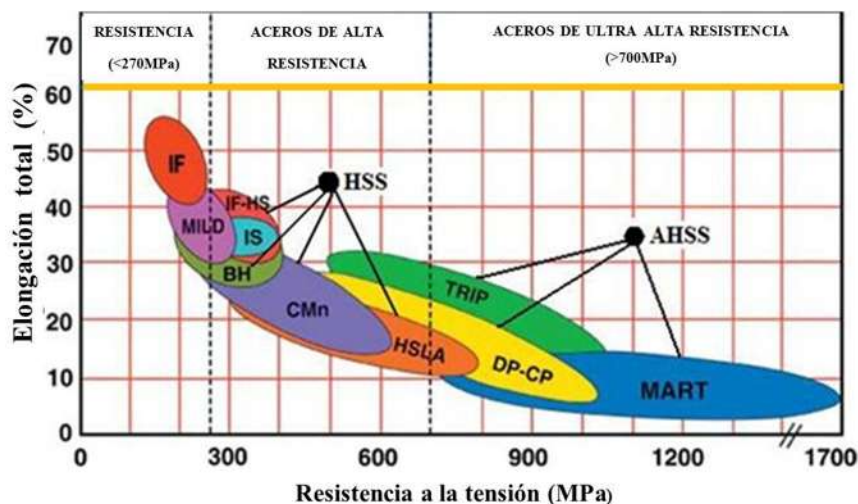


Figura 1.2. Clasificación de los aceros en función de su resistencia [6].

La tabla 1.1 muestra las propiedades mecánicas típicas que ilustran la amplia gama de grados de AHSS que actualmente pueden estar disponibles en el mercado.

Tabla 1.1 Ejemplos de las propiedades mecánicas de los grados de aceros clasificados por ULSAB-AVC [6].

Grado de acero	σ_y (MPa)	σ_{max} (MPa)	% de alargamiento
HSLA 350/450	350	450	23-27
DP 300/500	300	500	30-34
DP 350/600	350	600	24-30
DP 500/800	500	800	14-20
DP 700/1000	700	1000	12-17
TRIP 450/800	450	800	26-32
CP 700/800	700	800	10-15
MS 1250/1520	1250	1520	4-6

1.1.3 Metalurgia física de los acero doble fase (DP).

Los aceros de doble fase son considerados materiales compuestos, los cuales contienen una matriz suave ferrítica reforzada por una segunda fase de martensita en forma de islas [7], en los cuales si se incrementa la fracción volumétrica de la segunda fase, generalmente incrementa su resistencia. Sin embargo, en estos aceros la resistencia y ductilidad dependen de las propiedades de las fases, de la fracción volumétrica, morfología y porcentaje de carbono de la fase martensita, además de precipitación de carburos en la ferrita y de un tamaño de grano fino[8]. No obstante, los aceros de doble fase presentan sus mejores propiedades mecánicas cuando se logra obtener una fracción volumétrica de 50% ferrita y 50% martensita [9].

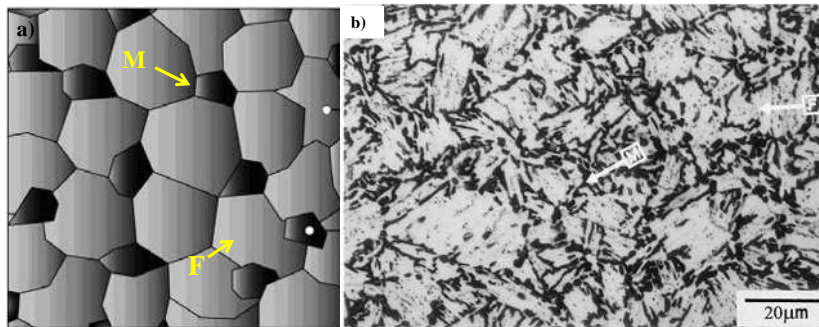


Figura 1.3. Microestructura de una matriz ferrítica con islas de martensita [6] [10].

En la figura 1.3 (a) se muestra esquemáticamente cómo se presentaría la precipitación de islas de martensita en los límites de grano en la matriz ferrítica [6]. Así como en la figura 1.3 (b) se aprecia la micrografía óptica de un acero de doble fase, donde se muestra una distribución de martensita (negro) y ferrita (blanco) con carburos sin disolver [10]. Donde la fase ferrita suave generalmente es continua proporcionando a estos aceros una excelente ductilidad. Cuando estos aceros se deforman, el esfuerzo se concentra en la fase ferrita incrementando el endurecimiento por trabajo debido a las islas de martensita características de este acero.

1.1.4 Obtención de los aceros doble fase.

Los aceros doble fase son obtenidos de manera general a partir de aceros hipoeutectoides (ferrítico-perlíticos) mediante un tratamiento térmico que consiste en austenitización parcial a temperaturas ubicadas en la región intercrítica (entre Ac_1 y Ac_3) del diagrama Fe-C, que

descompone la estructura ferrítico-perlítica inicial en una microestructura ferrítica–austenítica, la cual al transformar la perlita (ferrita+Fe₃C) en austenita, seguido por un temple que promueve la transformación de austenita a martensita y genera un material de estructura bifásica con contenidos variables de ferrita y martensita [11] .

Los aceros doble fase (ferrita-martensita) son aceros que también se pueden obtener por procesos termomecánicos por enfriamiento controlado desde la fase austenítica (en productos laminados en caliente) o desde la zona bifásica, ferrita-austenita (para productos laminados en frío y por recocido continuo) para transformar algo de austenita en ferrita, seguido de un enfriamiento rápido para transformar la austenita en martensita [7].

1.2 Efecto de los elementos de aleación y microaleación en las propiedades del acero.

En general, los aceros AHSS adquieren sus excelentes propiedades mecánicas a través del refinamiento de grano, endurecimiento por solución sólida y endurecimiento por precipitación de carburos, nitruros y/o carbonitruros formados por los elementos aleantes y microaleantes, los cuales controlan directa o indirectamente la resistencia a la tensión y otras propiedades de los aceros [12]. En general, la influencia de los elementos de aleación en los aceros AHSS se manifiesta en las propiedades mecánicas, propiedades metalúrgicas, crecimiento de grano austenítico, formación de carburos y temperaturas críticas como se muestra en la tabla 1.2.

Tabla 1.2 Elementos de aleación y microaleación en las propiedades del acero [13-15].

Elemento	Estabilizador de la austenita	Estabilizador de la ferrita	Incrementa resistencia mecánica	Incrementa tenacidad	Incrementa la templabilidad	Incrementa la dureza	Incrementa la resistencia a la corrosión
Carbono (C)	✓		✓		✓	✓	
Níquel (Ni)	✓			✓			✓
Cromo (Cr)		✓	✓		✓		✓
Vanadio (V)		✓	✓				
Cobre (Cu)							✓

Nota: El Cr es un formador de carburos endureciendo el acero. Mientras que el V forma carburos o nitruros dando lugar a endurecimiento por precipitación.

1.2.1 Efecto del Boro (B).

Esta establecido que el principal efecto del B es la inhibición de la nucleación de la ferrita en el límite de grano de la austenita, aumentando la templabilidad del acero [13, 14, 16, 17]. Es probable que este efecto sea debido a la reducción de energía interfacial cuando el boro segrega en los límites de grano de la austenita y provoca que los límites de grano pierdan efectividad como sitios de nucleación heterogénea. El B incrementa la templabilidad del acero, cuando es agregado en pequeñas cantidades entre 10-25 ppm mejorando la resistencia y tenacidad. Mientras que entre 70-100 ppm mejora resistencia pero disminuye la tenacidad. Además de que conforme el contenido de B aumenta, se promueve el refinamiento de grano [3]. Estas bondades se presentan en el acero siempre y cuando el contenido de carbono sea inferior a 0.4%, con porcentajes mayores el efecto de la templabilidad tiende a desaparecer [2].

L.H. Chown y colaboradores [18], determinaron que a temperaturas a las que coexiste la ferrita y la austenita, los efectos benéficos del B se deben a la precipitación de carburos y boruros de hierro en la matriz. Así, una menor cantidad de ferrita queda en condiciones de formarse en los límites de grano, promoviendo su crecimiento al interior del mismo. Por tanto, considerando un rango óptimo en el caso de los aceros microaleados al B de 10-100 ppm, las diferentes formas en que se puede encontrar el B son: a) boro precipitado como $\text{Fe}_{23}(\text{B,C})_6$; b) combinado con el N como BN; c) como elemento intersticial en solución sólida, d) como un óxido, pero usualmente en bajas cantidades. El compuesto $\text{Fe}_{23}(\text{B,C})_6$ llamado borocarburo de hierro es una de las formas microestructurales más comunes que se pueden encontrar en aceros con 0.05-0.25 %C y 0-130 ppm de B. Cuando los precipitados son muy finos presentan una interfase semicoherente con la austenita, lo cual inhibe la formación de la ferrita y fomenta la transformación martensítica y bainítica [16, 18].

1.3 Tratamiento térmico intercrítico (TTI).

El tratamiento térmico intercrítico (TTI) fue desarrollado con la finalidad de lograr una buena combinación de resistencia-ductilidad en aceros de bajo contenido de carbono. El TTI por lo regular también es aplicado en tratamientos termomecánicos de aceros rolados en frío o en caliente. Para el TTI, generalmente se parte de una microestructura inicial ferrita-perlita, como se muestra en el segmento del diagrama hierro carbono modificado (Figura 1.4), calentando hasta la zona bifásica ferrita-austenita (α - γ) entre Ac_1 y Ac_3 (723-910 °C), donde entre más alta sea la temperatura, mayor porcentaje de austenita transformada se obtendrá, y por lo contrario, a temperaturas inferiores, menor porcentaje de austenita transformada. Cuando se consigue una transformación desde la zona bifásica (α - γ) a velocidades de enfriamiento rápido, el porcentaje volumétrico de austenita (γ) con el que se cuenta en esta zona bifásica es el mismo porcentaje que se obtendrá de martensita transformada. Entre más rápida sea la velocidad de enfriamiento mayor dureza reportará la martensita [11].

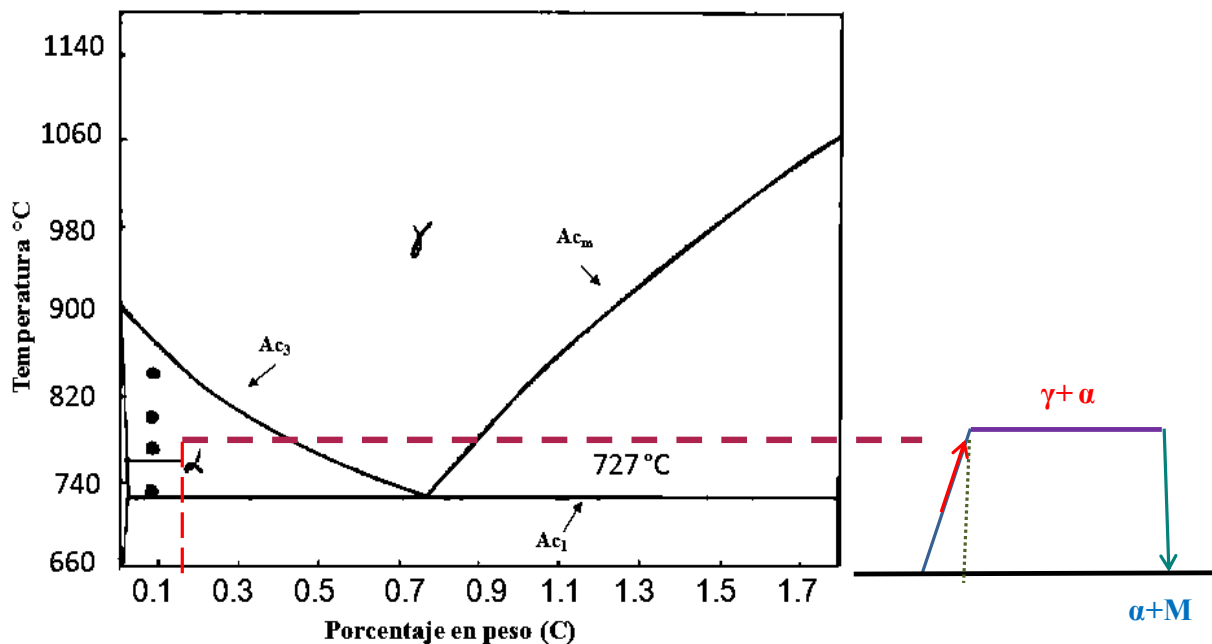


Figura 1.4. Diagrama Fe-C modificado de [11] , donde se muestra el ciclo de tratamiento térmico intercrítico (TTI).

La microestructura obtenida por enfriamiento de la austenita durante el TTI es dependiente de la composición química y velocidad de enfriamiento. Un severo enfriamiento es necesario para una martensita con alta dureza. Los aceros con bajo contenido de carbono concentran el carbono en la austenita, por lo que esto mejora la templabilidad.

La figura 1.5. muestra una variedad de microestructuras que se pueden formar por tratamiento térmico intercrítico. En este caso el acero contiene 0.08% carbono, 1.47% manganeso y 0.053% niobio. La austenita es transformada a una alta velocidad, mostrándose (figura 1.5.a) una microestructura de martensita primaria uniforme y oscura con una velocidad de enfriamiento de 1000 °C/s, donde se observa alrededor de la martensita una capa blanca con algo de austenita transformada a una nueva ferrita, esta es una ferrita primaria, con un crecimiento epitaxial (con la misma orientación cristalina) que la ferrita retenida. En la figura 1.5.b se presenta una nueva ferrita que aumenta su fracción volumétrica a medida que disminuye la velocidad de enfriamiento (135 °C/s), mientras que en la figura 1.5.c una menor cantidad de martensita y más carburos en la ferrita los cuales se forman cuando decrece la velocidad de enfriamiento (12°C/s). En figura 15.d la micrografía muestra láminas de carburos durante el enfriamiento, además de que se aprecian islas de ferrita libre de carburos que se han formado en la matriz ferrítica y son reportados a 6500x por microscopía electrónica de barrido.

Lo anterior son microestructuras que muestran un resumen de las transformaciones de fase de un acero hipoeutectoide, cuando se presentan cambios en la velocidad de enfriamiento. Transformaciones que relacionan una alta resistencia y baja ductilidad con microestructuras que presentan un rápido enfriamiento y contienen mayor fracción volumétrica de martensita. Mientras que una buena combinación de resistencia y ductilidad son el resultado de una velocidad de enfriamiento intermedia produciendo microestructuras más complejas.

El tratamiento térmico intercrítico ofrece una buena combinación de resistencia-ductilidad y formabilidad. Características que lo hacen atractivo para su aplicación en el sector automotriz.

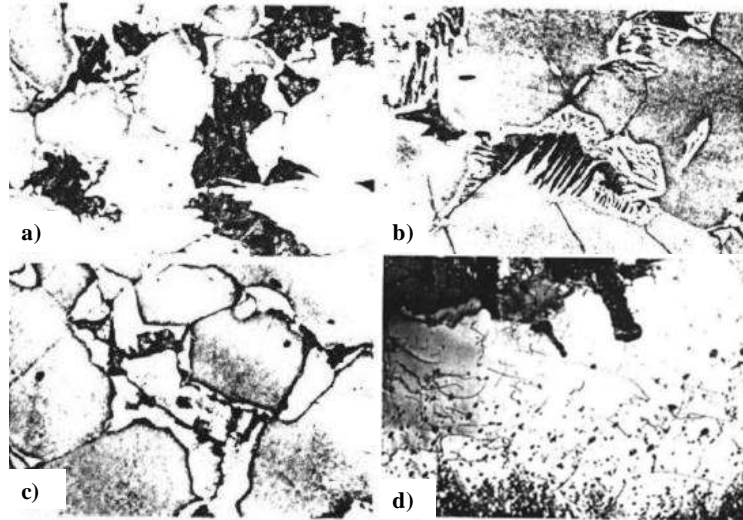


Figura 1.5. Acero con niobio tratado térmicamente por un TTI a 810 °C , a diferentes velocidades de enfriamiento revelado con nital al 2% [11] .

1.4 Mecanismos de transformación en estado sólido.

Los mecanismos de transformación en estado sólido son por reconstrucción y desplazamiento, los cuales presentan características particulares que los hacen diferentes.

- a) **Reconstrucción.-** El mecanismo de transformación por reconstrucción se presenta a altas temperaturas. El cambio de la estructura cristalina de austenita a ferrita ocurre por procesos que involucran movimiento de átomos a través de la interfase γ/α . Por lo tanto, se requiere difusión para la nucleación y crecimiento. Las principales fases que transforman por este mecanismo son la ferrita y perlita (ferrita alotrópica, idiomorfia, poligonal y la perlita) [19].

- b) **Desplazamiento.-** Este ocurre a bajas temperaturas donde se presenta un cambio de la estructura cristalina de la austenita a ferrita en el cual se exhibe una deformación en el plano originado por un esfuerzo de corte dentro de un plano invariable. La difusión intersticial de átomos de carbono puede involucrar un cambio de forma. En las reacciones puramente de desplazamiento no existe movimiento de los átomos a través de la interfase γ/α . Las principales fases obtenidas mediante esta mecánica son la ferrita Widmanstätten, bainita y martensita [19].

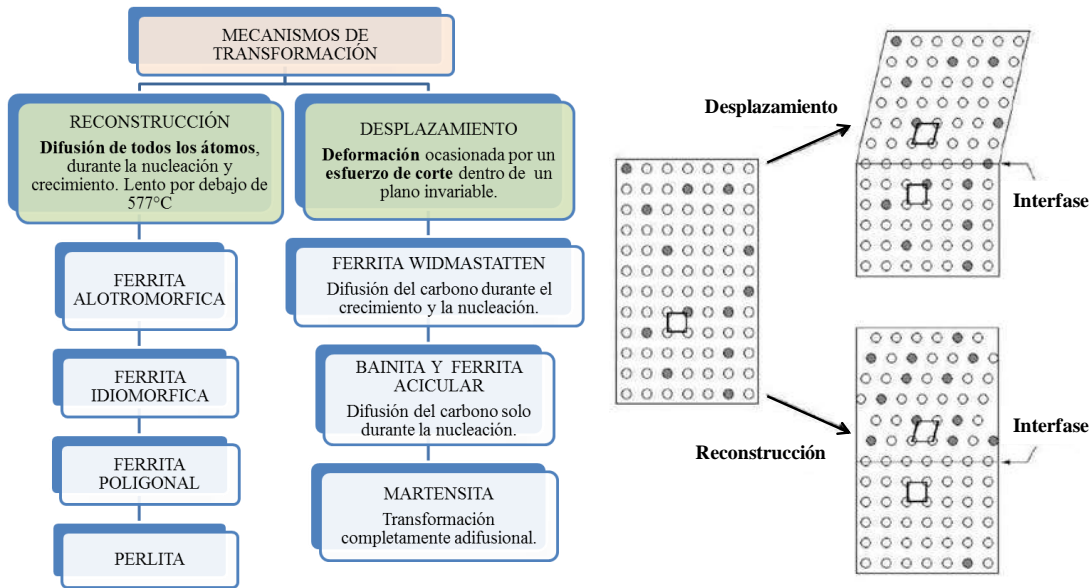


Figura 1.6. Mecanismos de transformación por reconstrucción y desplazamiento [20].

La figura 1.6 muestra el mecanismo por desplazamiento de átomos que son desplazados a nuevas posiciones en un movimiento coordinado presentándose a temperaturas donde la difusión no se presenta en la escala de tiempo de experimentación. Algunos solutos pueden ser forzados y quedar atrapados en la transformación de fase, ocurriendo un fenómeno conocido como atrapamiento de soluto.

Es la difusión de átomos que conduce a nuevas estructuras cristalinas durante una transformación por reconstrucción, donde el flujo de materia es suficiente para evitar cualquier componente de corte, permitiendo solo el cambio de volumen. En las aleaciones, el proceso de difusión puede conducir a la redistribución de soluto entre las fases de una manera consistente con una reducción en el total de la energía libre. Todas las transformaciones de fase en aceros recaen en estos dos mecanismos de transformación.

1.4.1 Transformación de fase austenita-ferrita

Bajo condiciones de equilibrio, la ferrita pro-eutectoide puede formarse en aceros que contienen hasta 0.8% de carbono. En hierro puro la reacción ocurre a 910°C, mientras que en aleaciones hierro-carbono se presenta entre 910°C y 723°C. Sin embargo, la transformación de la austenita se inicia por enfriamiento por debajo de la temperatura eutectoide a 727°C, la ferrita puede ser formada a temperaturas tan bajas como 600°C. Hay muchos cambios morfológicos mientras más baja sea la temperatura de transformación, por lo que se debe enfatizar estudiando fases de transformación tanto de aceros hipo como hipereutectoides. En cada caso se presentará variaciones debido al tipo de cristalografía de las fases presentes.

Como resultado de estudios del comportamiento de los aceros al carbono, Bhadeshia propone una clasificación de morfologías de la ferrita que se producen como resultado de una transformación austenita-ferrita a bajas temperaturas. Bhadeshia [20] reconoce cuatro morfologías bien definidas basadas en la microscopía óptica:

- **Ferrita alotromórfica:** Llamada anteriormente ferrita pro-eutectoide nuclea en el límite de grano de la austenita durante el enfriamiento por debajo de A_{c3} , formando capas a lo largo del límite de grano. Estas crecen con la orientación del grano austenítico. La ferrita alotromórfica está en contacto por lo menos con dos granos de austenita y presentará una orientación al azar con uno de ellos, mientras que con el otro mostrará una orientación más coherente. Por tanto, será cristalográficamente facetada por un lado, pero con un límite curvado por el otro (figura 1.7.a).
- **Ferrita Widmanstätten:** (Placas o listones de ferrita): Crece a lo largo de planos bien definidos de la austenita y no crece a través de los límites de grano. La ferrita Widmanstätten primaria crece directamente desde la superficie del grano, mientras que la ferrita Widmanstätten secundaria crece a partir de la ferrita alotromórfica ya presente en la microestructura (figura 1.7.b).
- **Ferrita idiomórfica:** Son cristales equiaxiales que nuclean al interior del grano de austenita (figura 1.7.c), usualmente sobre inclusiones no metálicas o carburos presentes

en el acero. La morfología de la ferrita idiomórfica se da sin contacto en la superficie del grano de la austenita, sin embargo presenta una orientación relacionada con el grano austenítico.

- **Placas intragranulares:** Estas placas son similares a las placas que presentan un crecimiento desde los límites de grano, pero nuclean totalmente dentro de los granos de la austenita (figura 1.7.d).

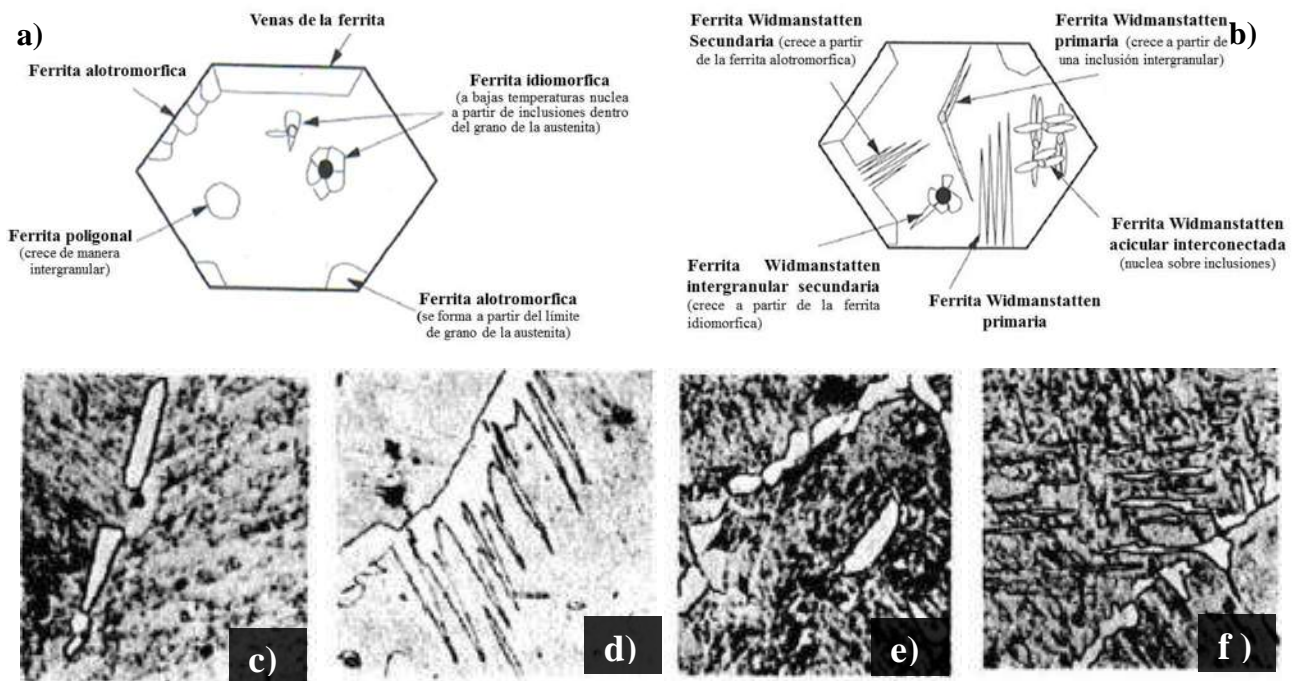


Figura 1.7. a) Ferrita idiomórfica y alotromórfica, b) Ferrita Widmanstatten primaria y secundaria [19], c) Ferrita alotromórfica, d) Ferrita Widmanstatten, e) Ferrita alotromorfica en los límites de grano e idiomórfica intergranular, f) Ferrita Widmanstatten de placas [20].

1.4.2 Transformación de fase austenita-martensita.

La transformación martensítica es atérmica, es decir, se produce sin difusión. Si bien no es exclusiva de los aceros, en éstos se tiene el campo de aplicación más difundido. En aceros con poco menos de 0.25%C, la austenita FCC se transforma mediante un enfriamiento extremadamente rápido en una estructura de martensítica BCC. En aceros de más alto carbono, la reacción martensítica ocurre al transformarse la austenita FCC a martensita BCT; el sistema tiende a adoptar la red BCC deformada, pero el excesivo contenido de carbono cuyos átomos siguen ocupando los huecos octaédricos, la convierten en BCT (tetragonal centrada en el cuerpo). El resultado puede considerarse una ferrita muy sobresaturada en carbono. Como el mecanismo de difusión no participa, la transformación se produce por cizallamiento, consistente en un movimiento cooperativo de los átomos de Fe que, desplazándose sólo una fracción de la distancia interatómica, pasan del punto reticular que ocupaban en la austenita al punto reticular correspondiente de la martensita. Además de la velocidad de enfriamiento, la transformación martensítica en los aceros se ve también afectada por los elementos de aleación, a excepción del cobalto y del aluminio que elevan la temperatura de inicio de transformación martensítica (M_s), todos los elementos de aleación tienden a bajar dicha temperatura [21], siendo el manganeso, seguido del cromo los que más influencia tienen. En cuanto al efecto del carbono, está bien establecido que entre menor sea su contenido mayor es la temperatura M_s , [21].

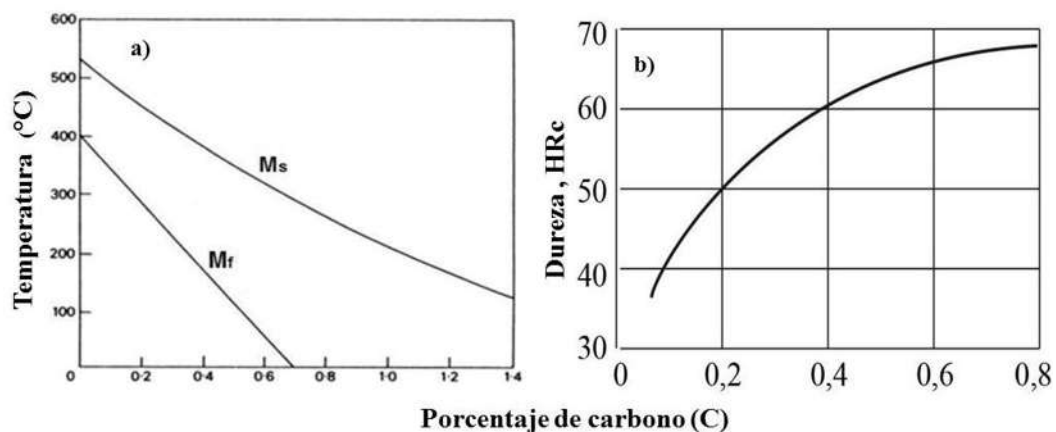


Figura 1.8. a) Efecto del contenido de carbono sobre las temperaturas M_s y M_f en aceros al carbono b) dureza de la martensita en función del contenido de carbono [21].

La elevada dureza de la martensita en los aceros está relacionada con el hecho de que la red se encuentra bajo un estado elevado de deformación interna, debido a la presencia de los átomos de carbono en posiciones intersticiales en la red de hierro α . Además, hay que tener en cuenta que cuando la austenita se transforma en martensita se forma una gran cantidad de pequeños cristales de martensita con orientaciones variadas en cada grano de austenita. A esto hay que añadir el hecho de que la formación de cada placa de martensita está acompañada por una deformación de cizallamiento macroscópica que deforma plásticamente la matriz que rodea a la placa. Todos estos factores hacen que el deslizamiento de las dislocaciones a través de una estructura martensítica sea muy difícil [21]. En general, la dureza de la martensita aumenta en forma proporcional con el contenido de carbono en el acero, tal como muestra en la figura 1.9, además que de acuerdo al porcentaje de carbono éste se traduce en un tipo de morfología.

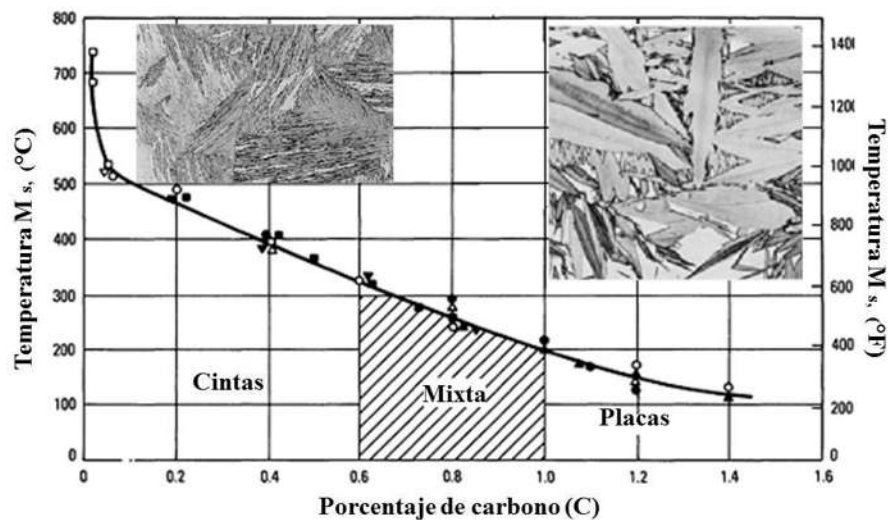


Figura 1.9 Temperatura de transformación (M_s) en función del contenido de carbono del acero. Rangos de composición de la martensita de cintas y de placas que se presenta en aleaciones Fe-C [22].

1.5 Difusión de elementos en la austenita (γ) y ferrita (α).

Los átomos de soluto sustitucional se mueven más lento, como se aprecia en la tabla 1.3 de difusión de elementos en la austenita y ferrita. Esto es una característica importante de fenómenos complejos en aleaciones de acero.

Por otro lado, para una temperatura particular la difusión en átomos de soluto sustitucional e intersticial ocurre mucho más rápido en la ferrita que en la austenita. Esto se presenta porque la austenita es una estructura compacta, mientras que la ferrita es una estructura más libre, por lo que más fácilmente se activa térmicamente facilitando el paso a través de las vacancias y átomos de soluto asociados. En todos los casos, la energía de activación, Q , es menor para elementos que difunden en la ferrita, que para los que difunden en la austenita.

Tabla 1.3 Difusión de diferentes elementos en la austenita y ferrita [20].

Solvente	Soluto	Estructura cristalina.	T_f (°C)	Q (KJ/mol)	D_o (m ² s ⁻¹)	$D_{910^\circ\text{C}}$ (cm ² s ⁻¹)	Rango de Temperatura (°C)
Fe-FCC	C		3727	135	0.15	1.57×10^{-7}	900-1050
	Fe	FCC	1536	269	0.18	2.2×10^{-13}	1060-1390
	Cr		1876	405	1.8×10^4	58×10^{-12}	1050-1250
	Cu	FCC	1083	253	3.0	15×10^{-11}	800-1200
	Ni		1453	280	0.77	7.7×10^{-13}	930-1050
	P		44.2	293	28.3	3.6×10^{-12}	1280-1350
	S		119	202	1.35	1.5×10^{-9}	1200-1350
Fe-BCC	C		3727	80	6.2×10^{-3}	1.8×10^{-6}	
	N		-210	76	3.0×10^{-3}	1.3×10^{-6}	
	Fe		1536	240	0.5		700-750
	Cr		1876	343	3.0×10^4		
	Ni		1453	358	9.7	3.7×10^{-11}	700-900
	P		44.2	230	2.9	2×10^{-10}	860-900

Tabla 1.4 Parámetros de autodifusión de elementos puros [23].

Elem.	Estructura cristalina	T_f (°C)	D_o (m ² s ⁻¹)x10 ⁴	Q (KJ/mol)	Rango de Temperatura (°C)	$Q=0.1422T_f$	$D(P_f)$ (m ² s ⁻¹)
Al	FCC	660	2.25	144.4	400-610	132.7	1.85×10^{-12}
Cr	BCC	1857	1280	441.9	800-1173	302.9	1.86×10^{-12}
Cu	FCC	1084	$D_{o1}=0.13$ $D_{o2}=4.6$	$Q_{1-}=198.5$ $Q_{1+}=238.6$	737-1079	193	5.97×10^{-13}
V	BCC	1902	1.79 26.81	331.9 372.4	1050-1550 1550-1874	309.3	3.05×10^{-12}
B	ROMB	2300					$D=0.002e^{-21000/RT}$

1.6 Deformación plástica y endurecimiento por deformación de aceros doble fase (DP).

La ilustración del endurecimiento por deformación se representa en el diagrama esfuerzo deformación, donde al aplicar un esfuerzo superior al límite elástico (σ) se presenta una deformación permanente (ϵ), mientras que si el esfuerzo es menor al límite elástico se presenta una deformación elástica la cual es totalmente recuperable al eliminar el esfuerzo. En este caso actúa el mecanismo de deslizamiento al presentarse un movimiento paralelo de dos regiones cristalinas adyacentes, una respecto a la otra, a través de un plano (o planos). Recordando que dependiendo del número de sistemas de deslizamiento que posea el material éste presentará un deslizamiento más fácil (BCC-48, FCC-12, HCP-3), aunado al valor del esfuerzo cortante crítico resuelto (factor de Schmid), el cual se encuentra entre 0 y 0.5, cuando éste tienda a cero el esfuerzo será mayor y se presentará la fractura.

En el diagrama esfuerzo-deformación se presentan diferentes etapas en donde el primer sistema de deslizamiento en ser activado será aquel con el más alto factor de Schmid dando lugar a los planos de deslizamiento primarios debido a que las dislocaciones actúan libremente. A medida que la deformación avanza los ángulos de orientación rotan y sistemas de deslizamiento secundario alcanzan el mismo factor de Schmid que el sistema primario por lo que el endurecimiento se inicia debido a que muchos sistemas de deslizamiento se encuentran activados entorpeciéndose entre ellos mismos el movimiento de los sistemas de deslizamiento formándose las barreras o candados de Lomer-Cottrell, por lo que se requerirá mayor esfuerzo para el movimiento de las dislocaciones.

En otras palabras el endurecimiento por deformación también se explica de acuerdo a la teoría de Seeger [24], la cual contempla tres etapas de endurecimiento (deslizamiento fácil, endurecimiento lineal, endurecimiento parabólico), estableciendo mecanismos específicos para cada caso. Donde los valores de las pendientes de las tres etapas son obtenidos por medio de consideraciones de dislocaciones. Considerando en la etapa I, las interacciones de largo alcance entre dislocaciones bien espaciadas. Los anillos de dislocaciones son bloqueados por obstáculos no especificados, todo sobre un sistema primario. La actividad de deslizamiento

sobre sistemas de deslizamiento secundario da comienzo en la etapa II y aumentan los esfuerzos internos de largo alcance que controlan el esfuerzo de fluencia. En la etapa III la velocidad de endurecimiento disminuye continuamente y se presenta un endurecimiento parabólico. Esta etapa está caracterizada por la presencia de líneas de deslizamiento onduladas a medida que el deslizamiento no está restringido a un plano único. En la etapa III se da el deslizamiento cruzado y presenta una dependencia de la energía de falla de apilamiento (SFE). Recordando que cuando se presenta una baja energía de falla de apilamiento se presentan un arreglo lineal de dislocaciones y muestran subestructuras de deformación por bandeo, mientras que con alta energía de falla de apilamiento presentan dislocaciones con el efecto de enmarañamiento.

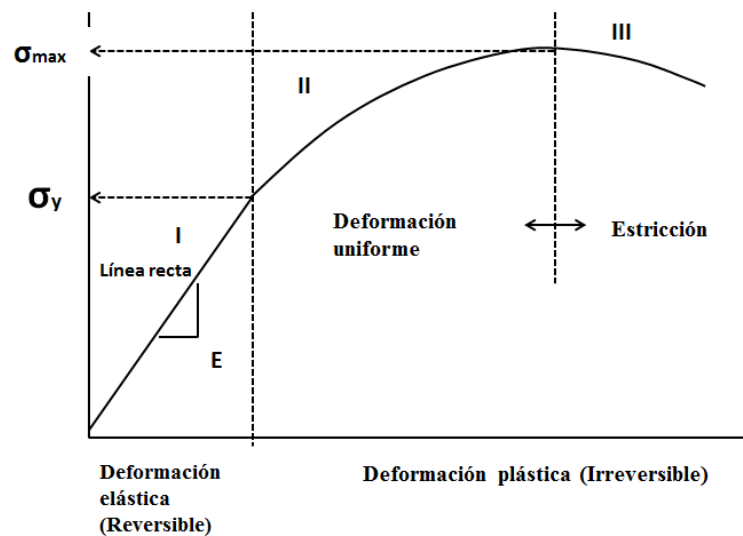


Figura 1.10. Diagrama esfuerzo-deformación, donde se presentan las diferentes etapas de endurecimiento.

Los aceros de doble fase solo presentan endurecimiento parabólico, este comportamiento es atribuido a las fases presentes (ferrita-martensita) lo cual está asociado a [1] ;

- Dislocaciones libres en la matriz ferrítica, las cuales se crean al momento de la deformación plástica durante la transformación de fase austenita a martensita.
- Dislocaciones en los límites de grano de las fases ferrita-martensita, las cuales adquieren una movilidad fácil al momento de ser sujetas a deformación plástica.

Por lo tanto, en aceros de doble fase la deformación plástica se atribuye a su fase suave (ferrita), mientras que su endurecimiento recae en las dislocaciones presentes y a sus sistemas de deslizamiento primario y secundario, los cuales al aplicar deformación se activan y entorpecen su camino, dando lugar a la formación de candados de Lomer-Cottrell originándose endurecimiento por deformación, para superar estos candados se requiere mayor esfuerzo para que las dislocaciones continúen deslizando.

1.7 Investigaciones realizadas en el grupo de Investigación de Metalurgia-Mecánica relacionadas con los aceros avanzados bajo estudio.

La descripción de las investigaciones que a continuación se presentan se han llevado a cabo en el grupo de Investigación del Departamento de Metalurgia Mecánica (IIM-UMSNH) con las mismas composiciones químicas que se trabajan en la presente investigación.

I. Mejia y colaboradores [25], basaron su investigación en el efecto del boro sobre las propiedades mecánicas y la microestructura de una nueva familia de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) de bajo contenido de carbono base NiCrVCu. Estos aceros fueron procesados termo-mecánicamente (rolado + temple), obteniendo una microestructura bainita y martensita predominante que nuclea en el límite de grano de la austenita. Por otro lado, con estas características en la microestructura se consigue un límite elástico de 978 MPa, una resistencia máxima de 1140 MPa y una deformación del 18%. Relacionando dichos resultados de microestructura y propiedades mecánicas, estos aceros se clasifican como bainíticos-martensíticos de fase compleja (CP) avanzados de alta resistencia (AHSS).

I. Mejia y colaboradores [26] refirieron sus estudios sobre el tamaño de grano austenítico recristalizado dinámicamente (D_{rec}) en aceros avanzados de ultra alta resistencia de bajo contenido de carbono microaleados con boro (14, 33, 82, 126 and 214 ppm), bajo condición de deformación en caliente mediante compresión uniaxial. Para tal propósito, se utilizó un amplio rango de temperaturas (950, 1000, 1050 and 1100°C) y una velocidad de deformación constante (10^{-3} , 10^{-2} and $10^{-1} s^{-1}$). Las muestras deformadas fueron preparadas y atacadas químicamente con una solución acuosa de ácido pícrico a 80 °C con la finalidad de revelar el D_{rec} y examinado por microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de barrido (MEB).

El D_{rec} está relacionada con el parámetro de Zener-Hollomon (Z) y dividido por el vector (b) el cual se relaciona con el esfuerzo de estado estable (σ_{ss}) dividido por el módulo de cizalla (μ) (modelo de Derby). Los resultados de D_{rec} muestran un tamaño fino ($\approx 23 \mu\text{m}$), casi equiaxiado y el tamaño de grano recristalizado respecto al estado estable que se observa después de la deformación plástica es consistente con fórmula propuesta por Derby. Por lo que es corroborado que la adición de boro en los aceros avanzados de ultra alta resistencia (A-UHSS) no tiene una influencia significativa sobre D_{rec} .

G. Altamirano y colaboradores, [27] establecieron su investigación en la influencia de la adición de boro sobre la cinética de transformación bajo condición de enfriamiento continuo. Sometiendo a estudio dos aceros avanzados de ultra alta resistencia (A-UHSS) de bajo contenido de carbono los cuales se analizaron por dilatometría en el rango de velocidad de enfriamiento de 0.1-200 °C/s. Los puntos de inicio y fin de la transformación austenítica son identificados a partir de las curvas de dilatación y por los diagramas de enfriamiento continuo (CCT), los cuales fueron construidos. Los diagramas son verificados por caracterización microestructural y la microdureza Vickers. En general, los resultados revelaron que para velocidades de enfriamiento más lentas (0.1-0.5 °C/s) las fases presentes son principalmente ferrita-perlita. Por el contrario, una mezcla de bainita-martensita predomina a altas velocidades de enfriamiento (50-200°C/s). Por otro lado, los diagramas CCT muestran que la adición de boro (B) retrasa la cinética de descomposición de austenita en ferrita, promoviendo la formación de estructuras bainíticas-martensíticas. En el caso del acero microaleado con boro, la curva CCT se desplaza hacia la derecha, lo que aumenta la templabilidad. Estos resultados están asociados con la habilidad de átomos de boro de segregarse hacia los límites de grano de la austenita, lo cual reduce los sitios preferenciales para la nucleación y desarrolla estructuras ferrítico-perlíticas.

Capítulo 2. Metodología experimental.

Para cumplir con las expectativas de investigación del presente proyecto se llevó a cabo el proceso de experimentación, el cual se plasma en este capítulo.

2.1 Materiales y composición química.

Para la realización del presente proyecto de investigación se partió de una composición química con bajo y extra-bajo contenido de carbono microaleado con boro, fabricada en el Laboratorio de Fundición del IIM-UMSNH, la cual se determinó en el Laboratorio Metalográfico de la empresa DEACERO, planta Acería-Laminación, Celaya Gto, en el equipo de espectrometría de emisión óptica con excitación por chispa marca BAIRD. La composición química se divide en dos series de aceros como se muestra en las tablas 2.1 y 2.2, donde todos los elementos que conforman el material bajo estudio presentan una composición similar con excepción del carbono y boro. La composición química de los AHSS de la serie A presentan un porcentaje de carbono $\leq 0.04\%$ (extra-bajo C), con 0, 100 y 150 ppm de boro. Mientras que los aceros AHSS de la serie B contienen un porcentaje de carbono menor a 0.15% (bajo C) con 0, 82 y 214 ppm de boro. Estos aceros en condición de tratamiento termo-mecánico (rolado+temple) fueron utilizados para la realización de los tratamientos térmicos intercríticos con unas dimensiones de 10 x 10 x 13mm.

Tabla 2.1 Composición química de los AHSS de la serie A de extra-bajo %C (en peso).

Acero	C	Mn	Si	P	S	Al	Cu	Cr	Ni	V	N	B
DPA-0B	0.032	0.37	0.26	0.011	0.016	0.0046	0.39	1.14	1.93	0.195	0.0060	0
DPA-100B	0.030	0.37	0.22	0.012	0.02	0.0044	0.39	1.13	1.91	0.193	0.011	0.0100
DPA-150B	0.034	0.37	0.21	0.011	0.016	0.0044	0.39	1.13	1.91	0.193	0.0060	0.0150

Tabla 2.2 Composición química de los AHSS de la serie B de bajo %C (en peso).

Acero	C	Mn	Si	S	Cu	Cr	Ni	V	Al	N	B
DPB-0B	0.15	0.40	0.41	0.02	0.52	1.31	2.44	0.22	0.0026	0.0091	0
DPB-82B	0.11	0.40	0.35	0.02	0.51	1.30	2.37	0.22	0.0030	0.0086	0.0082
DPB-214B	0.10	0.41	0.0293	0.02	0.50	1.30	2.42	0.22	0.0031	0.0087	0.0214

2.2 Diseño del tratamiento térmico intercrítico (TTI).

Se utilizó el diagrama hierro-carbono en escala lineal de John Chioman [28] en el cual se aprecia claramente la máxima solubilidad de la ferrita. Utilizando este diagrama se aplicó la regla de la palanca para determinar la temperatura a la cual se obtiene un 50% austenita y 50% ferrita. Se determinó la temperatura para el caso de los aceros de la serie B, ya que estos presentan la condición más crítica, debido al mayor porcentaje de carbono. Utilizando un valor promedio de 0.12 %C (0.10+0.11+0.15) y estableciendo una temperatura de 810°C.

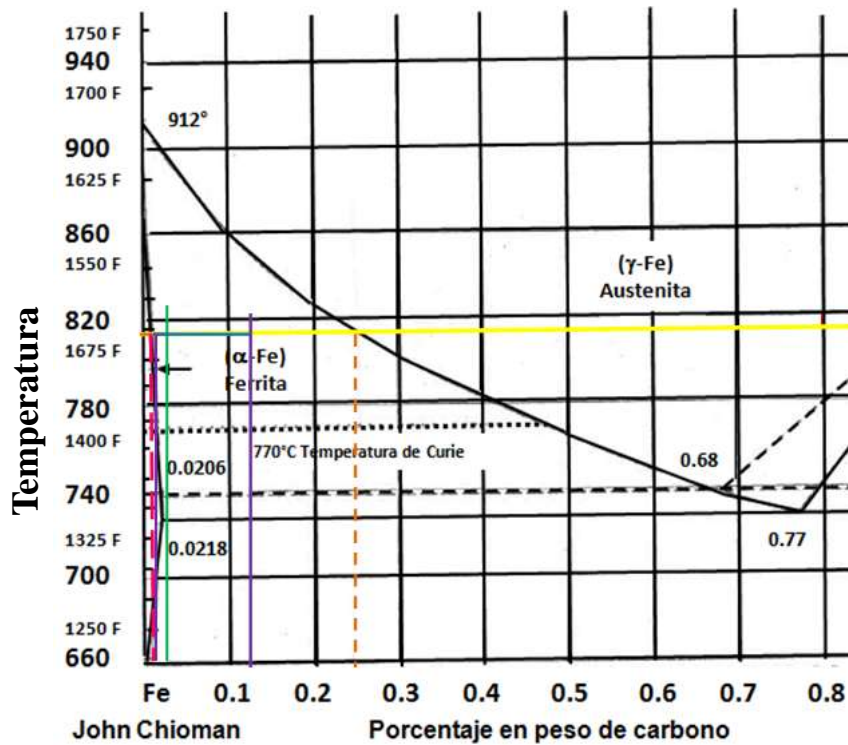


Figura 2.1. Diagrama Fe-C [28].

Regla de la palanca:

$$\text{Acero con } 0.03 \%C - \frac{\alpha - 0.25 \%C}{\gamma - 0.0087 \%C} \quad 1)$$

$$\text{Acero con } 0.12 \%C - \frac{\alpha - 0.25 \%C}{\gamma - 0.01304 \%C} \quad 2)$$

Se llevaron a cabo tres ciclos térmicos de tratamiento térmico intercrítico (TTI) en una mufla, donde se programó la temperatura de calentamiento y el tiempo de permanencia, mientras que las velocidades de calentamiento y enfriamiento se determinaron mediante el ciclo térmico real, obteniendo registros del horno de ± 4 °C al alcanzar la temperatura deseada de la rampa.

Para los dos primeros tratamientos térmicos intercríticos se utilizaron dos materiales de la serie A (DPA-0B y DPA-150B) y dos de la serie B (DPB-0B y DPB-214B), utilizando los casos extremos en ppm de boro. En el caso del primer ciclo térmico (denominado TTI-A, ver figura 2.2) se llevó a cabo en dos rampas de calentamiento, la primera a 700 °C y la segunda a 810 °C de la zona bifásica (ferrita-austenita), con un tiempo de permanencia de 30 minutos para ambos casos, el cual fue obtenido en función del espesor del material (10 ± 3 mm), seguido de un enfriamiento severo en agua. Para el caso del segundo ciclo térmico (denominado TTI-B, ver figura 2.3) se realizó también en dos rampas siendo la primera a 700 °C y la segunda a 925 °C con un tiempo de permanencia de 30 min, seguido de enfriamiento a temperatura de 810 °C (zona bifásica ferrita + austenita), para posteriormente ser sometido a un enfriamiento rápido en agua. Mientras que para el tercer ciclo térmico (denominado TTI-C) se utilizaron los aceros de la serie DPA (0, 100, 150 ppm B) y DPB (0, 82, 214 ppm B) calentando a 700 °C con un tiempo de permanencia de 25 min, seguido de un calentamiento hasta 790 °C en la zona bifásica (ferrita + austenita) con un tiempo de permanencia de 30 min y enfriado hasta temperatura ambiente en agua (ver figura 2.4 y tabla 2.3).

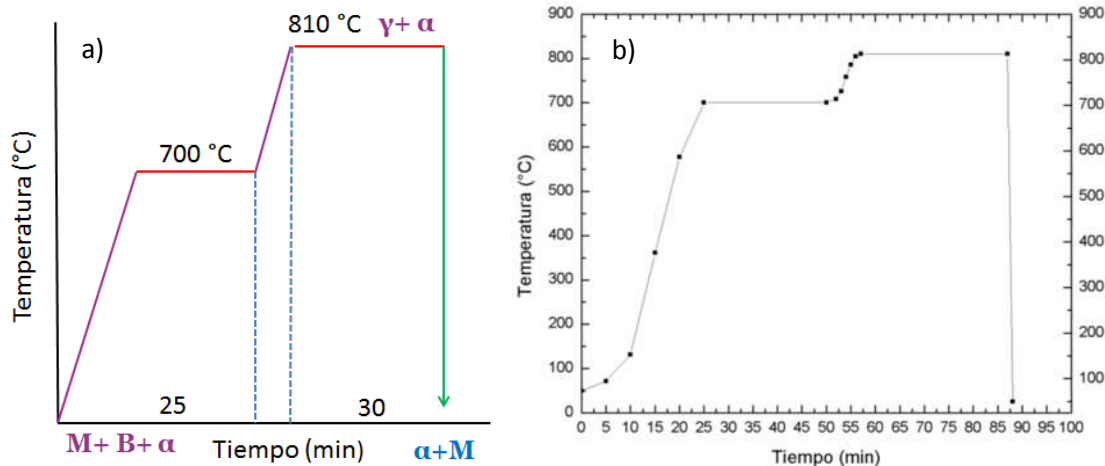


Figura 2.2. Ciclo térmico para el TTI-A. a) Ciclo programado; b) Ciclo real.

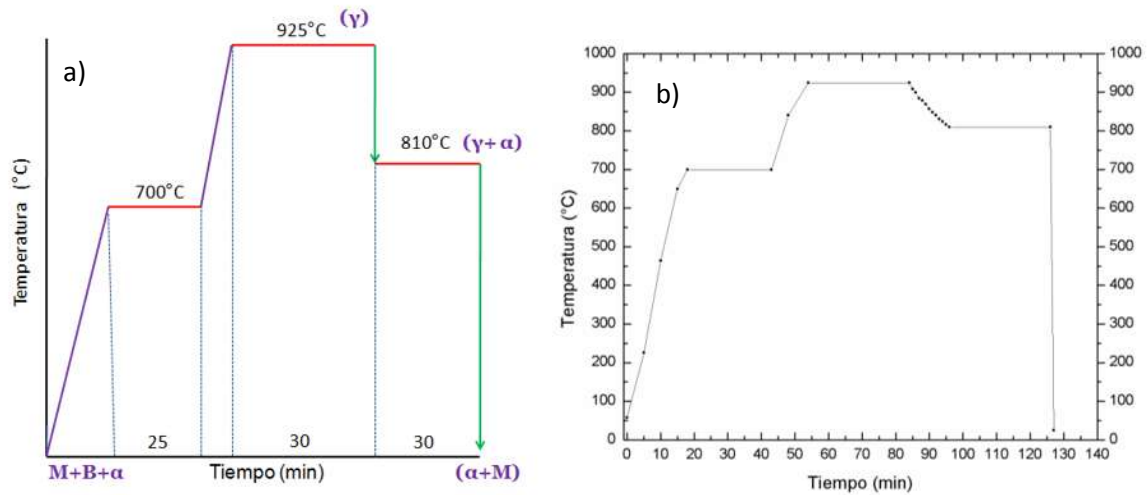


Figura 2. 3 Ciclo térmico del TTI-B; a) Ciclo programado, b) Ciclo real.

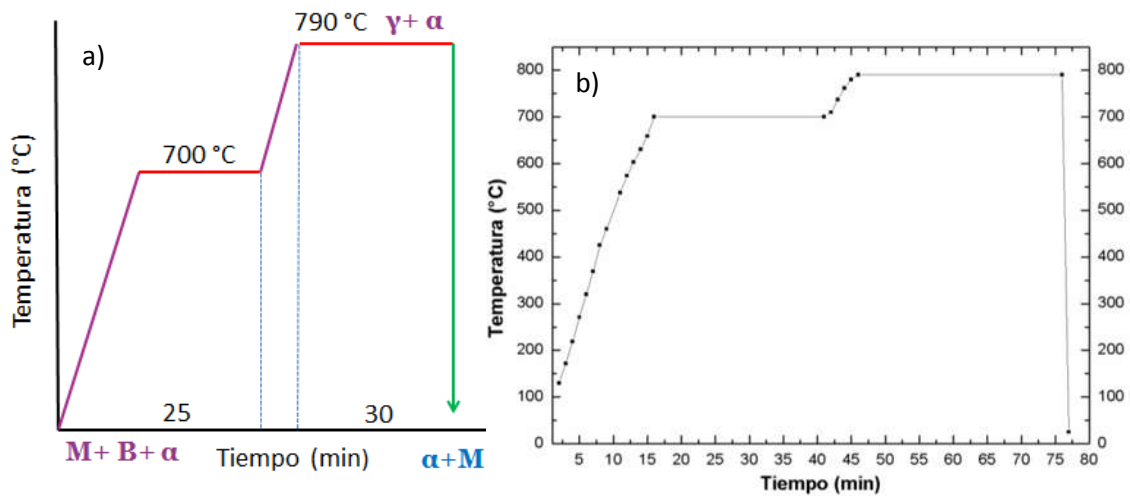


Figura 2. 4 Ciclo de térmico del TTI-C; a) Ciclo programado, b) Ciclo real.

Tabla 2.3 Parámetros de tratamientos térmicos intercríticos (valores reales).

Parámetros del tratamiento térmico	TTI-A	TTI-B	TTI-C
Temperatura intercrítica, (°C)	810	810	790
Velocidad de calentamiento (0-700°C), °C/min	28	39	46.6
Velocidad de calentamiento (700- Temperatura intercrítica), °C/min	14	11	18
Tiempo de permanencia, (s)	30	30	30
Velocidad de enfriamiento, °C/s	262	262	262
Medio enfriante	Agua	Agua	Agua
Espesor, (mm)	13	13	13

La figura 2.5 muestra los diagramas CCT teóricos de los aceros DPA-0B, DPA-100B, DPB-0B, DPB-214B. Los cuales sirven como referencia para determinar las transformaciones de fase bajo enfriamiento continuó de los aceros bajo estudio, los cuales han sido corroborados por G. Altamirano y colaboradores [27] mediante estudios de dilatometría.

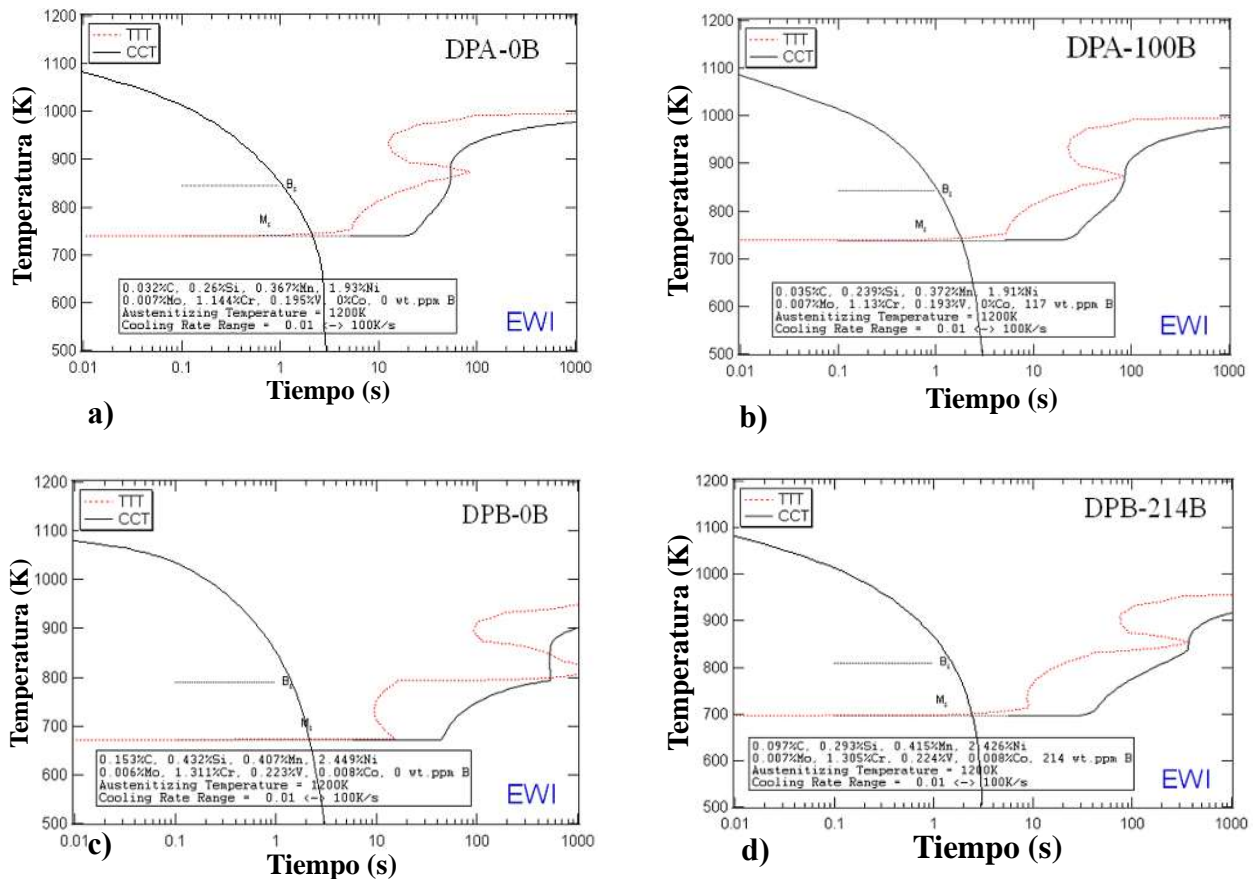


Figura 2.5 Curvas de enfriamiento continuo teóricas (CCT) de los aceros a) DPA-0B, b) DPA-100B, c) DPB-0B, d) DPB-214B.

2.3 Caracterización metalográfica.

Los aceros sometidos a TTI y material base fueron sometidos a desbaste con papel de carburo de silicio (SiC) de diferente granulometría 320-2000 (53-2 μm). Posteriormente se pulieron con pasta de diamante de 6, 3, 1, 0.1 μm utilizando alcohol etílico como lubricante y refrigerante. Así mismo, la microestructura fue revelada mediante un ataque químico por inmersión, utilizando una solución de NITAL al 2% (alcohol y ácido nítrico), con un tiempo

de 18 segundos. Para caracterizar por microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de barrido (MEB), las muestras deben estar atacadas químicamente, de ser posible el mismo día del análisis en MO y/o MEB para obtener óptimos resultados.

2.3.1 Microscopía óptica (MO).

Se tomaron fotografías en el microscopio óptico invertido “NIKON EPIPHOT” con magnificaciones de 50, 100, 200, 500, 1000x.

2.4 Microscopía electrónica de barrido (MEB).

Las muestras atacadas, previamente fueron sometidas a limpieza mediante baño ultrasónico para eliminar impurezas superficiales con acetona por un tiempo de 5 minutos. Posteriormente secadas con aire y una vez lista se colocó en el portamuestras para ser introducida en el MEB. Se llevó a cabo un análisis de electrones secundarios y retrodispersados, así como análisis puntual mediante EDS.

2.4.1 Cuantificación de fases.

Haciendo uso del programa AutoCAD y utilizando la herramienta de áreas y por diferencia de las mismas (μm^2) se obtuvo la cuantificación de fases presentes en las metalografías. Para su cuantificación se utilizaron imágenes del material en estudio por MEB a 1000x y 4000x magnificaciones.

Haciendo uso de la herramienta área, fue seleccionada toda el área de la imagen, posteriormente utilizando la polilínea se seleccionó la región que pertenece a una fase, para la cual aumentar la magnificación es ideal para seleccionar fases muy finas, con ayuda del cambio de color de línea se pudo diferenciar la área que pertenece a diferentes fases y por diferencia de áreas se cuantificó el porcentaje de cada una de las fases presentes en la metalografía (ferrita y martensita).

Para el caso de los tratamientos térmicos intercríticos (TTI-A y TTI-C), la morfología permitió cuantificar las fases en metalografías a 1000x, mientras que para el tratamiento térmico intercrítico (TTI-B) se requirió la cuantificación a 1000x y 4000x. En la figura 2.6 se muestra gráficamente un ejemplo para la cuantificación de fases del TTI-B.

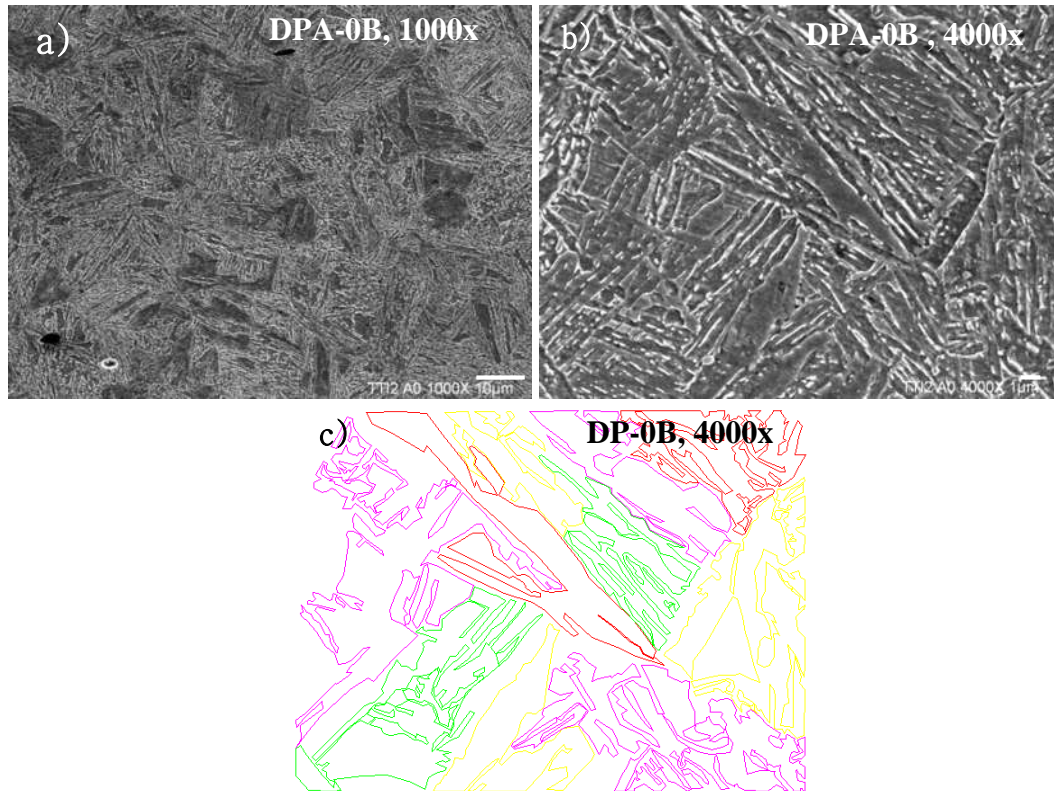


Figura 2.6. Cuantificación de fases de los aceros DPA-0B a 4000x del TTI-B.

A magnificaciones de 1000x se presentan zonas de ferrita libre de martensita, la cual se puede cuantificar directamente, sin embargo, también se tienen zonas donde se encuentra ferrita y martensita, la cual aun usando la magnificación resulta difícil separar. Por lo que se recurrió a cuantificar a 4000x para conocer los porcentajes de ferrita y martensita con mayor precisión. Para ejemplificar este procedimiento en la tabla 2.4 se muestra los datos determinados para uno de los campos analizados a 1000 y 4000x.

Tabla 2.4 Cuantificación de las fases de los aceros de la serie A y B del tratamiento térmico intercrítico TTI-B.

	% (F+M)	%M (Media)	%F (Media)
DPA-0B-1000x	91.3		8.7
DPA-0B-4000x		65.63	31.37
Total		59.92	40.07
DPA-100B- 1000x	81		19
DPA-100B 4000x		77.19	18.47
Total		62.52	37.47
DPB-B0 1000x	77.5		22.5
DPB-B0 4000x		67	33
Total		51.9	48.07
DPB-214B 1000x	86		14
DPB-214B 4000x		81.7	18.3
Total		70.3	29.7

$$\%M_{A0} \text{ total} = \frac{91.3 * 65.63}{100} = 59.92\%M \quad 3)$$

$$\%F_{A0} \text{ total} = \frac{91.3 * 34.37}{100} = 31.37\%F = 31.37 + 8.7 = 40.07\%F \quad 4)$$

$$\%M_{A5} \text{ total} = \frac{81*77.19}{100} = 62.5\%M \quad 5)$$

$$\%F_{A5} \text{ total} = \frac{81*22.18}{100} = 18.47 = 18.47 + 19 = 37.47F \quad 6)$$

$$\%M_{B0} \text{ total} = \frac{77.5 * 67}{100} = 52\%M \quad 7)$$

$$\%F_{B0} \text{ total} = \frac{77.5*33}{100} = 25.6\%F=25.6+22.5=48.1\%F \quad 8)$$

$$\%M_{B5} \text{ total} = \frac{86*81.7}{100}=70.3\%M \quad 9)$$

$$\%F_{B5} \text{ total} = \frac{86*18.3}{100} = 15.73\%F=15.73+14=29.7\%F \quad 10)$$

El procedimiento que se utilizó para la cuantificación de fases fue en dos dimensiones, por lo que esto es directamente una fracción de área. Sin embargo, como la cuantificación se hizo en tres campos se puede considerar como fracción volumétrica, ya que las fases presentes no presentan grado de orientación, y las mediciones en cualquiera de las tres direcciones resultan equivalentes.

2.5 Caracterización estructural.

La caracterización estructural de difracción de rayos-X, permite determinar las fases presentes en las metalografías de los diferentes aceros aleados.

2.5.1 Difracción de rayos-X.

Las muestras de la serie A y B se analizaron en el difractómetro con una condición de 2θ (10-120°) y con un incremento de 0.02 (°/seg). Para lo cual requirió preparación previa, desbastando con papel de carburo de silicio con una granulometría de hasta 1200 (3 μm), para obtener una superficie libre de óxidos.

2.6. Caracterización mecánica.

La caracterización mecánica abarcó la dureza Rockwell, dureza Vickers, microdureza Vickers y ensayos de tensión uniaxial los cuales se describen a continuación.

2.6.1 Dureza Rockwell.

La dureza Rockwell se llevó a cabo mediante la norma ASTM-E 18-03, utilizando un indentador de punta de diamante con una carga de 150 Kg (1471 N) y la medición se obtuvo en escala Rockwell C (HRC = Hardness Rockwell C, dureza en Rockwell C). Este ensayo mide la profundidad de la huellas. Se realizaron siete huellas por muestra, para lo cual las muestras fueron sometidas previamente a desbaste burdo en la cara superior e inferior para que estas sean perfectamente libres de impurezas, así como paralelas y no se presente ruido en las mediciones, utilizando lijas de carburo de silicio (SiC) del número 600 a 1200 (9.3-3.0 μm). Las huellas fueron aplicadas en diagonal sobre la muestra para obtener resultados representativos de los extremos y centro. Una vez medida la dureza Rockwell, por medio de microscopía óptica a magnificaciones de 50x se tomaron fotografías, de la mayor área visualizada para posteriormente unir todas las fotografías que permiten visualizar toda el área afectada, ejemplo de esto se presenta en la figura 2.7.

Para la medición de la zona de deformación se utilizó el programa AutoCAD, para lo cual fue empleada la herramienta de áreas y por diferencia de las mismas (μm^2) se midió la deformación que sufrieron los materiales alrededor de la huella. Primero se midió el área total de la foto en un 100%, restando el área deformada en cada caso, en la figura 2.7. Dicha figura fue ensamblada, para lograr la medición de la deformación.

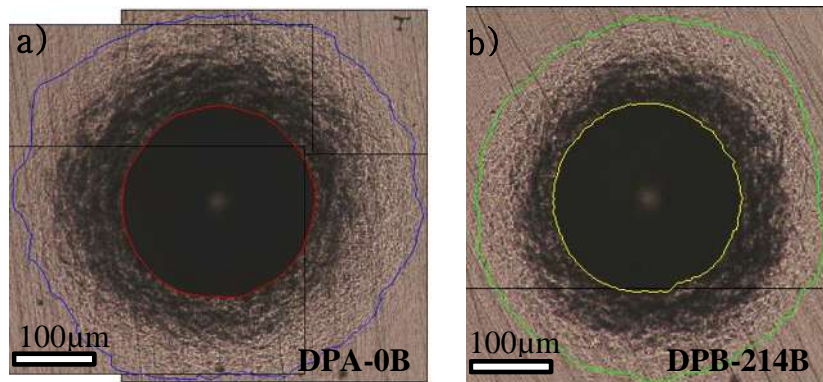


Figura 2.7 Huellas del ensayo de dureza HRC a) Acero DPA-0B-B; b) Acero DPB-214B-B, tomadas por MO a 50x.

2.6.2 Dureza Vickers.

La dureza Vickers se llevó a cabo mediante la norma ASTM-E 384 [29]. Aplicando cinco huellas por muestra con una carga de 30 kg. Para lo cual las muestras fueron sometidas previamente a desbaste burdo en la cara superior e inferior para que estas sean perfectamente libres de impurezas, así como paralelas y no se presente ruido, utilizando lijas de carburo de silicio (SiC) de 9.3-3.0 μm . Las huellas fueron aplicadas en diagonal sobre la muestra para obtener resultados representativos de los extremos y centro.

2.6.3 Microdureza Vickers.

La microdureza Vickers se llevó a cabo en el microdurómetro mediante la norma ASTM-E 10. Así mismo para efectuar dicho ensayo las muestras fueron preparadas con papel de SiC con una granulometría de 320-2000 (53-2 μm). Pulidas con pasta de diamante de 6, 3, 1, 0.1 μm . La microestructura fue revelada mediante un ataque químico por inmersión utilizando una

solución de NITAL al 1%, (alcohol y ácido nítrico) con un tiempo de 25 segundos. Se preparó la cara superior e inferior para asegurar una superficie perfectamente paralela por medio de desbaste burdo, esto con la finalidad de evitar ruido en los resultados. Posteriormente, la carga usada para el ensayo de microdureza fue de 10 g, tomando 12 huellas de microdureza en diferentes zonas en la fase ferrita y martensita, con un total de 24 huellas por muestra. Para el análisis de datos se usaron 10 huellas por fase eliminando el valor más bajo y el más alto.

2.6.4 Ensayo de tracción uniaxial.

Las probetas de tensión tuvieron un premaquinado en el torno convencional, con diámetros de 12 mm en la zona de agarre y de 8 mm en la zona de deformación. Posteriormente se sometieron a tratamiento 12 probetas a TTI-A y 6 a TTI-B y TTI-C reportados en el presente trabajo. Se hicieron cuatro tratamientos con el mismo ciclo térmico para el TTI-A y dos tratamientos para el TTI-B y el TTI-C. Utilizando 3 probetas de la misma serie A o B pero con diferentes ppm de B por tratamiento térmico intercrítico debido a las dimensiones del horno, para lo cual se hicieron cuatro tratamientos para el TTI-A, dos para el TTI-B y TTI-C. Una vez realizado el tratamiento térmico se maquinaron las probetas con un acabado final a espejo en diámetros de 10 y 6 mm, ver figura 2.8.

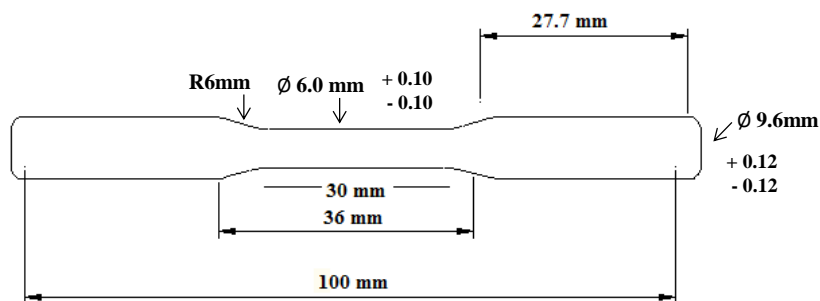


Figura 2.8 Dimensiones finales de las probetas de tensión.

Antes de someter las probetas al ensayo de tensión, se corroboró la microestructura del tratamiento térmico a medida de asegurar que se hubiese obtenido la microestructura en los ciclos de tratamiento térmico previos.

El ensayo de tensión se llevó a cabo en la universitat Politècnica de Catalunya (España). Los ensayos se realizaron a temperatura ambiente hasta la fractura, en una máquina de ensayos universales “Instron 5585H”, con una celda de carga de 250 kN y equipada con un video-extensómetro infra-rojo sobre una longitud de prueba de 25 mm. Los datos de carga y alargamiento fueron registrados mediante el software Bluehill en concordancia con la norma ASTM-E 8M [30]. Las parejas de datos fueron registradas en archivos de base de datos para su posterior análisis.

2.6.5 Análisis fractográfico.

De las probetas de tensión se cortó la punta de la fractura con disco de carburo de silicio (SiC) a $10\text{ mm} \pm 2$ de la superficie de fractura, cuidando cualquier posible contaminación en la punta de la fractura que pueda alterar los resultados de fractografía.

2.6.6 Análisis metalográfico en zona de estricción.

Se recurrió al desbaste longitudinal de las puntas de fractura de las probetas de tensión hasta conseguir una superficie plana, posteriormente se montaron los materiales en baquelita conductora. Se desbastaron con lijas de carburo de silicio (SiC) desde 320-2000 ($53\text{-}2\ \mu\text{m}$) y se pulieron a espejo con pasta de diamante de 6, 3, 1, $0.1\ \mu\text{m}$ utilizando alcohol etílico como lubricante y refrigerante. Así mismo la microestructura fue revelada mediante un ataque químico por inmersión utilizando una solución de NITAL al 2%, (alcohol y ácido nítrico) con un tiempo de 18 segundos. Posteriormente, el análisis metalográfico se llevó a cabo en un microscopio electrónico de barrido.

2.6.7 Determinación del exponente de endurecimiento (n)-modelo de Hollomon.

Desde principios de siglo XX se han dirigido esfuerzos considerables al desarrollo de leyes empíricas que describan el endurecimiento por trabajo de metales policristalinos y aleaciones, esto fue reflejado por la derivación de la relación de Ludwik, Hollomon, Voice. Los

parámetros involucrados en estas relaciones particularmente, el valor del exponente de endurecimiento en dichas ecuaciones (n), han sido correlacionados a los cambios en la microestructura y los procesos que ocurren durante la deformación. Donde el coeficiente de endurecimiento por deformación es el que determina el comportamiento después de la cedencia (σ_y).

El cálculo de n mediante el criterio de Hollomon asume que la curva esfuerzo-deformación es descrita por la siguiente relación:

$$\sigma = K \varepsilon^n \quad (11)$$

Donde σ es el esfuerzo real, ε es la deformación real, K y n se obtienen por medio de la interpretación gráfica de $\ln\sigma - \ln\varepsilon$, donde la recta indica que la pendiente es igual al valor de n y K es la intersección de dicha recta con el eje de la ordenada.

$$\ln \sigma = \ln K + n \ln \varepsilon \quad (12)$$

$$y = a + bx \quad (13)$$

Para determinar el coeficiente de endurecimiento se hizo uso del programa OriginPro 8. Se manejaron los datos arrojados en los ensayos de tensión identificando el esfuerzo máximo (σ_{\max}) y el límite elástico (σ_y), manipulando únicamente la información entre estos límites. Utilizando la fórmulas 15 y 16 se calculó la deformación real y esfuerzo real, posteriormente se aplicó el logaritmo de esfuerzo real y deformación real, para hacer un ajuste lineal. Determinando la ecuación lineal $y = a + bx$, donde $b=n$, al aplicar antilogaritmo al valor (a) se determina el valor de K .

$$\sigma_r = \sigma_{ing} (1 + \varepsilon_{ing}) \quad (14)$$

$$\varepsilon_r = \ln(1 + \varepsilon_{ing}) \quad (15)$$

$$\sigma_r = K(\varepsilon_r)^n \quad (16)$$

2.6.8 Carbono equivalente.

El carbono equivalente además de ser una medida del grado de soldabilidad que presenta un acero, permite determinar la influencia de los elementos aleantes sobre el grado de endurecimiento del material.

Los cálculos de carbono equivalente (CE) se determinaron mediante la fórmula de Yurioka [31], la cual se presentan en las ecuaciones 17 y 18. Permitiendo obtener una relación de la influencia de los elementos aleantes de la composición química de los aceros en estudio. Los valores de CE se muestran en la tabla 2.5.

$$C.E = C + A(C) * \left[\frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{20} + \left(\frac{Cr+Mo+Nb+V}{5} \right) + 5B \right] \quad 17)$$

$$A(C) = 0.75 + 0.25 \tanh[20(C - 0.12)] \quad 18)$$

Tabla 2.5 Carbono equivalente de los aceros de doble fase.

Acero		Carbono equivalente
Serie A	DPA-0B	0.27
	DPA-100B	0.29
	DPA-150B	0.31
Serie B	DPB-0B	0.63
	DPB-82B	0.51
	DPB-214B	0.52

Capítulo 3. Resultados y discusión.

Los resultados obtenidos se presentan en el orden en que se llevaron a cabo los experimentos y se discuten simultáneamente para mayor entendimiento.

3.1 Resultados de microscopía óptica.

La microestructura del material base o de partida de los aceros bajo estudio de acuerdo a su morfología se encuentra formada por martensita, ferrita y bainita (ver figura 3.1).

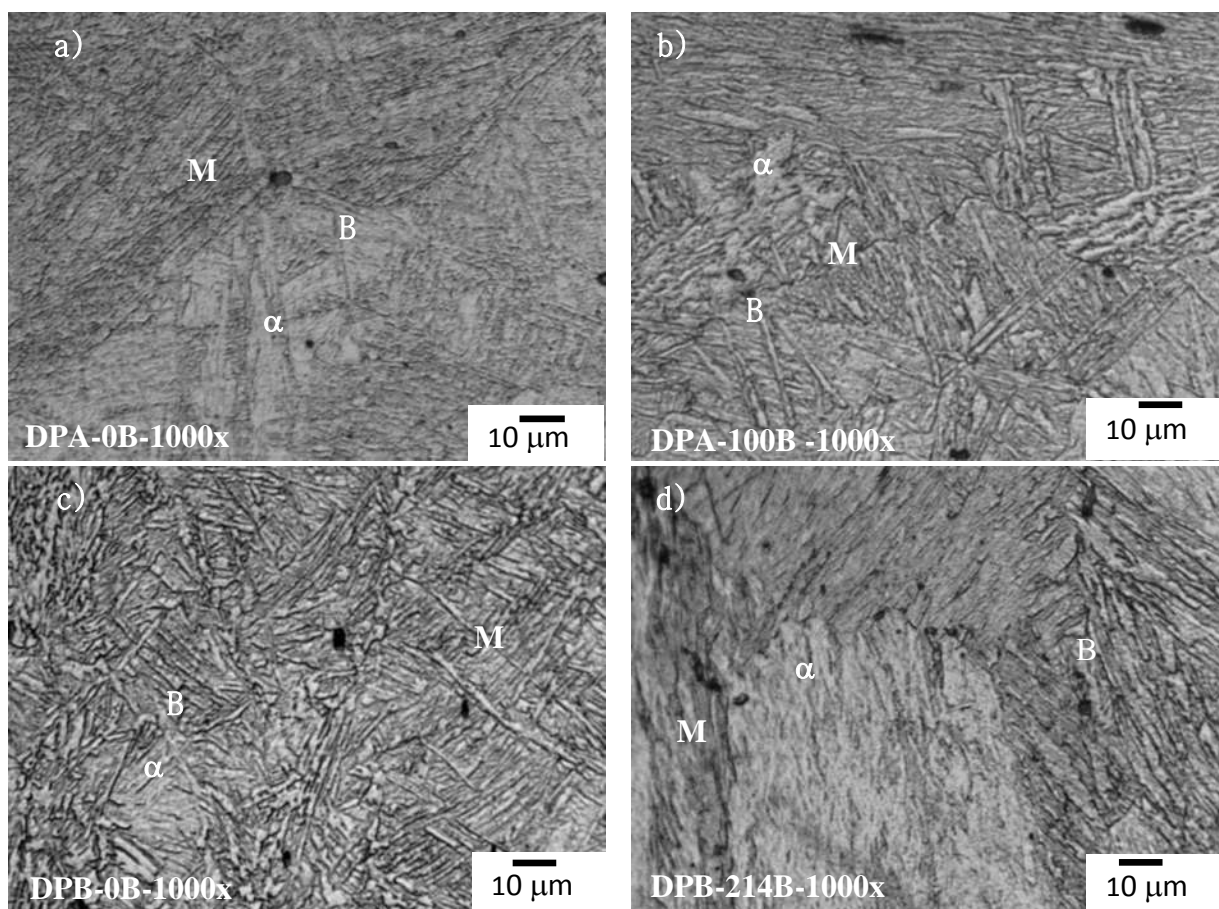


Figura 3.1. Microestructuras obtenidas por MO en los materiales base a 1000x, a) DPA-0B y b) DPA-100B, c) DPB-0B y d) DPB-214B.

Las microestructuras contienen bainita y martensita predominantemente, las cuales nuclean a lo largo de la austenita primaria, como se muestra en la figura 3.1.b y d, donde las fases bainita y martensita incrementan con el aumento del contenido de boro. Lo cual demuestra que la adición de boro retarda la transformación austenítica–ferrítica. Es bien conocido que la adición en pequeñas cantidades de boro mejora notablemente la templabilidad de los aceros mediante la inhibición de la nucleación de la ferrita, debido a que los átomos de boro segregan en los límites de la austenita primaria. Además de que las microestructuras resultantes son más finas mediante la adición de boro.

En general, las observaciones mediante MO y MEB revelan una significativa evolución de la microestructura con la adición de boro. En este caso la bainita y martensita de listón cada vez es más pronunciada, grandes paquetes de martensita de listón y listones más largos se puede ver en los aceros con mayor contenido de boro.

3.2 Resultados de microscopía electrónica de barrido.

En las figuras 3.2-3.6 se muestran los resultados de los análisis de microscopía electrónica de barrido realizados en los aceros del presente proyecto de la serie DPA (extra bajo C) y DPB (bajo C), bajo condición de tratamiento térmico intercrítico con los ciclos térmicos de TTI-A, TTI-B y TTI-C.

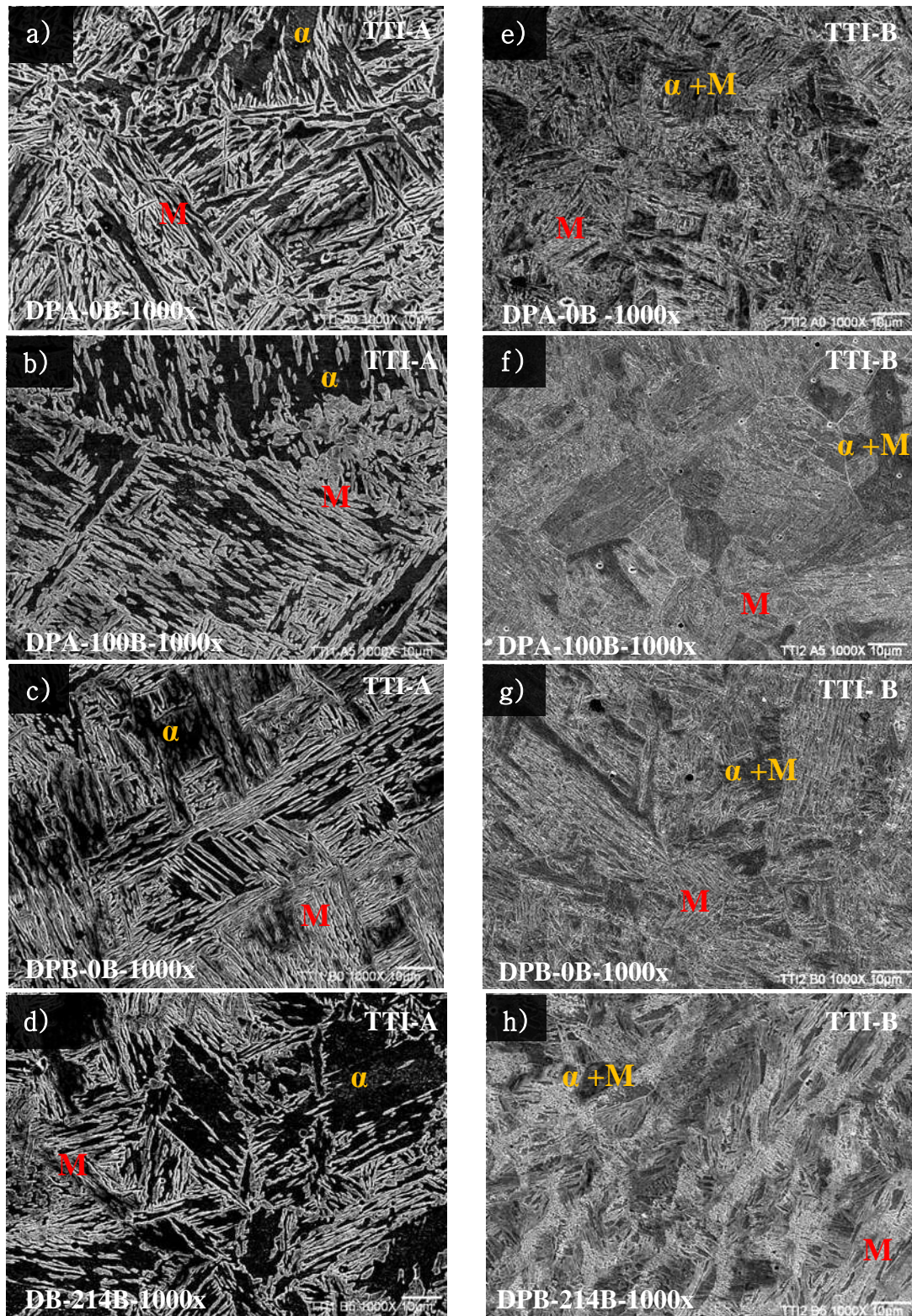


Figura 3.2 Microestructuras del MEB correspondientes al tratamiento térmico intercrítico TTI-A: (a), (b), (c), (d), y el TTI-B: (e), (f), (g), (h).

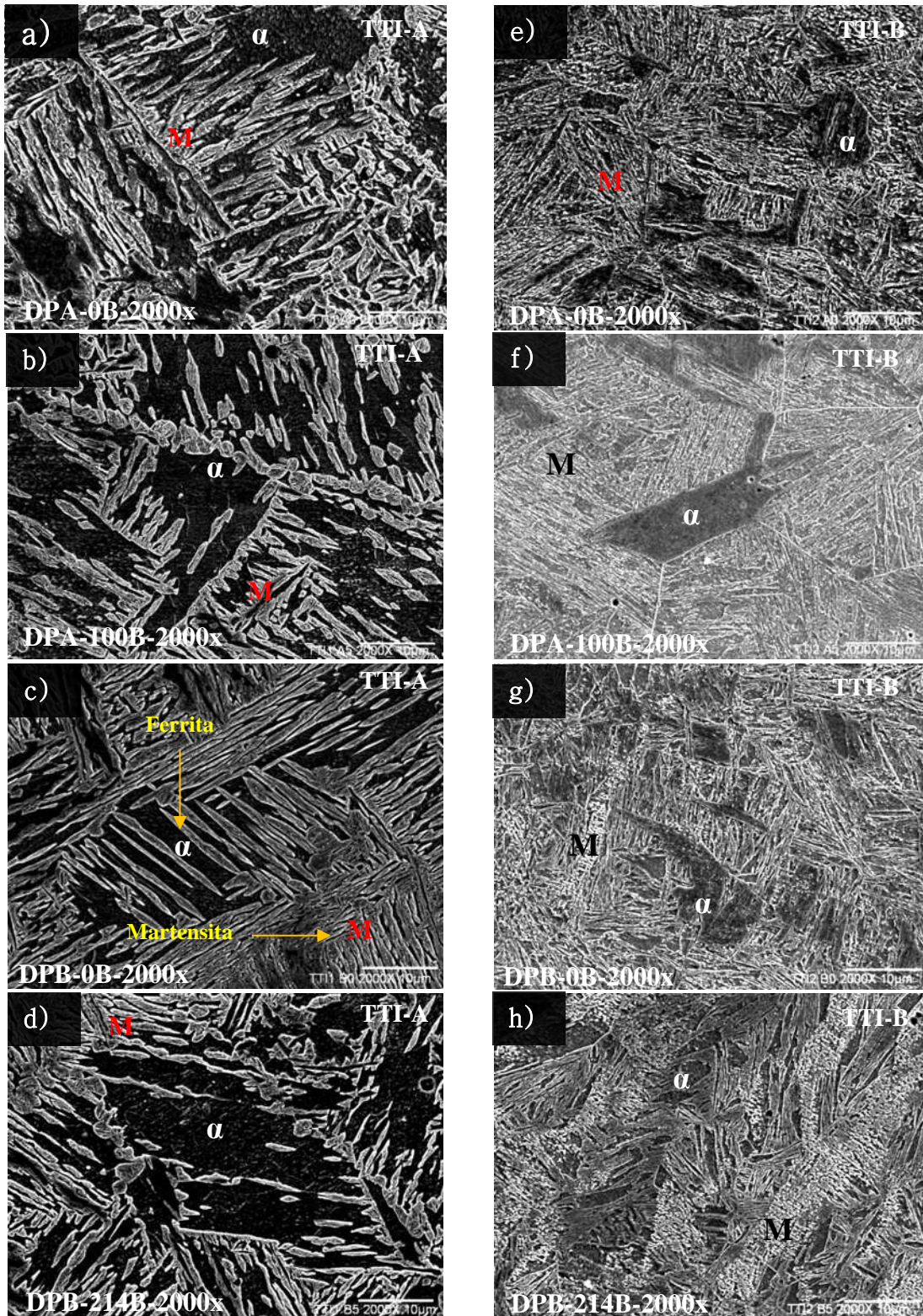


Figura 3.3 Microestructuras del MEB a 2000x, correspondientes al TTI-A: (a), (b), (c), (d) y TTI-B: (e), (f), (g) y (h).

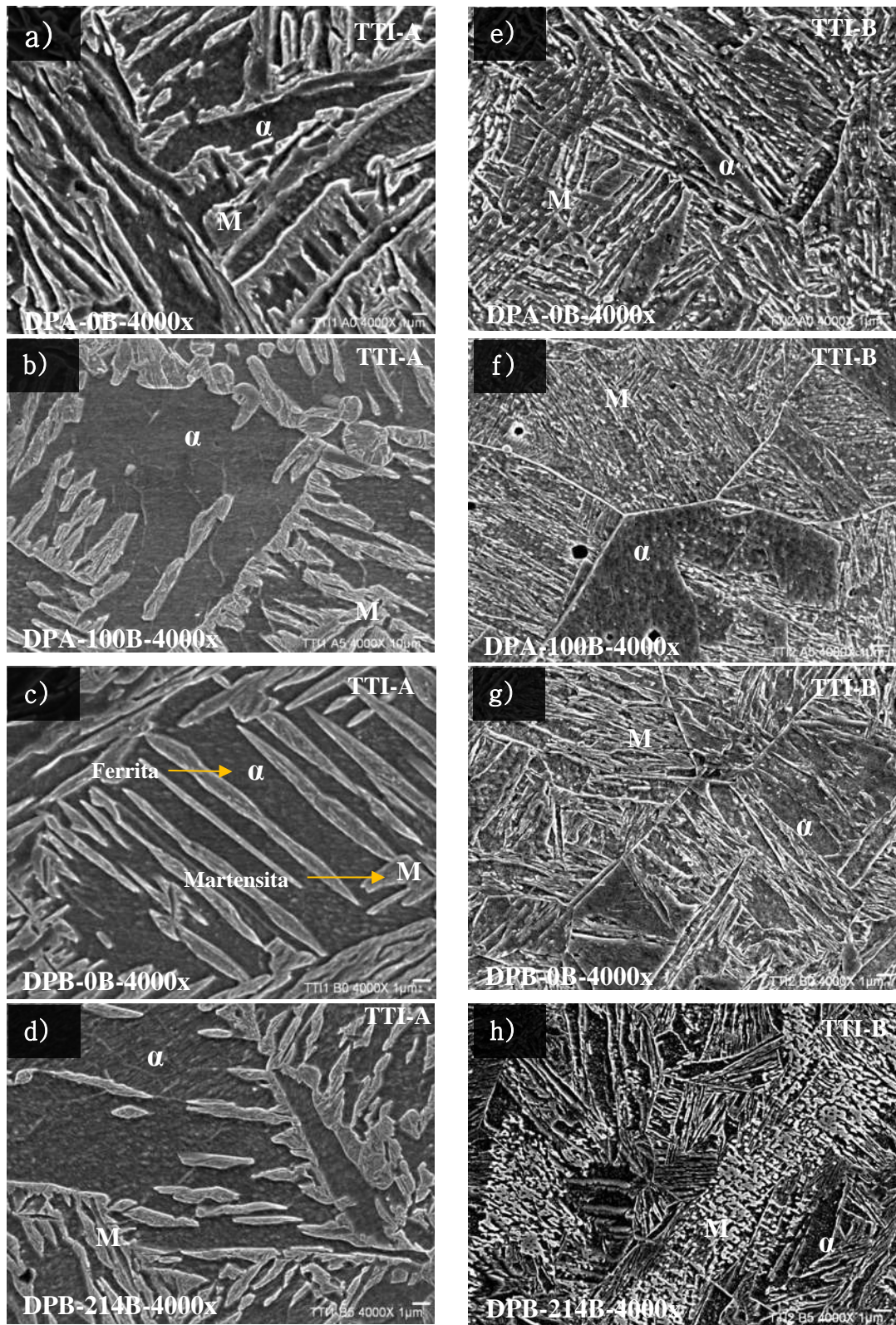


Figura 3.4 Microestructuras del MEB correspondientes al tratamiento térmico intercrítico TTI-A: (a), (b), (c), (d), y TTI-B: (e), (f), (g) y (h).

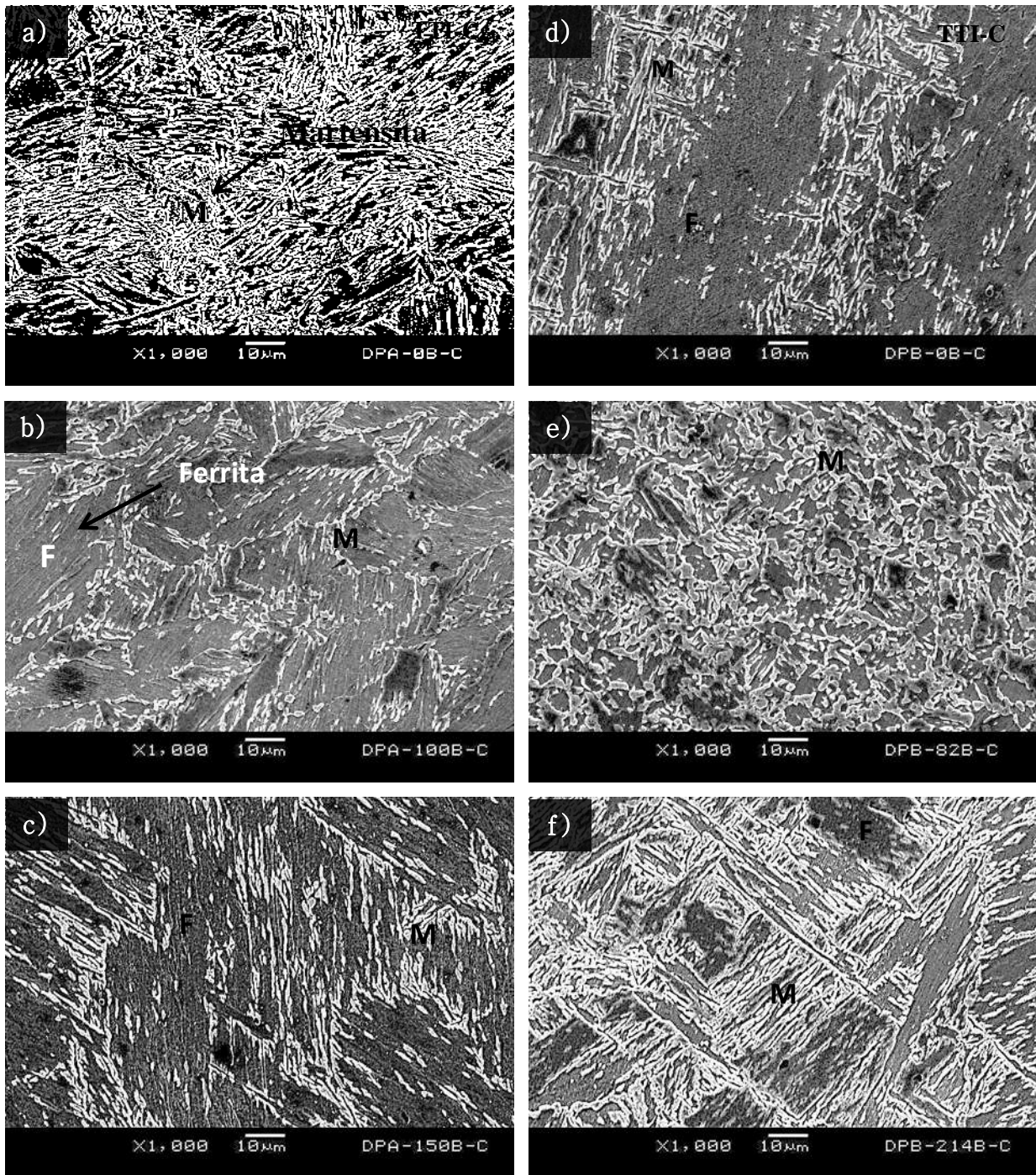


Figura 3.5 Microestructuras del MEB a 1000x del tratamiento térmico intercrítico (TTI-C) a 790 °, (a), (b), (c) aceros de la serie A: (d), (e) y (f) aceros de la serie B.

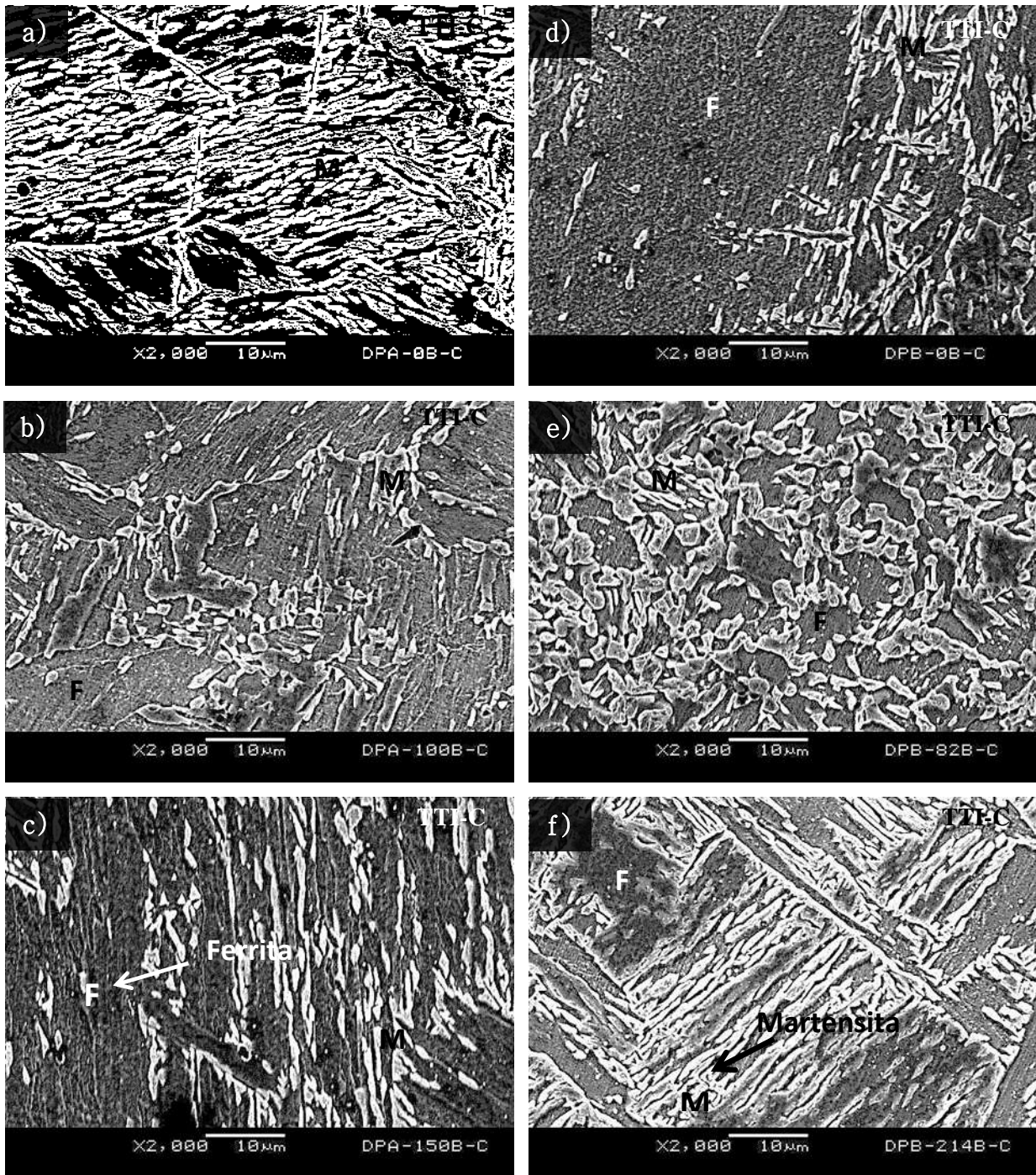


Figura 3.6 Microestructuras del MEB a 2000x del tratamiento térmico intercrítico (TTI-C) a 790 °C. (a), (b) y (c) aceros de la serie A: (d), (e) y (f) aceros de la serie B.

De acuerdo con los cálculos hechos mediante el diagrama Fe-C y la temperatura a la que se aplicó el TTI-A (810°C), la redistribución de soluto de las fases presentes en el material base se consigue obtener una microestructura bifásica (ferrita-austenita) por el mecanismo de transformación en estado sólido de reconstrucción el cual involucra difusión de átomos a través de la interfase γ/α . De acuerdo con este mecanismo la ferrita empieza a nuclear en el límite de grano de la austenita, creciendo hacia el interior del mismo por efecto del boro (ver figura 3.4. f), el cual segrega en el límite de grano [13, 16] consiguiendo de esta manera una matriz ferrítica. Por otra parte, el porcentaje de carbono presente en la composición química se concentra en la austenita mismo que es retenido al momento de templar, por lo que se obtiene una martensita con una morfología de cintas burdas, ver figuras 3.2-3.4.

Haciendo referencia al TTI-B, en esta condición se observa una martensita de cintas muy finas y con mayor distribución que en el TTI-A. Esto debido a que alcanzó una temperatura de austenitización total, promoviendo mayor movimiento de átomos y distribución de soluto. Por lo que al momento de disminuir la temperatura hasta la zona bifásica (ferrita-austenita) se logra una separación de átomos en fases finas, consiguiendo una martensita de cintas muy finas con mejor distribución y tamaños relativamente uniformes al interior del grano (ver figura 3.4-f). Mientras que para el TTI-A se presenta menor distribución de soluto, por lo tanto, una nucleación heterogénea de martensita generando más islas de ferrita libres de martensita. Por otro lado, el TTI-C presenta una martensita basta y mayor fracción volumétrica de ferrita, esto debido a la menor temperatura de tratamiento intercrítico (790 °C, es decir 20 °C menos respecto a los TTI-B y TTI-C), el diagrama Fe-C.

Por ende, el TTI-B presenta mayor resistencia debido a la morfología fina de la martensita, mientras que en el TTI-C se obtiene mayor deformación debido a que presenta mayor fracción volumétrica de ferrita, en tanto que el TTI-A muestra la mejor relación resistencia-deformación, ver figura 3.16 y tabla 3.6.

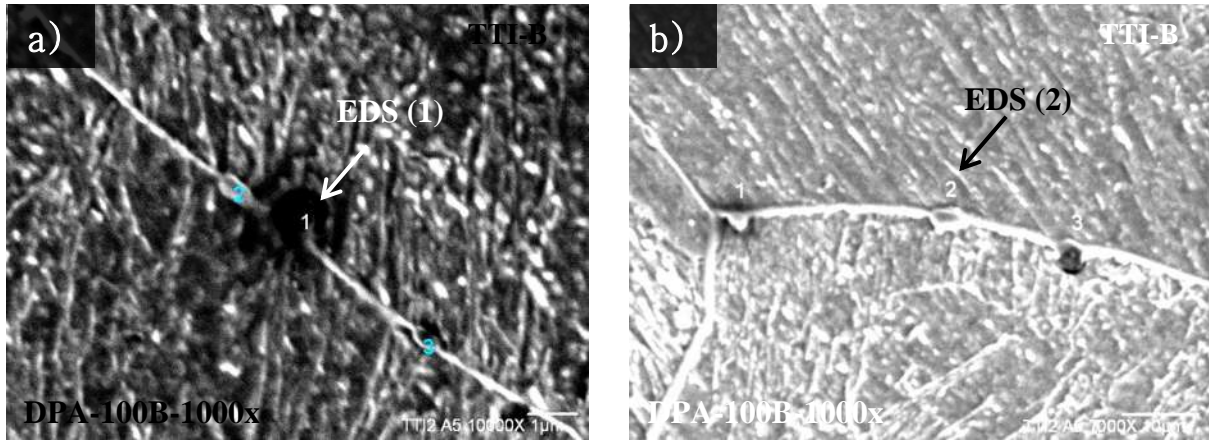


Figura 3.7 Microestructuras del MEB del TTI-B, del acero DPA-100B a 1000x.

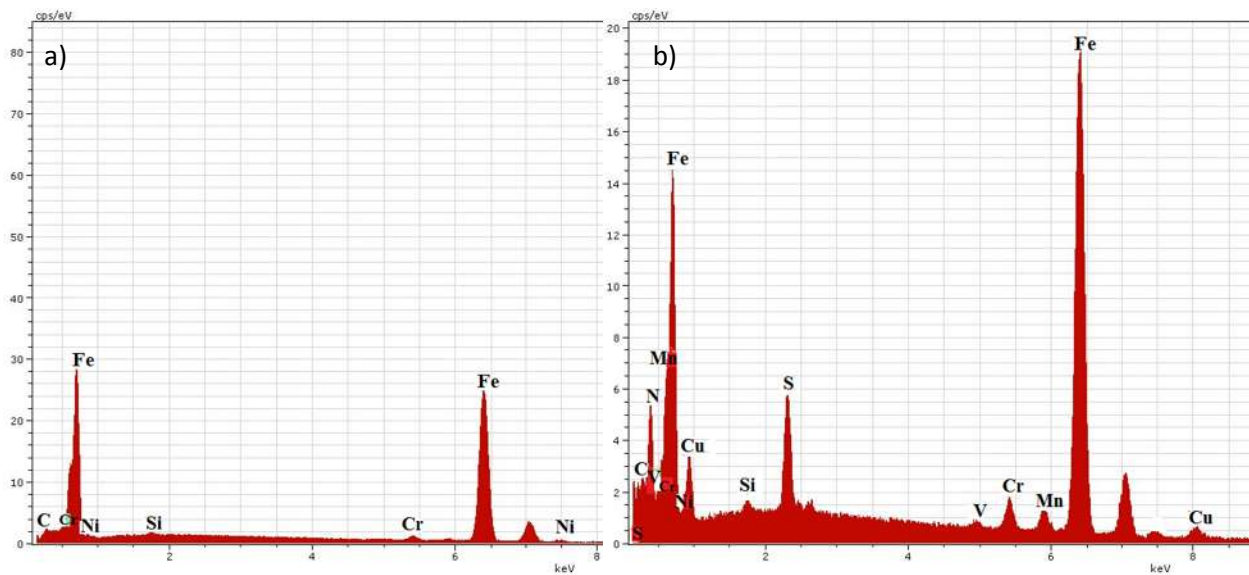


Figura 3.8 EDS del MEB del acero DPA-100B del TTI-B a 1000x. a) EDS uno, b) EDS dos correspondiente a la figura 3.7.

Los análisis realizados en el acero DPA-100B del TTI-B (figura 3.7) se reflejan en los espectros de la figura 3.8. Donde la figura 3.8 (a), reporta los elementos del material base y la figura 3.8 (b), detectan los elementos formadores de sulfuros, carburos y nitruros.

3.3 Resultados de difracción de Rayos-X.

En la figura 3.9 se puede apreciar que para todos los materiales tanto del TTI-A y TTI-B se obtuvieron los mismos picos, difractando en el mismo ángulo aunque no con la misma intensidad. De acuerdo con Ghali [32, 33] los picos detectados son de martensita, sin embargo, esto no significa que no exista la presencia de ferrita, solo que para detectarla se tiene que recurrir a otras técnicas más puntuales por ejemplo el método de Rietveld [34], ángulo rasante o EBSD.

En la figura 3.9 también se observa que en general la intensidad del pico principal de difracción del TTI-B es más alto que los del TTI-A, no así para el acero DPA-100B-TTI-A. Esto se atribuye al boro el cual incrementa la templabilidad, promoviendo la formación de la martensita [35-38]. De la misma manera, se relaciona la intensidad de los picos con la condición favorable de difracción en la que se encuentra la fase [39]. Por otro lado, se relaciona de manera directa una mayor intensidad del pico con la mayor cantidad de la fase presente. Así, los aceros de la serie DPB se les atribuye mayor fracción volumétrica de la martensita que para los aceros de la serie DPA, lo cual se corrobora en la tabla 3.1.

De acuerdo a los resultados de DRX y acorde con Filippone [40] la dificultad para detectar la ferrita es debido al solapamiento de picos con la martensita por la similitud de las estructuras cristalinas (Ferrita-BCC y Martensita-BCT), esto significa que por cada pico de la ferrita, dos picos de la martensita estarán presentes en las posiciones de dispersión ligeramente desplazados. Sin embargo, se puede aseverar la presencia de la ferrita debido a que las fases presentes en las metalografías de los aceros en estudio fueron comparados con metalografías reportadas en la literatura abierta de aceros de doble fase [10, 41, 42].

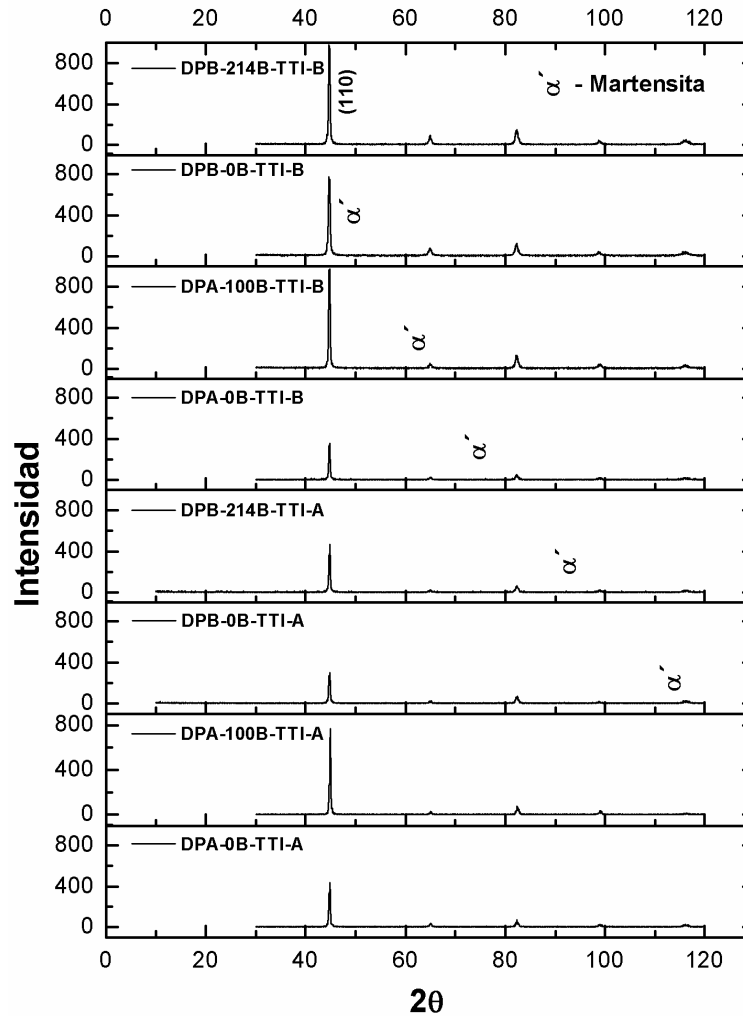


Figura 3.9 Difractogramas de DRX de los AHSS-DP.

3.4 Resultados de la cuantificación de fases presentes en los aceros (AHSS-DP).

El diseño del tratamiento térmico se llevó a cabo en función de obtener la fracción volumétrica, lo más cercana a 50-50% ferrita y martensita. Lo cual se consigue para los aceros DPA-0B y DPA-100B, corroborándose la influencia de los elementos aleantes, ya que el diseño del tratamiento térmico se hizo sobre el diagrama Fe-C. Comparando los ciclos térmicos, el TTI-B muestra un incremento notable en el caso de la martensita, por lo que al incrementar esta fase, la fracción volumétrica de la ferrita disminuye, mientras que el TTI-C presenta mayor fracción volumétrica de ferrita que de martensita, ver tabla 3.1 y figura 3.10.

Tabla 3.1 Fracción volumétrica de la ferrita y martensita de los aceros DPA y DPB.

Acero	DPA-0B	DPA-100B	DPB-B0	DPB-214B		
Tratamiento térmico intercrítico (TTI-A)						
Ferrita	46.1	55.2	21.1	36		
Desviación estándar	3.2	3.6	4.4	3.7		
Martensita	53.9	44.8	78.9	64		
Desviación estándar	2.9	3.6	3.2	3.4		
Tratamiento térmico intercrítico (TTI-B)						
Ferrita	40	37.5	48	29.7		
Desviación estándar	3.4	4	4.2	3.2		
Martensita	60	62.5	52	70.3		
Desviación estándar	4.3	2.9	3.8	3.4		
Tratamiento térmico intercrítico (TTI-C)						
Acero	DPA-0B	DPA-100B	DPA-150B	DPB-B0	DPB-82B	DPB-214B
Ferrita	41	64	66	58	40	52
Desviación estándar	3.4	3.8	3.9	4.1	3.4	3.2
Martensita	59	36	34	42	60	48
Desviación estándar	4.3	3.3	4.4	3.6	4.2	3.7

En los resultados de la tabla 3.1 y la figura 3.10 se refleja la influencia del porcentaje de carbono presente en los aceros, donde su relación es directa con la fracción volumétrica de la martensita conseguida [10]. Del mismo modo se contempla el efecto del Cr y B sobre los aceros con la capacidad de incrementar la templabilidad, lo cual permite asegurar la transformación martensítica.

Por ende los aceros de la serie DPA con un %C menor a 0.04 muestran una fracción volumétrica menor de martensita, con respecto a los aceros de la serie DPB con 0.12 %C tanto en el TTI-A, como para el TTI-B.

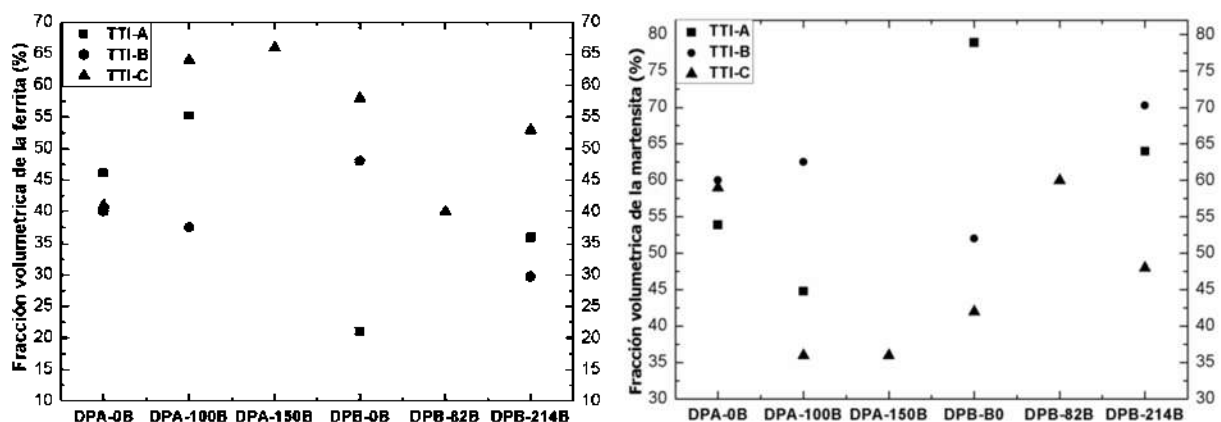


Figura 3.10 Fracción volumétrica de la martensita y ferrita en los AHSS-DP.

Los resultados presentados en la figura 3.10 están íntimamente relacionados con las propiedades de resistencia máxima y porcentaje de alargamiento, los cuales se reportan en la sección 3.8. En la cual se reporta mayor alargamiento para el TTI-C, mientras que mayor resistencia para el TTI-B, debido a que se ve reforzado por los porcentajes de fracción de volumétrica de la martensita y los valores de dureza obtenidos, así como por una morfología fina presente.

3.5 Resultados de dureza Rockwell C.

Los resultados de la macrodureza Rockwell C, son una combinación de la dureza de la ferrita y martensita presente. El material de partida muestra mayor dureza que el tratamiento térmico intercrítico debido a su microestructura multifásica donde su resistencia es mayor que la de los de doble fase. En general el TTI-C presenta menor dureza respecto al TTI-A y TTI-B, (ver tabla 3.2 y figura 3.11). Esto debido a que en el TTI-C hay presente mayor fracción volumétrica de ferrita. Así que el caso más atractivo para conseguir una mejor combinación de propiedades mecánicas resulta el TTI-A. Esto aunado a que la microestructura de este tratamiento presenta ferrita libre de martensita, ver figura 3.5.

Tabla 3.2 Dureza Rockwell C del material base y en condición de tratamiento térmico intercrítico.

	CONDICIÓN DE PARTIDA				TTI-A				TTI-B			
Acero	DPA-0B	DPA-100B	DPB-0B	DPB-214B	DPA-0B	DPA-100B	DPB-0B	DPB-214B	DPA-0B	DPA-100B	DPB-0B	DPB-214B
Media	22.6	30.36	33.5	35.43	20	21.36	31.79	25.03	29.3	28.86	38.36	35.64
Desviación estándar	0.37	1.28	0.91	1.23	0.53	0.37	1.28	2.01	1.21	0.47	0.55	0.89
TTI-C												
Media	DPA-0B		DPA-100B		DPA-150B		DPB-0B		DPB-82B		DPB-214B	
Acero	21.32		20.64		19.48		21.89		24		29.6	
Desviación estándar	1.2		0.45		1.48		0.67		0.94		1.05	

Es notorio que en el acero DPB-0B la dureza resulta más alta, esto se puede atribuir a mayor contenido de carbono presente.

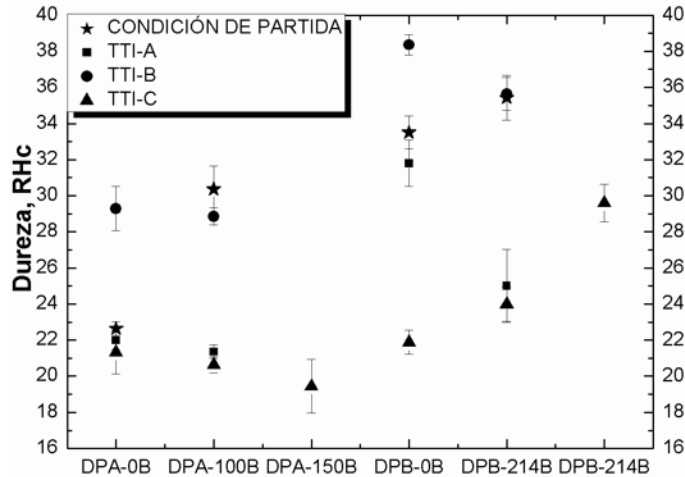


Figura 3.11 Dureza Rockwell C de los AHSS-DP.

Bajo condición de TTI-B se produce mayor dureza, incluso que en condición de partida, a pesar de presentar una microestructura (F+M) respecto a la multifase (F+M+B) que presenta el material en condición de partida.

3.5.1 Medición de la deformación en la huella.

En la tabla 3.3. se presentan predicciones del comportamiento de la ductilidad que ofrecen los aceros bajo estudio en base al grado de deformación plástica generada alrededor de la huella de dureza. Donde el TTI-B muestra menor deformación, esto debido a la alta dureza (RHc) que presenta, así como altas fracciones volumétricas de la martensita. Siendo el TTI-A el que ostenta la mayor deformación, lo cual se relaciona con las islas de ferrita libres de martensita en las microestructuras reportadas en las figuras 3.4.

Tabla 3.3 Deformación de la huella del ensayo de dureza RHC de los aceros DPA y DPB, con y sin tratamiento térmico.

	CONDICIÓN DE PARTIDA				TTI-A				TTI-B			
	Área de deformación (μm^2)											
Acero	DPA-0B	DPA-100B	DPB-0B	DPB-214B	DPA-0B	DPA-100B	DPB-0B	DPB-214B	DPA-0B	DPA-100B	DPB-0B	DPB-214B
Media	82.2	127.5	196.6	175.9	280.7	403.9	280.4	192.5	144.7	121.5	126.6	128.6
Desviación estándar	4.7	8.19	2.03	4.06	13.3	8.2	8.3	7.3	4.43	4.70	4.07	6.61

En la figura 3.12 se puede ver el comportamiento del TTI-B con menor deformación que el TTI-A, donde para este último el acero DPA-100B presenta la mayor deformación, lo cual es atribuible a que este acero presenta el mayor porcentaje de fracción volumétrica de la ferrita.

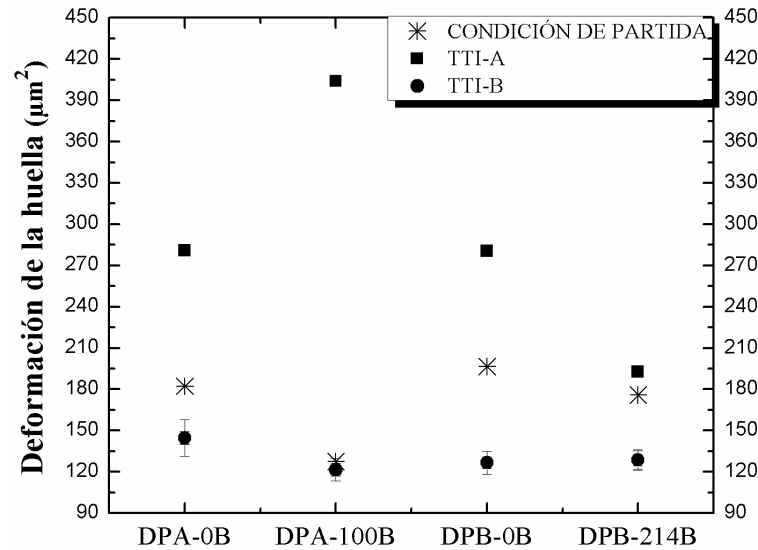


Figura 3.12 Área de deformación plástica alrededor de las huellas de dureza Rockwell C en aceros AHSS-DP bajo estudio.

La figura 3.13 muestra el área de deformación plástica alrededor de la huella de dureza del acero DPA-0B bajo efecto de TTI-A y el acero DPB-0B tratado por TTI-0B.

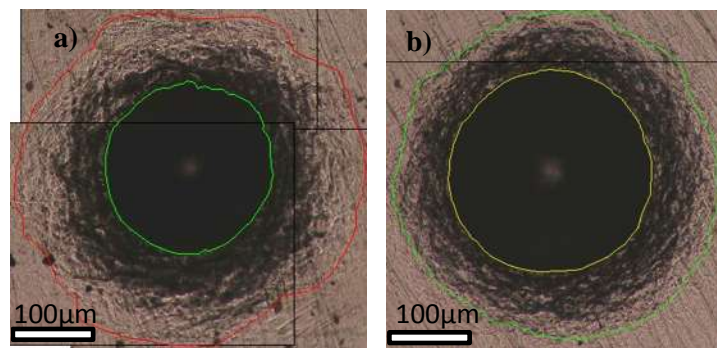


Figura 3.13 Área afectada por deformación plástica alrededor de la huella del ensayo de dureza RHC a) Acero DPA-0B bajo TTI-A, b) Acero DPB-0B bajo TTI-B.

3.6 Resultados de macrodureza Vickers.

Los resultados de la macrodureza Vickers se presentan en la tabla 3.4, los cuales corroboran los resultados obtenidos en la dureza RHc, donde la dureza más alta se presenta para el TTI-B, mientras que la menor dureza es para el TTI-C, por debajo de la condición de partida, lo cual se atribuye a que presenta mayor fracción volumétrica de la ferrita.

Tabla 3.4 Macro dureza Vickers de los aceros DPA y DPB con y sin tratamiento térmico.

CONDICIÓN DE PARTIDA					TTI-A				TTI-B			
Muestra	DPA-0B	DPA-100B	DPB-0B	DPB-214B	DPA-0B	DPA-100B	DPB-0B	DPB-214B	DPA-0B	DPA-100B	DPB-0B	DPB-214B
Media	316.9	311.1	355.2	390.8	260.4	252.9	293.9	288.7	366.2	382.4	484.9	423.0
Desviación estándar	4.8	7.2	9.0	8.2	10.7	11.5	11.1	6.0	12.8	20.1	15.7	7.3
TTI-C												
Muestra	DPA-0B		DPA-100B		DPA-150B		DPB-0B		DPB-82B		DPB-214B	
Media	245.4		213.5		210.3		215.3		253.5		291.1	
Desviación estándar	6.5		9.9		3.9		3.4		13.9		5.9	

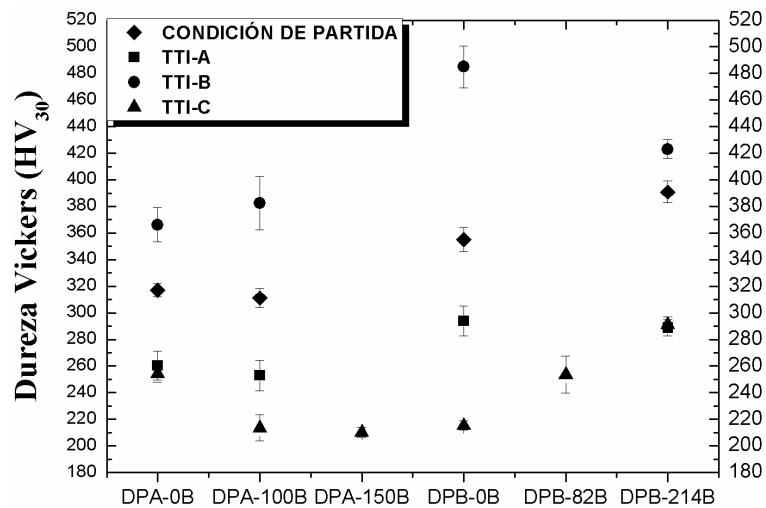


Figura 3.14 Comportamiento de la macrodureza Vickers (HV₃₀) de los AHSS-DP.

3.7 Resultados de la microdureza Vickers.

Los resultados de microdureza Vickers se presentan en la tabla 3.5, los cuales se comparan con la microdureza reportada en la literatura abierta, donde los valores de la ferrita se encuentra en 310 HV mientras que la martensita 435-660 HV en un acero con 0.20 %C sometido a un tratamiento térmico intercrítico entre 750-810°C [36]. Por lo que comparando con estos datos se presenta una ferrita muy por debajo de 310 HV en la mayoría de los casos, así como en el caso de la martensita. Por otro lado, resalta la ferrita en el TTI-B, la cual presenta mayor dureza que en el TTI-A. Además la dureza de la martensita del TTI-B tiende a disminuir con el incremento del contenido de boro, ver tabla 3.5. Sin embargo, la desviación estándar que se tiene en algunos casos es alta, lo cual se puede asociar a la heterogeneidad y la finura de las fases presentes, ver figura 3.15.

Tabla 3.5 Microdureza Vickers de la ferrita y martensita.

	TTI-A				TTI-B							
	DPA-0B	DPA-100B	DPB-0B	DPB-214B	DPA-0B	DPA-100B	DPB-0B	DPB-214B				
FERRITA												
Media	195	192	265	211	285	260	339	276				
D.E.	7	13	44	16	17	22	56	51				
MARTENSITA												
Media	294	278	353	299	271	293	387	367				
D.E.	24	14	36	42	19	25	24	27				
TTI-C												
	DPA 0B	DPA 100B	DPA 150B	DPB 0B	DPB 82B	DPB 214B	DPA 0B	DPA 100B	DPA 50B	DPB 0B	DPB 82B	DPB 214B
Media	FERRITA						MARTENSITA					
	259	205	212	214	210	229	304	275	335	336	358	360
D.E.	17	21	10	16	15	16	33	49	33	34	22	43

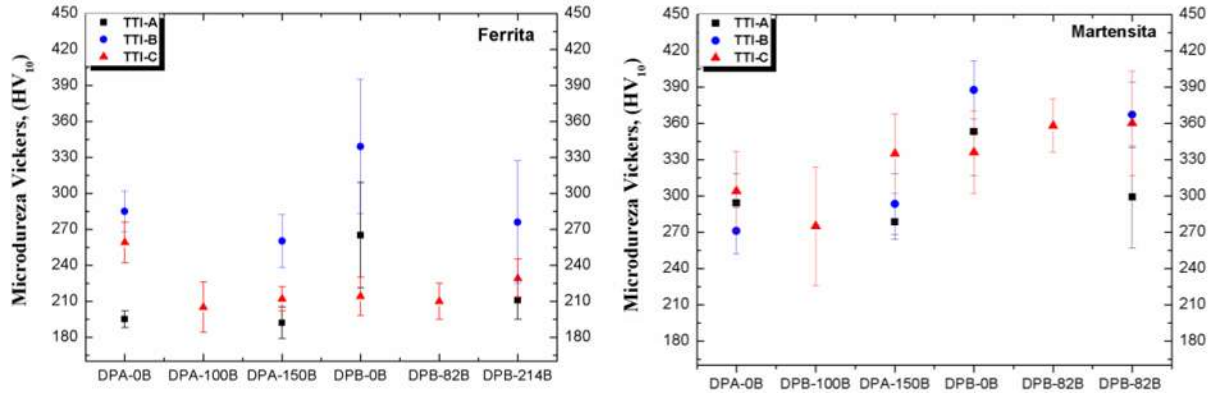


Figura 3.15 Microdureza Vickers de la ferrita y martensita presente en los AHSS-DP.

3.8 Resultados del ensayo de tracción uniaxial de los tratamientos térmicos intercríticos TTI-A, TTI-B, y TTI-C.

Las curvas esfuerzo-deformación de ingeniería de los aceros de la serie DPA y DPB bajo los tratamientos térmicos intercríticos TTI-A, TTI-B y TTI-C se presentan en la figura 3.16. Donde se puede apreciar que los aceros correspondientes a la serie DPA alcanzaron mayor deformación sobre la serie DPB, con mayor porcentaje de carbono y de boro.

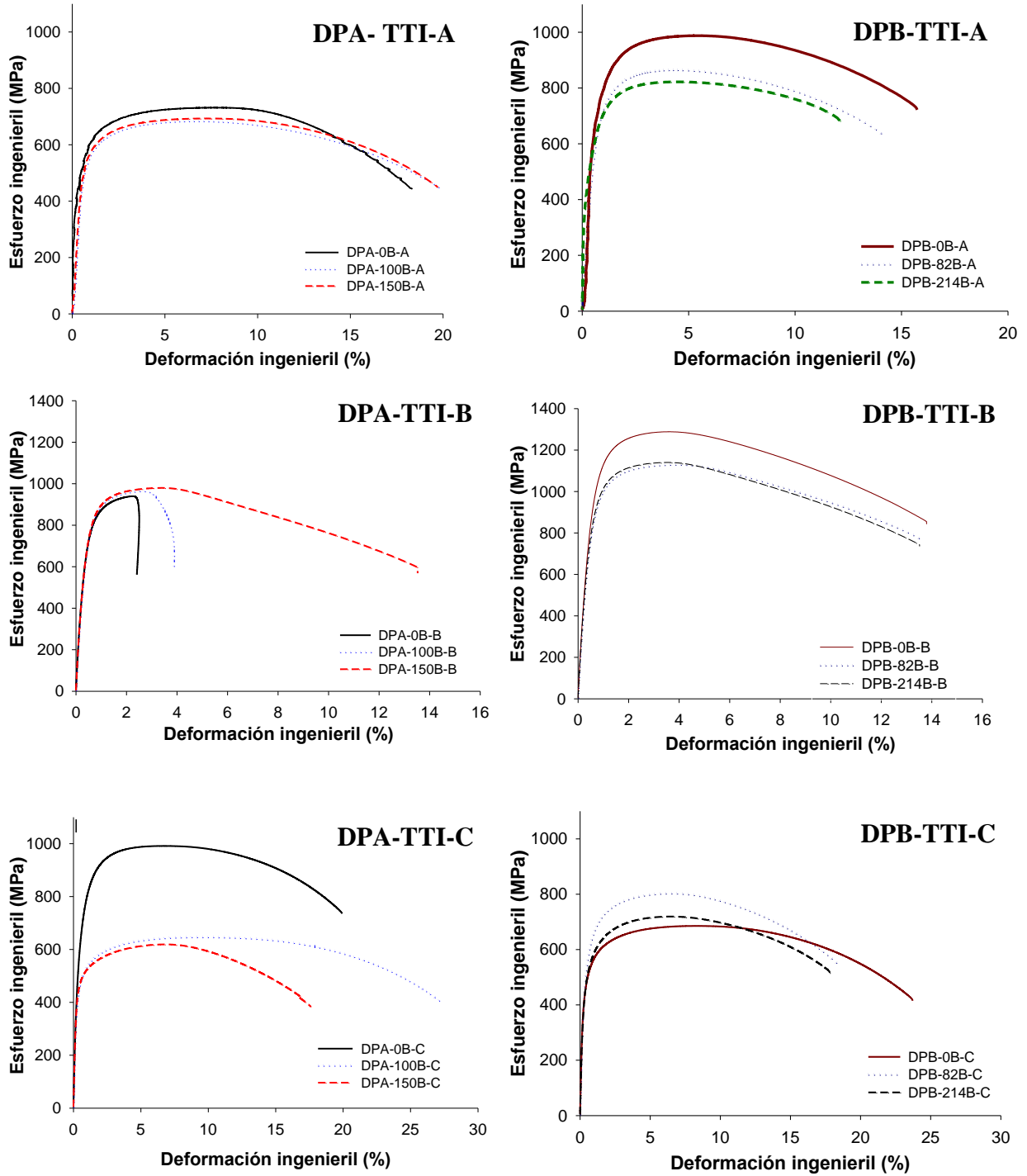


Figura 3.16 Curvas esfuerzo-deformación ingenieril, de los tratamientos térmicos intercríticos TTI-A, TTI-B y TTI-C.

Las propiedades mecánicas derivadas del ensayo de tracción uniaxial de los tratamientos térmicos intercríticos TTI-A, B, C de los aceros de la serie DPA y DPB, se presentan en la tabla 3.6. Donde se puede ver cómo el TTI-A muestra la mejor relación resistencia máxima (σ_{max}) y porcentaje de alargamiento con respecto al TTI-B y TTI-C. Lo cual se relaciona con la morfología de cintas basta de la martensita y con las islas de ferrita libres de martensita en concordancia con una distribución heterogénea de soluto, lo que no permitió una nucleación homogénea de martensita en toda la matriz ferrítica. Notando que las mejores propiedades mecánicas se obtuvieron en el acero con cantidades cercanas o menores de 100 ppm de B, consiguiéndose una relación cercana al 50-50% ferrita-martensita de fracción volumétrica [1].

Por otro lado, el TTI-B presenta la mayor resistencia, esto se atribuye a la morfología de martensita fina y a su distribución homogénea. Este hecho se relaciona con los mecanismos de endurecimiento por deformación que presenta el acero, donde al momento de iniciarse la deformación plástica muchos sistemas de deslizamiento (primarios y secundarios) se encuentran activados entorpeciendo la movilidad de las dislocaciones, formándose barreras o candados de Lomer-Cottrell lo que requerirá mayor esfuerzo para el movimiento de las dislocaciones [24]. En este tratamiento (TTI-B) se obtuvo mayor fracción volumétrica de martensita (V_m) que en el caso del TTI-A, lo cual incrementa notoriamente el límite elástico, y con ello el esfuerzo máximo a la tensión, sin embargo, esto sacrifica ductilidad y menor porcentaje de deformación uniforme (ver tabla 3.7).

Es importante resaltar que el TTI-C exhibe los mayores porcentajes de alargamiento, lo cual se debe a mayor fracción volumétrica de ferrita, y a que esta presente menor resistencia al flujo plástico, lo que permite la movilidad de dislocaciones más libremente, aunado a que la martensita que se encuentra como refuerzo al interior de la matriz posee una morfología de cintas basta, tales características disminuyen la resistencia máxima permitiendo ganar en porcentaje de alargamiento y reducción de área.

Tabla 3.6 Valores derivados del ensayo de tracción uniaxial de los tratamientos térmicos intercríticos.

	Acero	σ_y	σ_{Max}	% ϵ	$\sigma_{fractura}$
TTI-A	DPA-0B-A	510.2	734.3	18.3	455.3
	DPA-100B-A	500.7	690.1	19.04	452.8
	DPA-150B-A	524.1	705.9	19.02	457.2
	DPB-0B-A	790.2	1010	15.7	737.5
	DPB-82B-A	692.4	864.4	14.1	611.8
	DPB-214B-A	535.3	833	11.9	648.3
TTI-B	DPA-0B-B	787.02	939.54	15.84	561.73
	DPA-100B-B	813.87	964.23	15.72	581.17
	DPA-150B-B	803.05	979.71	13.6	568.93
	DPB-0B-B	1031.88	1288.39	14.48	854.72
	DPB-82B-B	891.65	1129.64	12.64	771.66
	DPB-214B-B	920.82	1140.18	15.4	742.96
TTI-C	DPA-0B-C	797.48	991.43	23.32	735.23
	DPA-100B-C	477.93	646.72	30.88	396.38
	DPA-150B-C	469.45	619.15	23.72	381.71
	DPB-0B-C	537.07	685.35	25.92	414.90
	DPB-82B-C	609.16	803.07	19.48	549.39
	DPB-214B-C	497.54	719.30	17.76	519.95

De la tabla 3.6 puede apreciarse que la mejor relación resistencia-deformación se presenta para los aceros DPA-100B y DPB-82B. De acuerdo con Kapadia [2] el boro mejora las propiedades mecánicas de los aceros de bajo contenido de carbón hasta 100 ppm de boro. Mejía y colaboradores [25], han reportado que la resistencia máxima y el límite elástico aumentan con el incremento del contenido de boro, hasta alcanzar una saturación alrededor de las 82 ppm, mientras que el porcentaje de elongación tiende a decrecer. Lo cual se ve reflejado en los resultados de la tabla 3.6. Dentro de estos resultados se puede notar que las propiedades

de la serie DPA presentan valores muy similares, lo cual recae en la similitud de las fracciones volumétrica de ferrita-martensita obtenida. Colla y colaboradores [42] reportan una investigación sobre un tratamiento térmico intercrítico a 810 °C de aceros con bajo contenido de carbono (0.04-0.10 y >20 ppm de boro) y con una microestructura de ferrita como matriz y una mezcla de fase dura de martensita-bainita. Obteniendo una resistencia máxima a la tensión entre 450-650 MPa y una deformación entre 22-29 % y un tamaño de grano de 5.8-7.9 μm . Comparando estos resultados con los obtenidos en la tabla 3.6 puede notarse el impacto que tiene el boro sobre las propiedades mecánicas de los aceros ya que en la presente investigación se logran valores de resistencia máxima, mayores a los reportados por Colla [42] y valores de deformación que se pueden comparar con los alcanzados en el TTI-C en los aceros de la serie DPA, con menor porcentaje de carbono respecto a los de la serie DPB.

3.9 Resultados del exponente de endurecimiento (n) por deformación.

El exponente de endurecimiento se calculó mediante el modelo de Hollomon, para lo cual se recurrió a un ajuste lineal, haciendo uso de la ecuación 11. Los resultados de dicho ajuste se muestran en el apartado 3.9.1.

3.9.1 Curvas de logaritmo de esfuerzo vs logaritmo de deformación (ajuste lineal).

Las figuras 3.17-3.19 presentan las curvas de log de esfuerzo vs log de deformación con un ajuste lineal, que permite determinar el valor del coeficiente de endurecimiento y el valor de coeficiente de resistencia de los TTI-A, TTI-B y TTI-C, tanto para los aceros de la serie DPA como de la serie DPB.

Las gráficas de ajuste lineal que se presentan en la figuras 3.17-3.19 muestran un coeficiente de correlación (R^2) con valores entre 0.94-0.99 lo cual indica un buen ajuste lineal, y se indica para cada caso de la gráfica correspondiente.

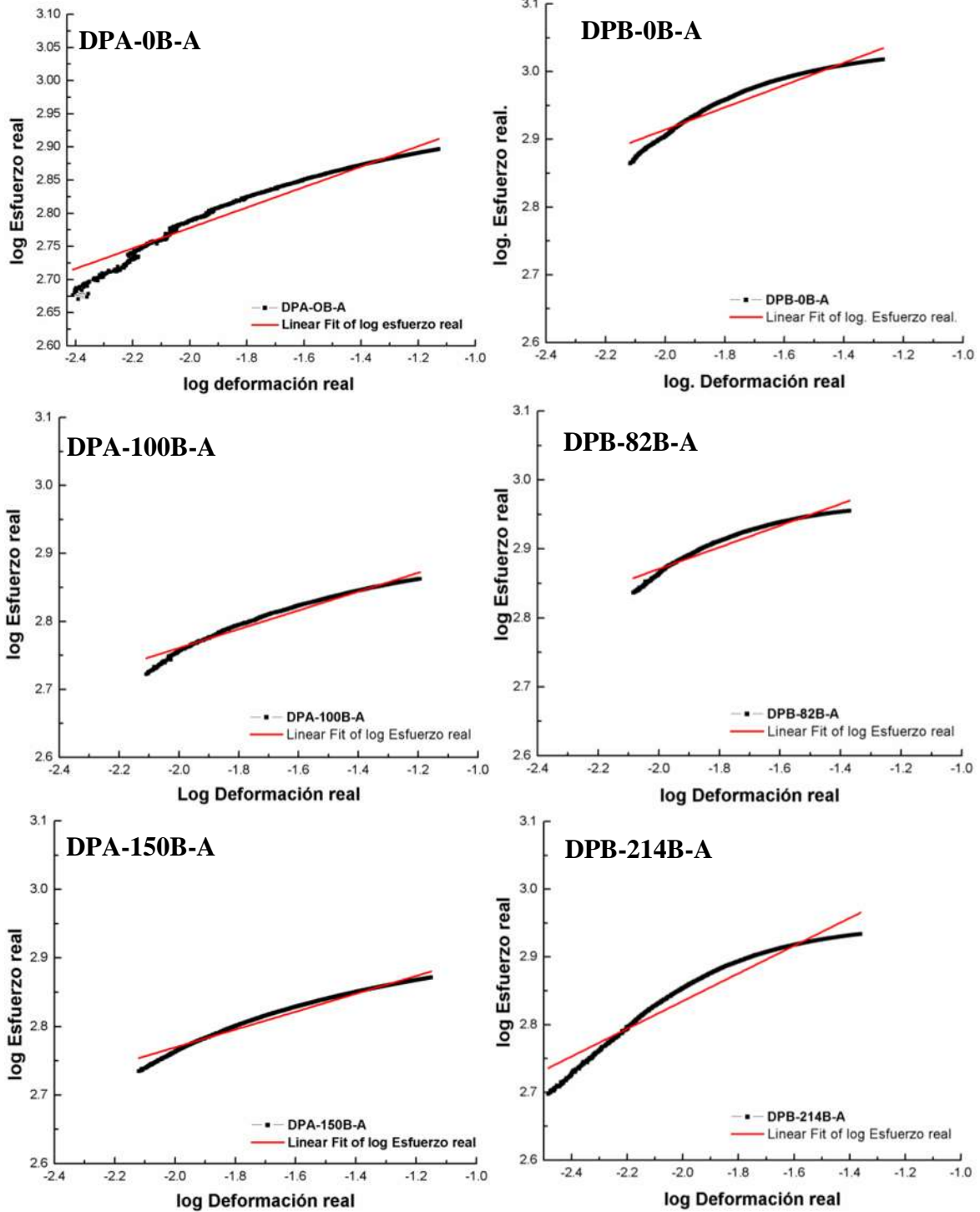


Figura 3.17 Curvas de logaritmo de esfuerzo vs logaritmo de deformación (ajuste lineal) del TTI-A.

Para el TTI-A se presenta un factor de correlación (R^2) con valores entre de 0.94-0.97, teniendo mejor ajuste los aceros de la serie DPA.

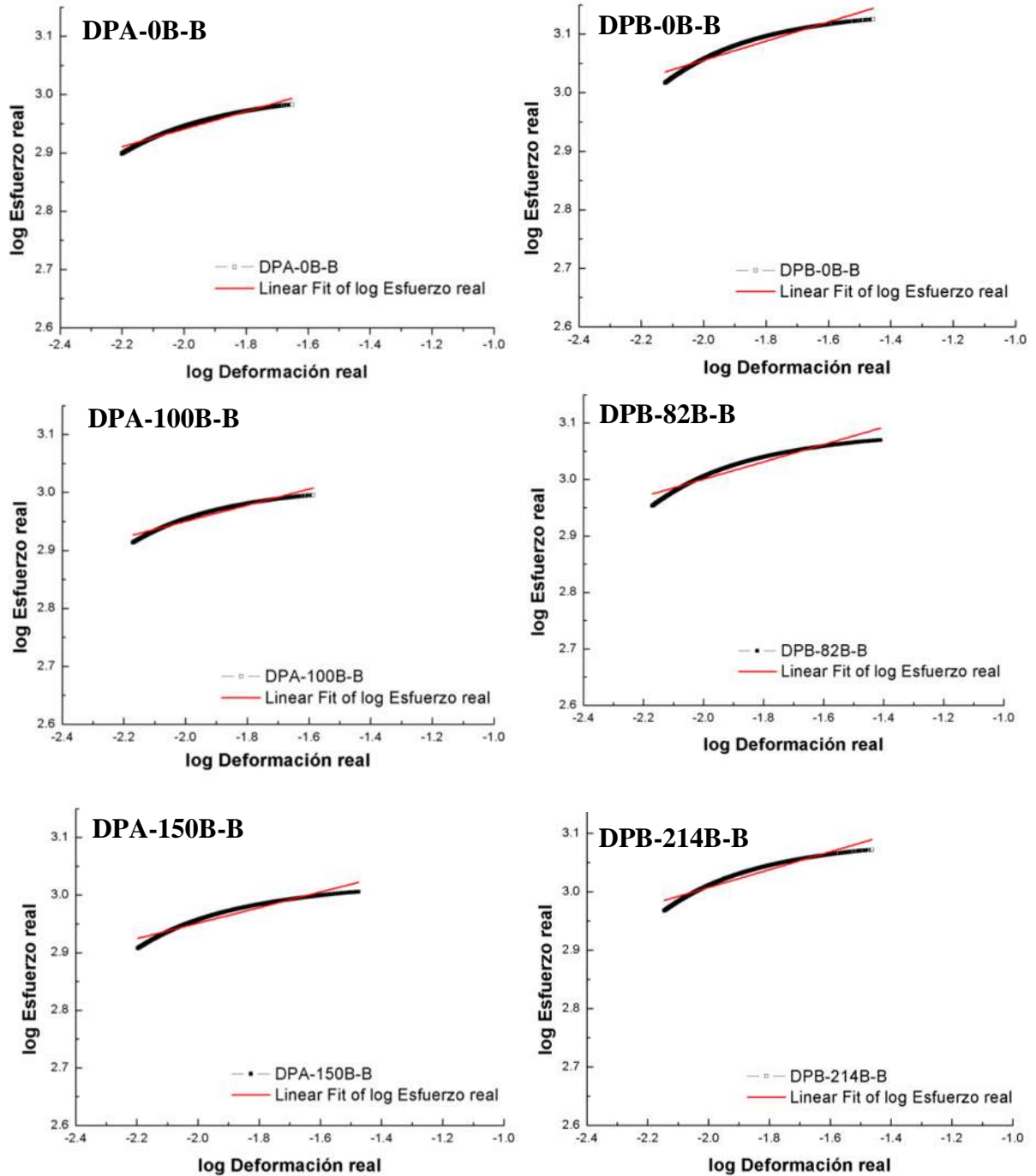


Figura 3.18 Curvas de logaritmo de esfuerzo vs logaritmo de deformación (ajuste lineal) del TTI-B.

Para el TTI-B se presenta un factor de correlación (R^2) con valores entre de 0.92-0.96, teniendo mejor ajuste los aceros de la serie DPA.

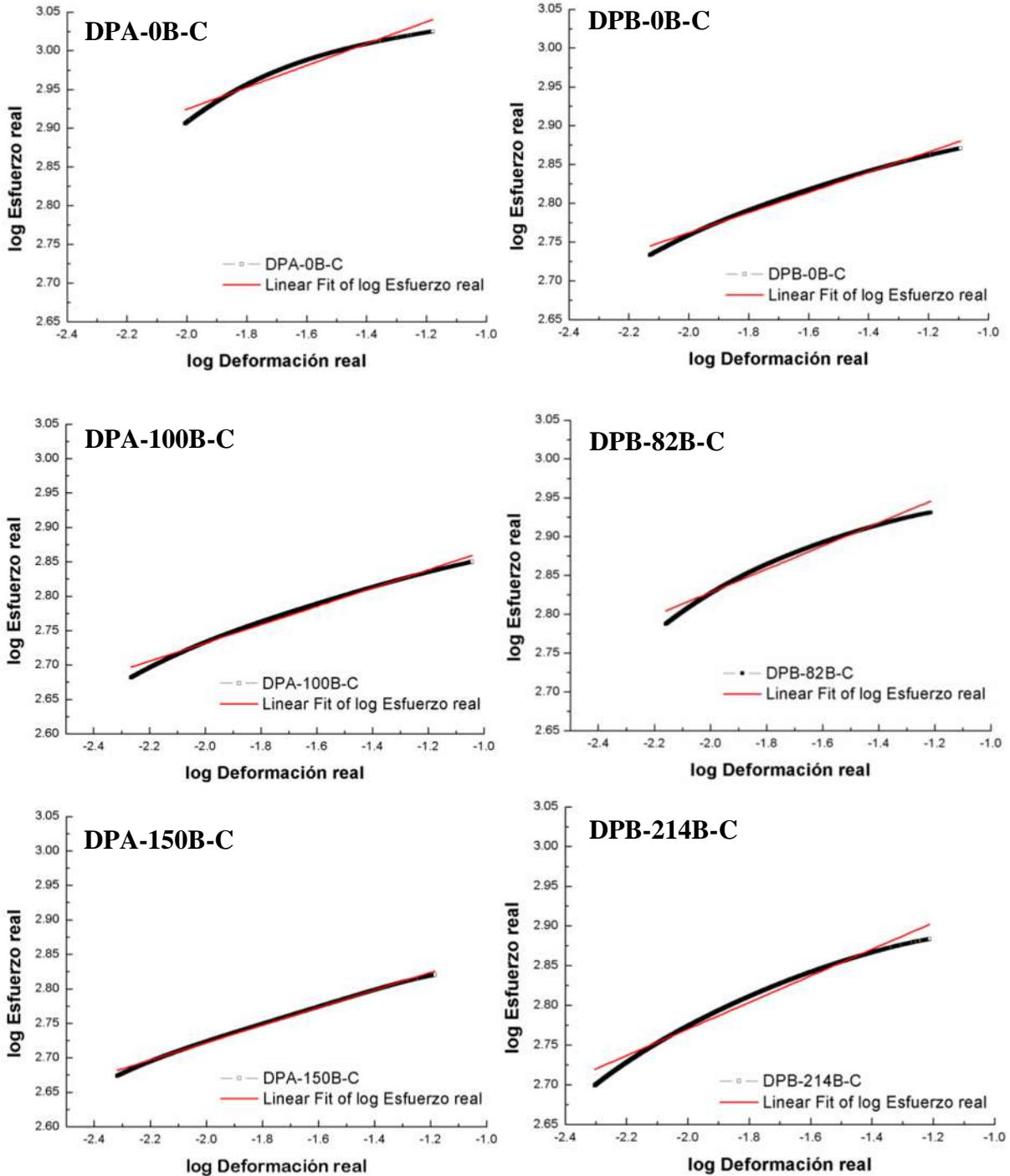


Figura 3.19 Curvas de logaritmo de esfuerzo vs logaritmo de deformación (ajuste lineal) del TTI-C.

Para este TTI-C se presenta un factor de correlación (R^2) con valores entre de 0.95-0.99, teniendo mejor ajuste los aceros de la serie DPA.

3.9.2 Curvas experimentales vs modelo (Ecuación ajustada).

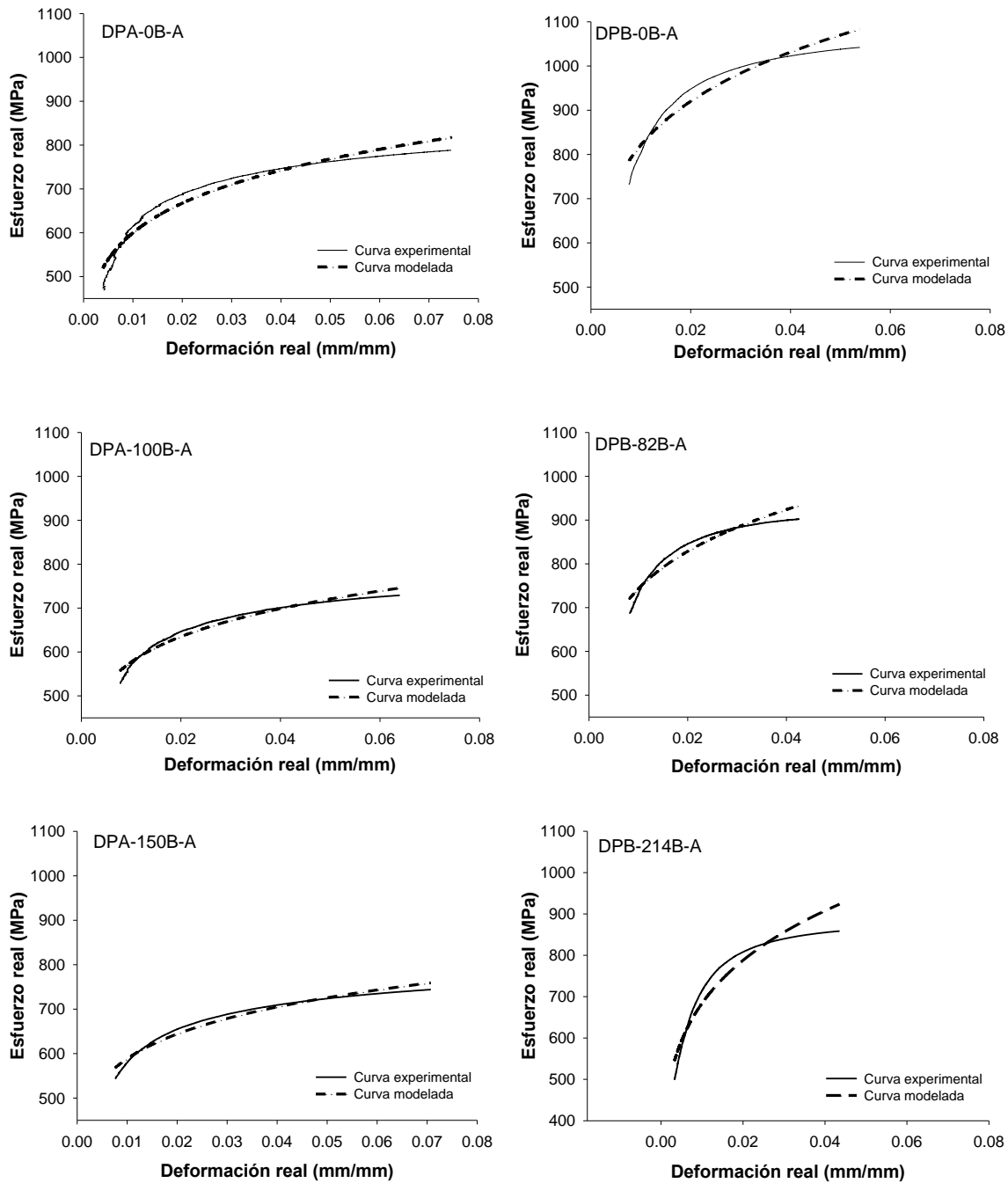


Figura 3.20 Curvas experimentales vs modelo (ecuación ajustada) del TTI-A.

Las curvas para el tratamiento térmico intercrítico TTI-A presentan un ajuste aceptable ($R^2=0.95$), mientras que las desviaciones mostradas indican cambios en el mecanismo de deformación, los cuales tienen que ver con los diferentes mecanismos de deformación plástica y de endurecimiento.

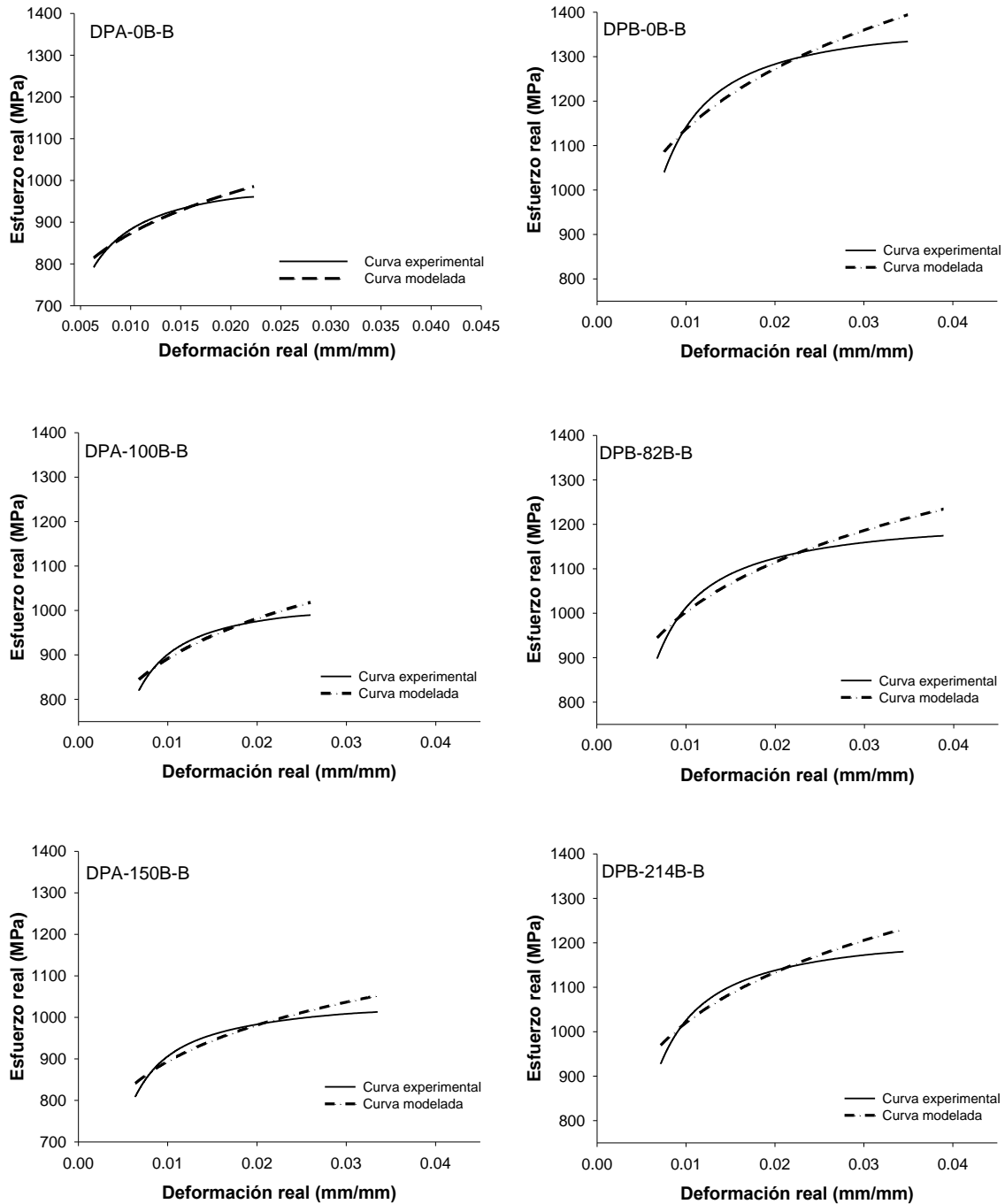


Figura 3.21 Curvas experimentales vs modelo (ecuación ajustada) del TTI-B.

Las curvas para el tratamiento térmico intercrítico TTI-B presentan un ajuste aceptable ($R^2=0.94$), mientras que las desviaciones mostradas indican cambios en el mecanismo de deformación, los cuales tienen que ver con los diferentes mecanismos de deformación plástica y de endurecimiento.

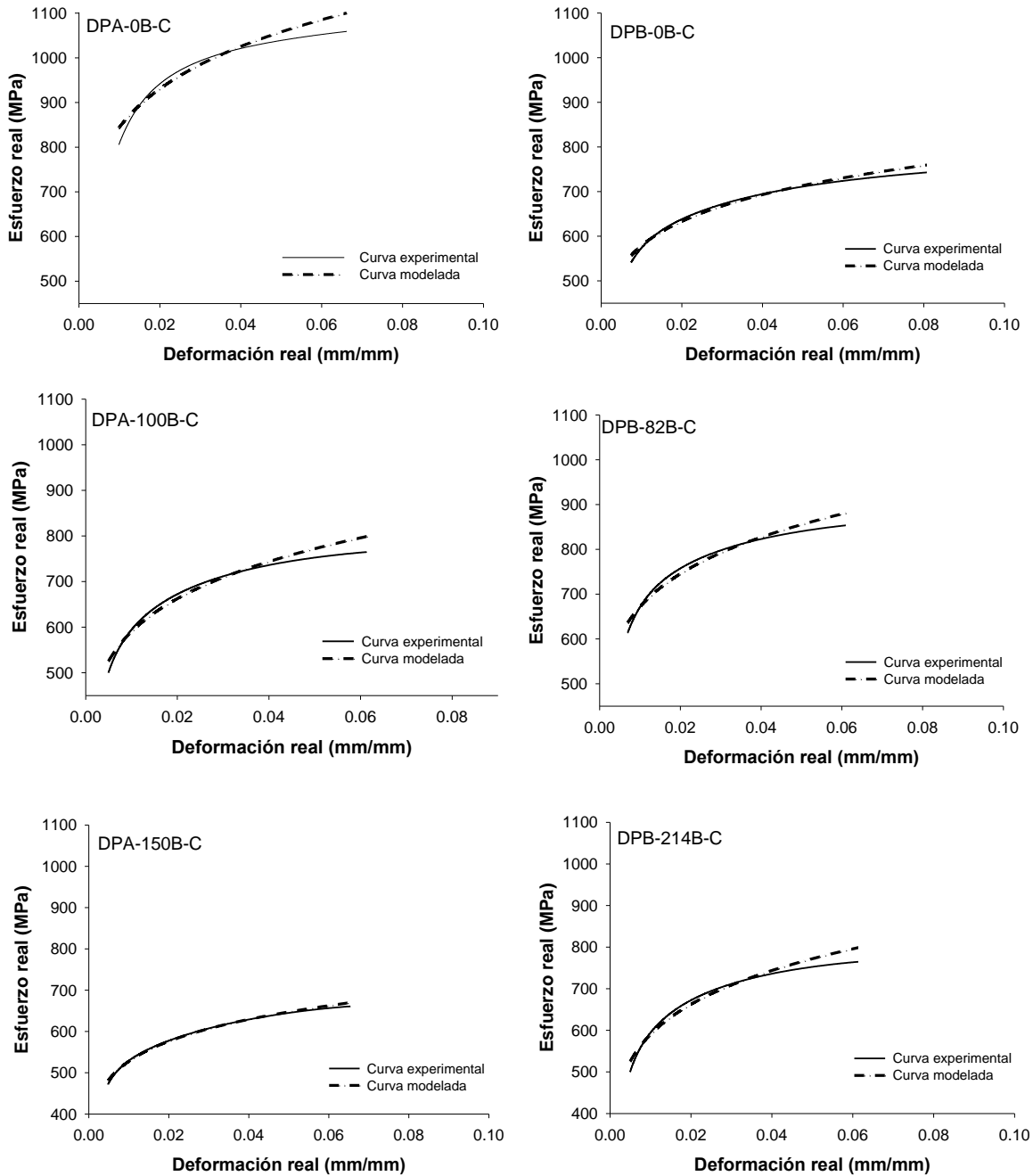


Figura 3.22 Curvas experimentales vs modelo (ecuación ajustada) del TTI-C.

Las curvas del tratamiento térmico intercrítico TTI-C presentan el mejor ajuste de las curvas experimentales vs modelo ($R^2=0.97$) sin embargo, las desviaciones que se presentan indican cambios en el mecanismo de deformación (plástica y endurecimiento). Recordando que el valor de n determinado mediante el modelo de Hollomon describe el comportamiento de toda

la curva y para tener una mayor precisión se debe recurrir al modelo diferencial de Crussard y Jaoul.

3.9.3 Resultados del coeficiente de endurecimiento por deformación (n).

En la tabla 3.7 se presentan los resultados del modelo de Hollomon de los aceros de la serie DPA y DPB bajo efecto de los tratamientos térmicos intercríticos TTI-A, TTI-B y TTI-C. En general se presentan valores bajos con tendencia a mantener constante el valor del exponente de endurecimiento alrededor de 0.15.

Tabla 3.7 Parámetros de modelización (K_H , n_H , ϵ_0 - ϵ_f)

	ACERO	K_H	n_H	Rango de deformación (%)
TTI-A	DPA-0B-A	1195.94	0.143	0.41-7.72
	DPA-100B-A	1143.85	0.147	0.78-6.61
	DPA-150B-A	1141.03	0.141	0.76-7.33
	DPB-0B-A	1709.06	0.149	0.77-5.54
	DPB-82B-A	1444.09	0.141	0.83-4.36
	DPB-214B-A	1739.72	0.198	0.33-4.45
TTI-B	DPA-0B-B	1750.41	0.151	0.63-2.25
	DPA-100B-B	1691.37	0.139	0.67-2.63
	DPA-150B-B	1664.48	0.135	0.63-3.40
	DPB-0B-B	2408.62	0.163	0.75-3.55
	DPB-82B-B	2028.80	0.153	0.67-3.96
	DPB-214B-B	2054.42	0.152	0.71-3.50
TTI-C	DPA-0B-C	1609.27	0.140	0.99-6.84
	DPA-100B-C	994.48	0.132	0.54-9.49
	DPA-150B-C	947.13	0.127	0.48-6.75
	DPB-0B-C	1053.36	0.130	0.74-8.40
	DPB-82B-C	1340.38	0.150	0.69-6.28
	DPB-214B-C	1273.20	0.167	0.49-6.32

I. Mejía y colaboradores [25] obtuvieron un exponente de endurecimiento entre 0.11-0.14 con una composición química semejante a los aceros de la serie DPB con una microestructura compuesta de bainita-martensita bajo condición de tratamiento termo-mecánico. Tales resultados se pueden comparar con los reportados en la tabla 3.7 y en la figura 3.23. Donde se aprecia ver que el exponente de endurecimiento presenta valores muy parecidos tanto para el TTI-A, TTI-B y el TTI-C, para lo cual se puede argumentar que en este caso la microestructura no afecta tanto el comportamiento de este parámetro, como lo hace la composición química.

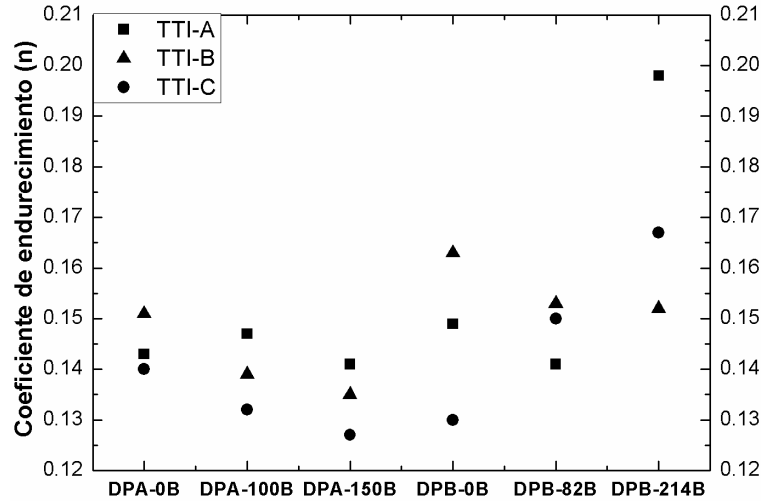


Figura 3.23 Comportamiento del exponente de endurecimiento por deformación (n) en los tratamientos térmicos intercríticos TTI-A, TTI-B y TTI-C.

Comparando los valores del exponente de endurecimiento de los diferentes tratamientos térmicos intercríticos es notorio que los valores de n más bajos se presentan para el TTI-C, tal comportamiento se atribuye a que se tiene una mayor fracción volumétrica de la ferrita lo cual permite mayor deformación en el material, sin embargo, como es menor la fracción volumétrica de la martensita esto disminuye la capacidad de seguir endureciendo al momento de someterlo a trabajo mecánico.

Por otro lado, Movahed [1] reportó un acero de doble fase con 0.11 %C, aplicando tratamiento térmico intercrítico a 780, 800, 820 °C. Acero para el cual determino el exponente de endurecimiento y la fracción volumétrica de la martensita. Valores que se presentan en la tabla 3.8.

Tabla 3.8 Valores del exponente de endurecimiento por deformación (n) de aceros doble fase tratados por tratamiento térmico intercrítico reportados en la literatura abierta.

Acero doble fase	°C	V_m	n
A	780	23.6	0.257
B	800	29.7	0.267
C	820	46.7	0.288

De acuerdo con Movahed y colaboradores [1] entre más alto es el valor de n , mayor es la velocidad a la que endurece el material. En lo en general los aceros DPA y DPB bajo tratamiento térmico intercrítico (TTI-A, TTI-B y TTI-C) presentan bajos valores de endurecimiento (n), lo cual impacta en una baja capacidad de endurecimiento por deformación asociada con la presencia de una martensita mayormente endurecida y en mayor porcentaje. Lo cual se aprecia al comparar los valores de la tabla 3.7 con respecto a los valores de la tabla 3.8.

3.10 Resultados de análisis fractográfico.

Las imágenes de las figuras 3.24-3.26 presentan características de la fractura de las probetas de tensión uniaxial correspondientes al tratamiento térmico intercrítico TTI-A. Donde se observa una fractura del tipo copa y cono que pertenece a una fractura dúctil para todos los aceros excepto para el acero DPB-214B, ya que éste muestra una fractura parcialmente frágil. Esto se atribuye a que el material posee mayor porcentaje de carbono y ppm de boro, lo cual lo hace más susceptible a la fragilización debido a la formación de precipitados en el límite de grano.

La fractura dúctil en los aceros presenta una típica nucleación de microhuecos, esto debido a la deformación plástica que sufrió el material durante el ensayo al reducir la sección transversal. Lo anterior se relaciona con trabajos previos sobre fractografía de aceros doble fase, donde se indica que la deformación por tensión tiene orígenes en la ferrita y precipitados en la interfase ferrita-martensita facilitando la nucleación de grietas [10], para posteriormente ser propagadas dependiendo del estado de esfuerzos presentes en la microestructura.

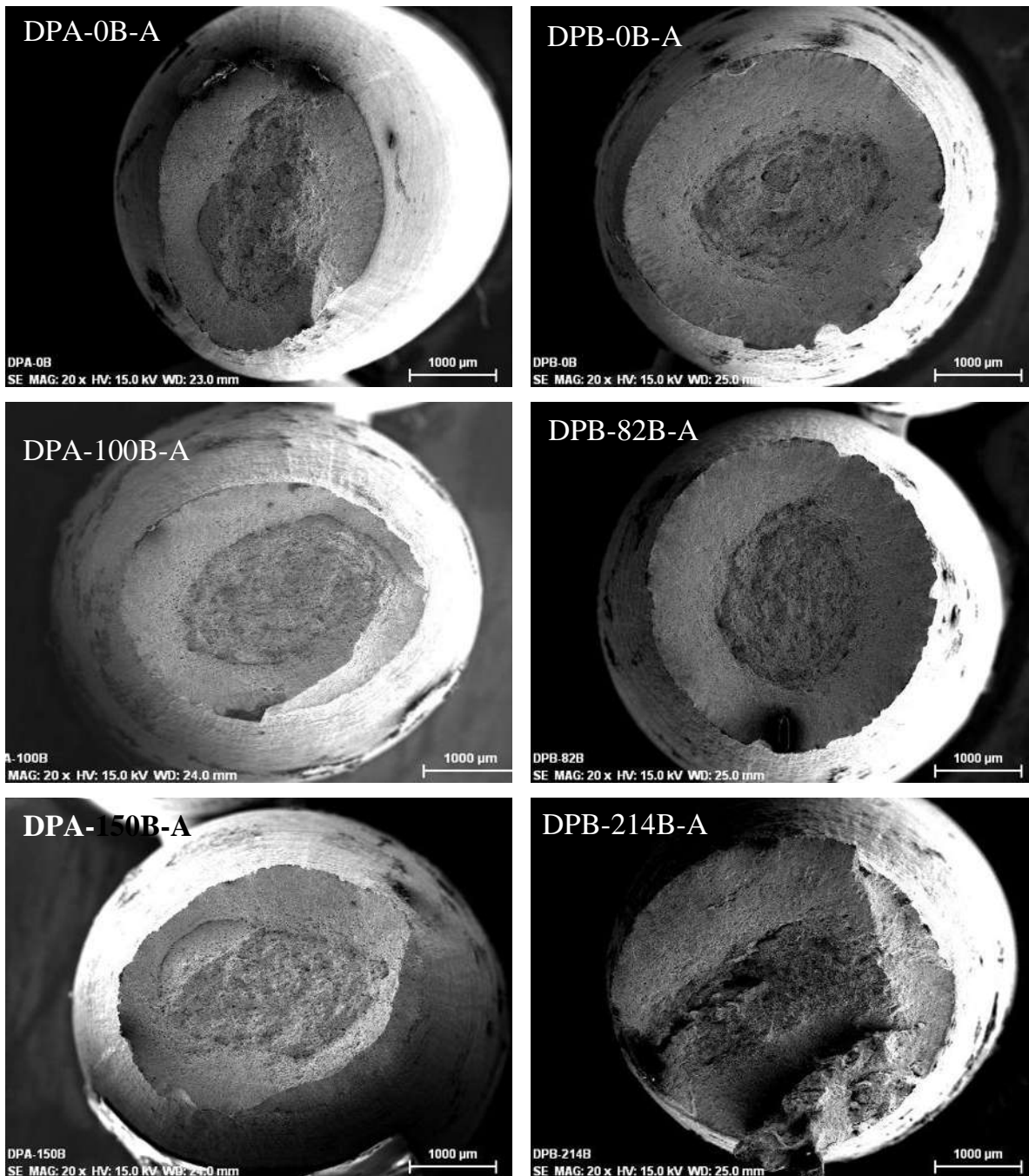


Figura 3.24 Fractografías del MEB a 20x de los aceros DPA y DPB del TTI-A.

En la figura 3.24 se presenta una fractura dúctil tipo copa-cono en la mayoría de los aceros, excepto para el acero DPB-214B el cual presenta una fractura parcialmente frágil, esto debido a un mayor porcentaje de carbono y de ppm de boro. Comportamiento que se puede corroborar en las fractografías de la figura 3.25.

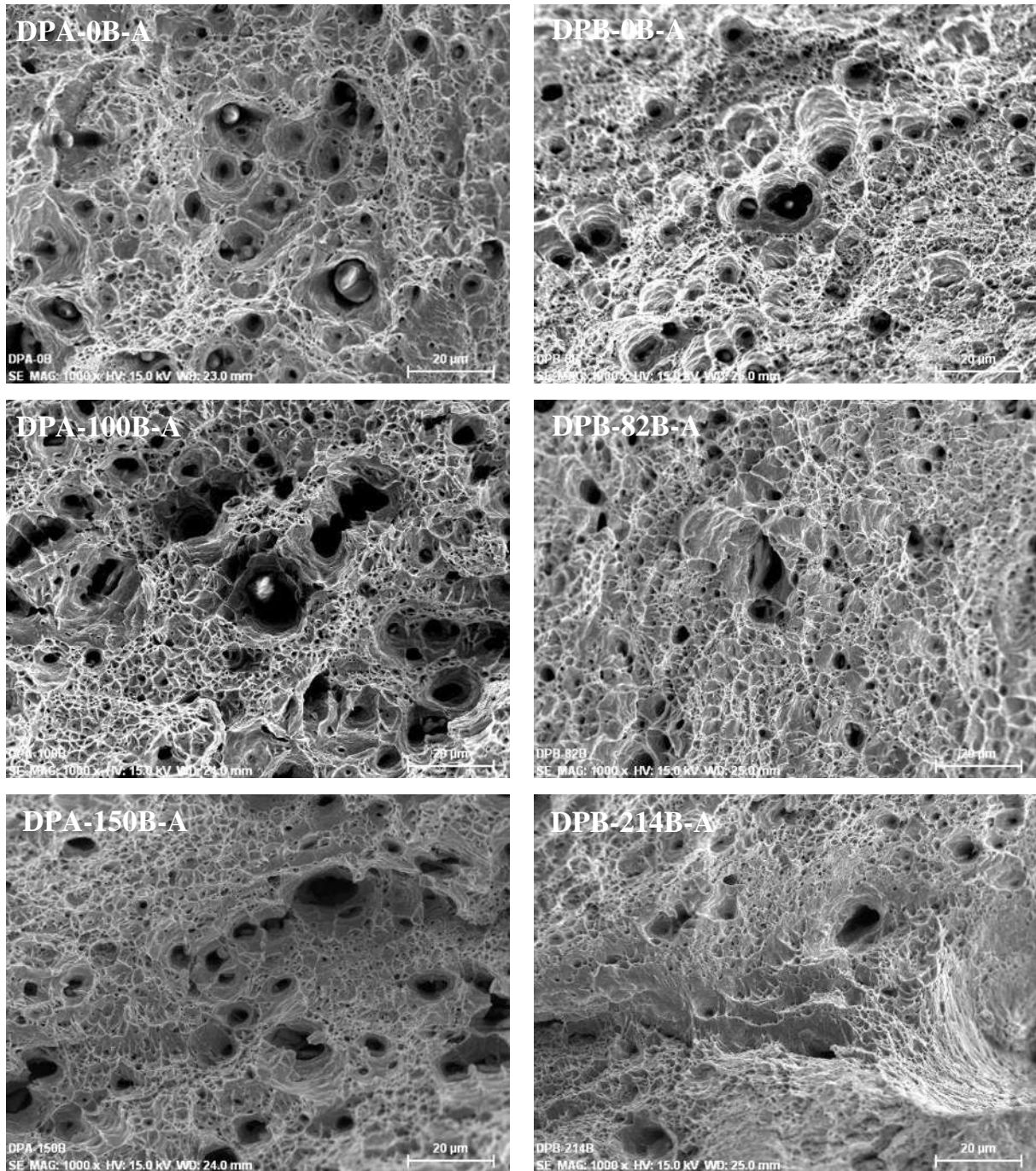


Figura 3.25 Fractografías del MEB a 1000x de los aceros DPA y DPB del TTI-A.

De acuerdo con A. Bag [10] a medida que incrementa la fracción volumétrica de la martensita el número de grietas que nuclea aumenta dependiendo del estado de esfuerzo. Cuando los esfuerzos internos son bajos, las grietas crecen de manera estable llegando a formar huecos. Mientras que con una fracción volumétrica alta de martensita (V_m), el número de grietas es grande y la distribución de esfuerzos es uniforme.

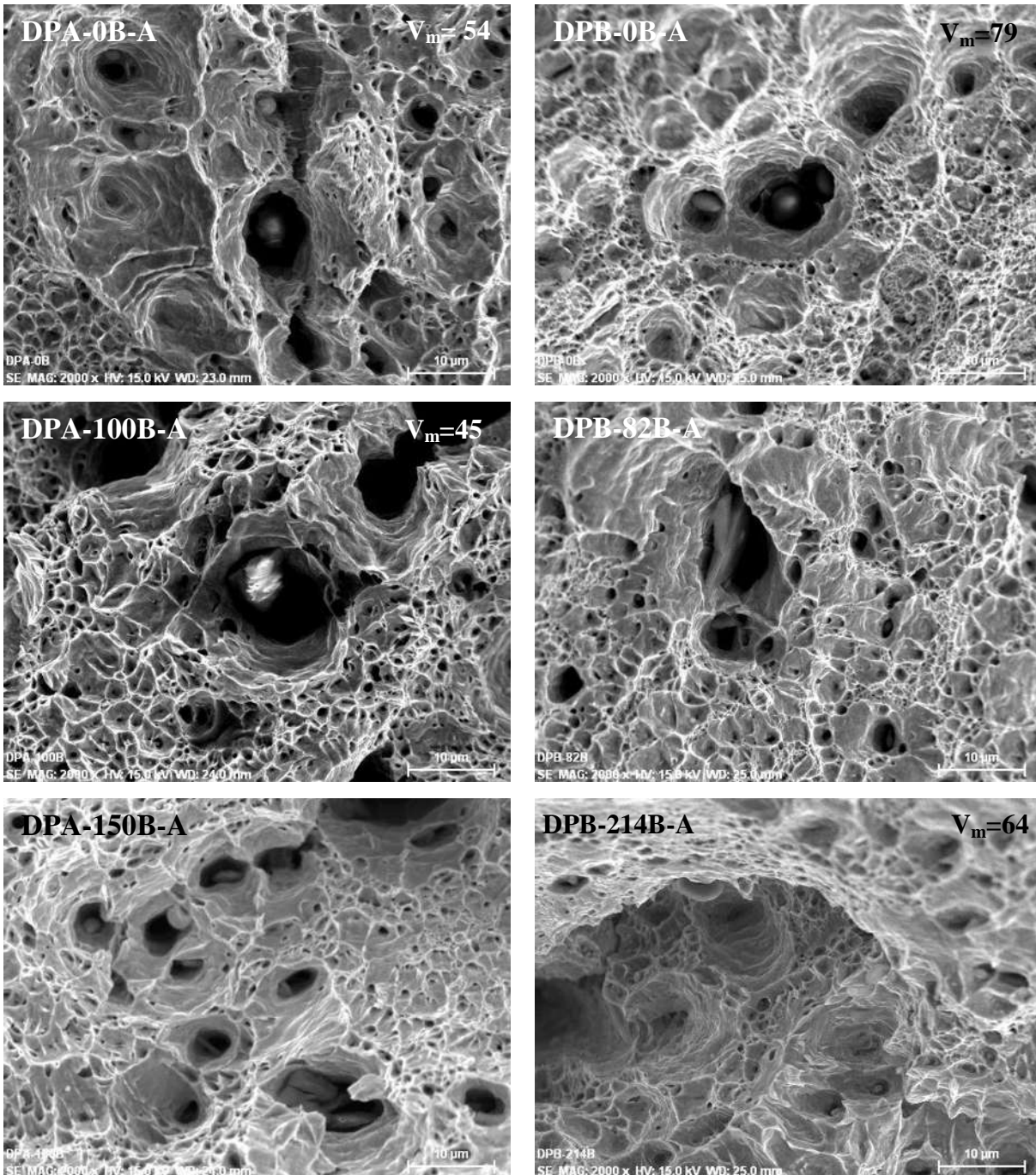


Figura 3.26 Fractografías del MEB de los aceros DPA y DPB del TTI-A.

En la figura 3.26 se observa fractura dúctil muy marcada para el acero DPA-100B con ($V_m=45$). Mientras que los aceros restantes presentan una fractura mixta con microhuecos y con zonas planas características de fragilidad, además de contar con la presencia de partículas precipitadas.

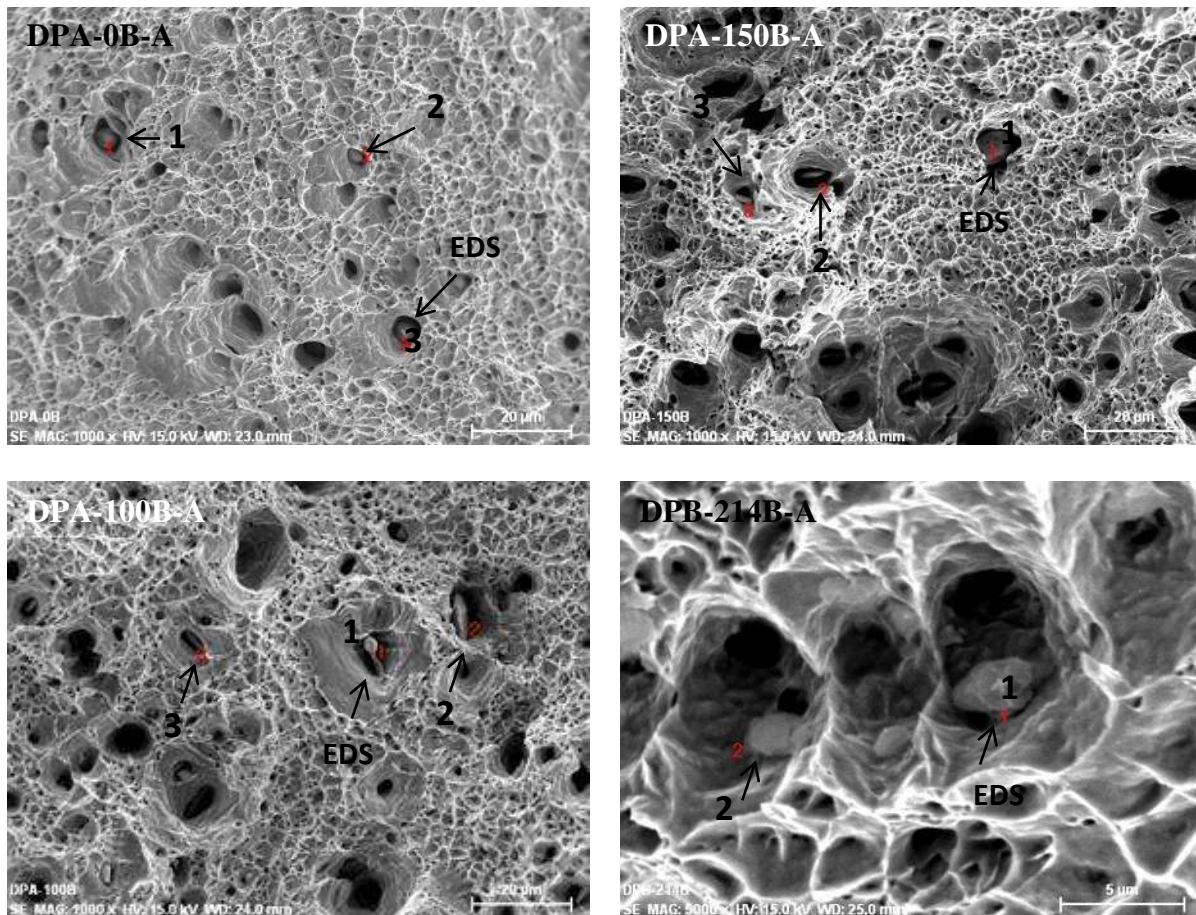


Figura 3.27 Fractografías correspondientes a los espectros de los aceros DPA-0B, DPA-100B, DPA-150B y DPB-214 del TTI-A.

Los EDS realizados por MEB permiten determinar la presencia de sulfuros de manganeso (MnS) en los aceros de la serie DPA. Como es el caso de acero DPA-0B de la figura 3.27 donde los tres espectros correspondientes a sulfuro de manganeso (MnS), mientras que para el acero DPA-100B el espectro número uno corresponde a carburo de vanadio (VC) el cual presenta una morfología tipo hojuela, mientras que el espectro número tres del acero DPA-150B es (MnS). Del mismo modo el acero DPB-214B en el espectro número dos reporta la presencia de nitruros de boro (BN) con una morfología irregular. La morfología de los MnS en los aceros de la serie DPA es tipo esférica y de almendra. En el caso de la serie DPB-214B los precipitados son de forma irregular, ver figura 3.27.

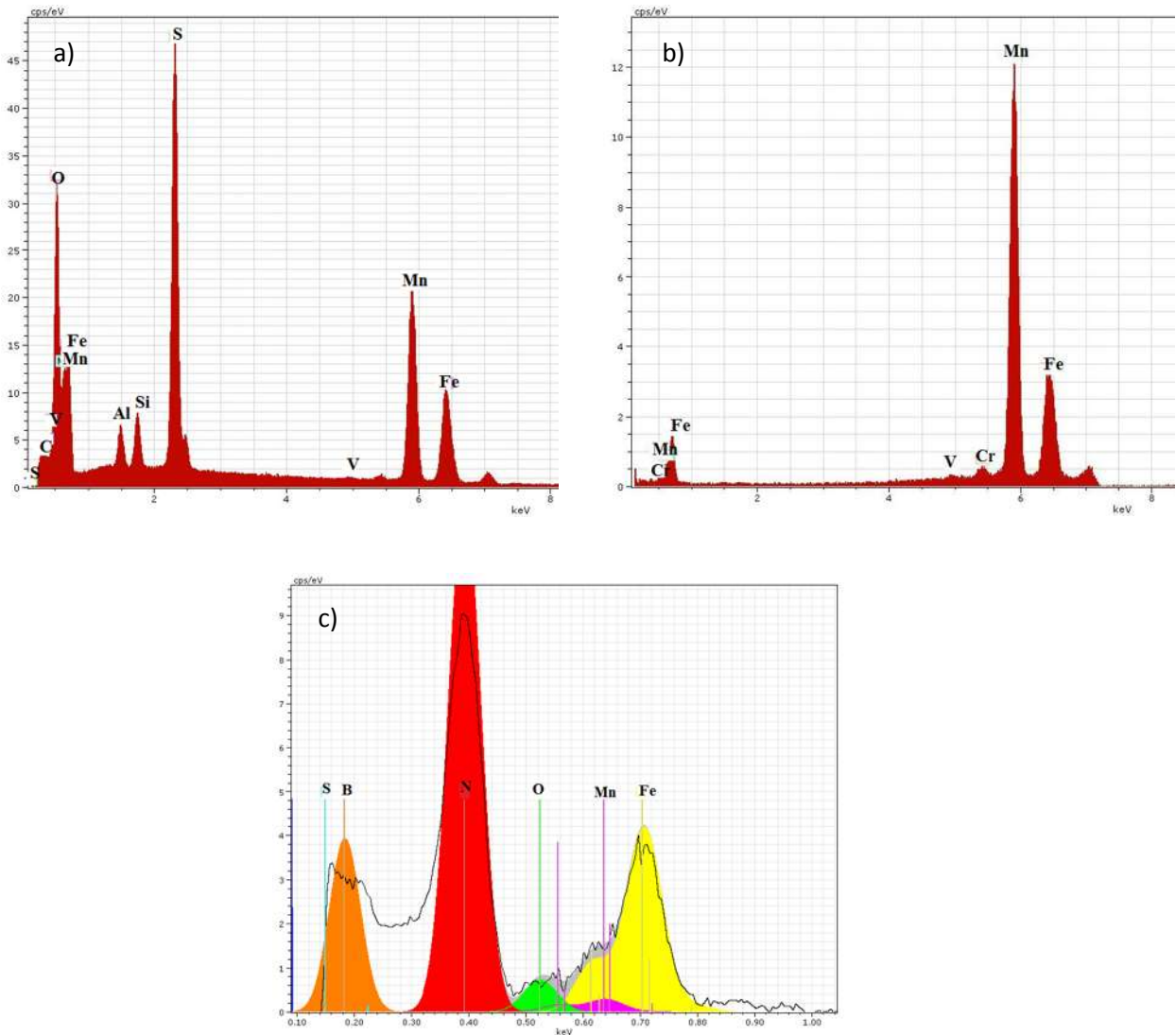


Figura 3.28 Espectros EDS correspondientes a la figura 3.27 del TTI-A, a) Acero DPA-0B-A con presencia de (MnS), b) Acero DPA-100B-A con presencia de (VC), c) Acero DPB-214B-A con presencia de (BN).

Los espectros de la figura 3.28 permiten determinar la alta posibilidad de la presencia de MnS, VC, BN, debido al carácter semi-cuantitativo de la técnica de análisis. Los cuales impactan directamente en las propiedades mecánicas de los aceros bajo estudio. En general la presencia de MnS resulta perjudicial a las propiedades de ductilidad, mientras que la presencia de VC y BN lo es en menor grado, lo cual depende de la morfología y distribución.

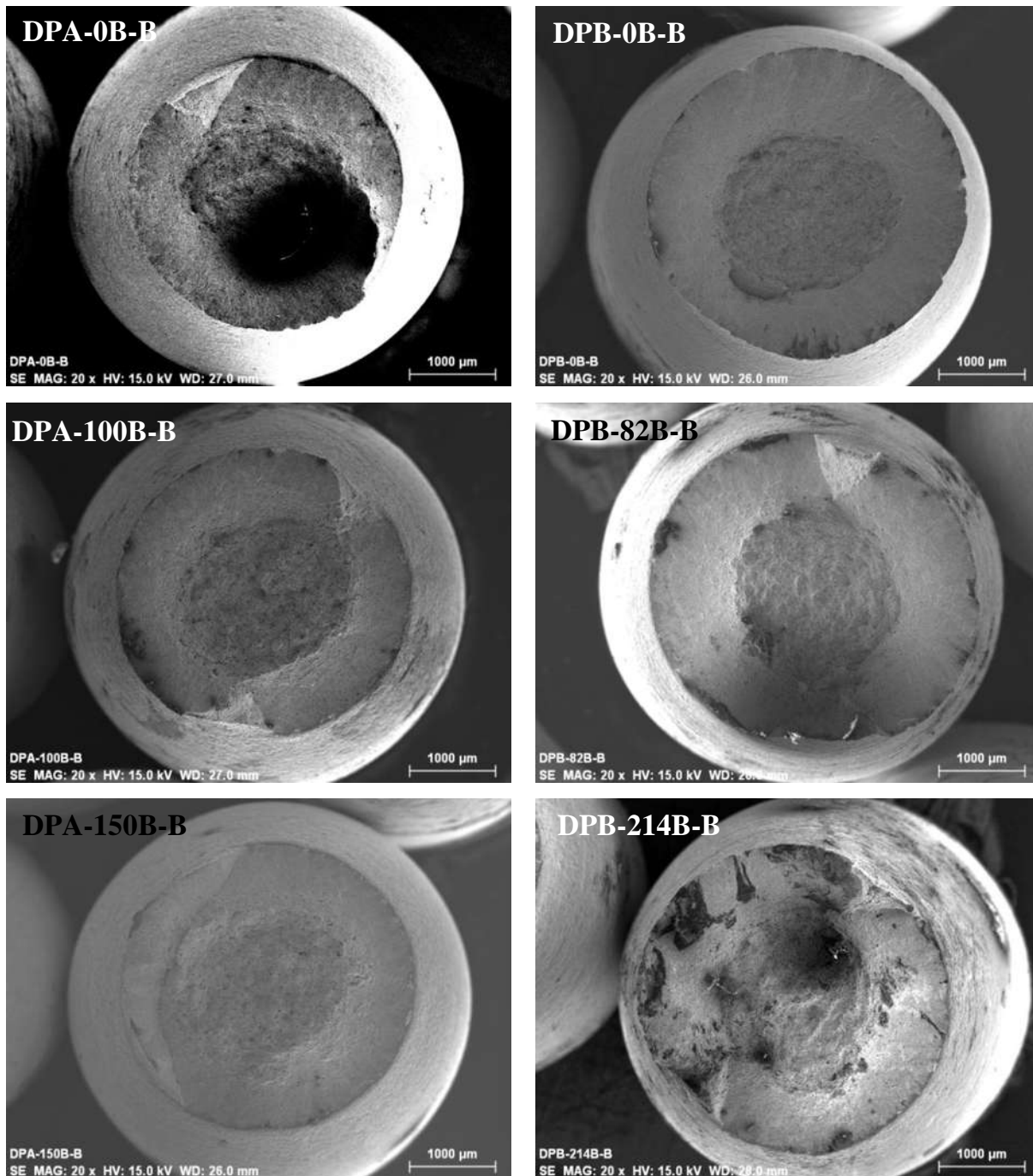


Figura 3.29 Fractografías del MEB a 20x de los aceros DPA y DPB del TTI-B.

En las figuras 3.29-3.3 presentan una fractura dúctil tipo copa-cono para todos los aceros del tratamiento térmico intercrítico TTI-B, pudiendo apreciar mayor fractura dúctil al centro de las probetas que en la periferia. En general este tratamiento presentó mayor grado de fractura frágil, lo cual se asocia con los bajos valores de alargamiento reportados.

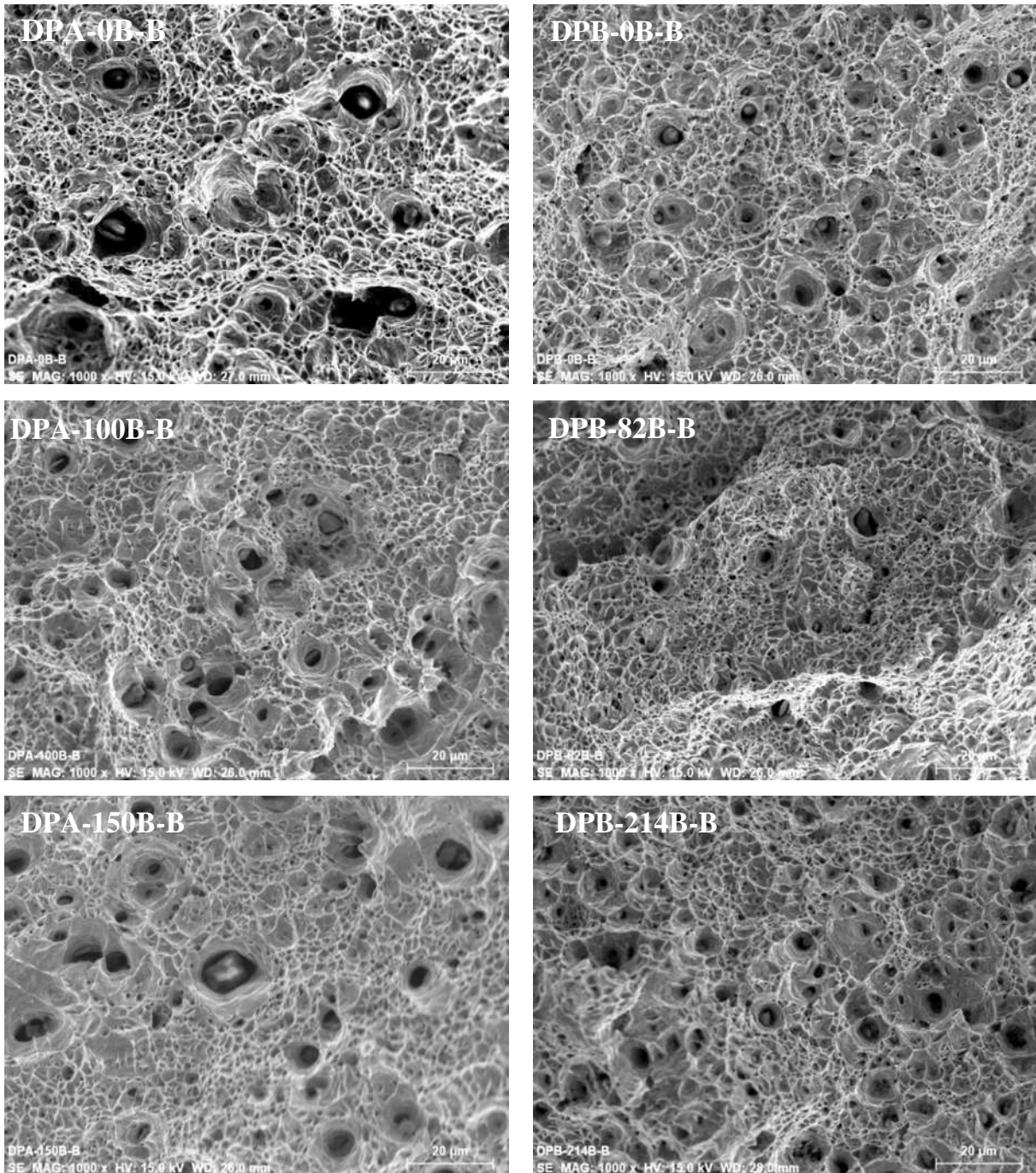


Figura 3.30 Fractografías del MEB a 1000x de los aceros de la serie DPA y DPB del TTI-B.

En la figura 3.30 se puede apreciar una fractura dúctil con microhuecos y con zonas planas características de fragilidad sin embargo, se puede notar que el acero DPB-82B presenta mayor fractura dúctil.

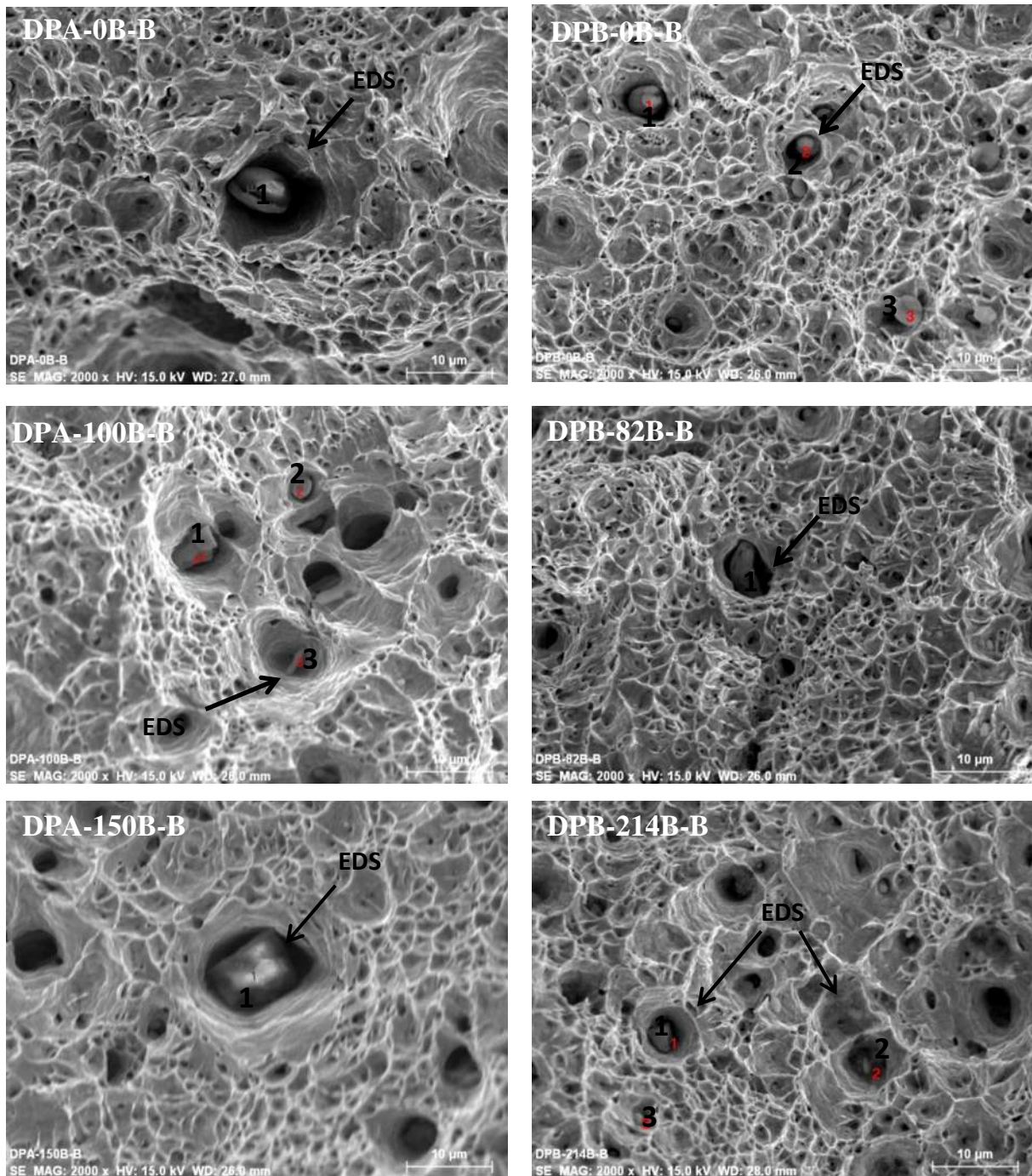


Figura 3.31 Fractografías del MEB a 2000x de los aceros de la serie DPA y DPB del TTI-B.

En la figura 3.31 se puede apreciar las zonas donde se realizaron diferentes análisis por EDS, donde los espectros permiten determinar la coincidencia de la presencia de MnS, VC y BN, ver figura 3.28.

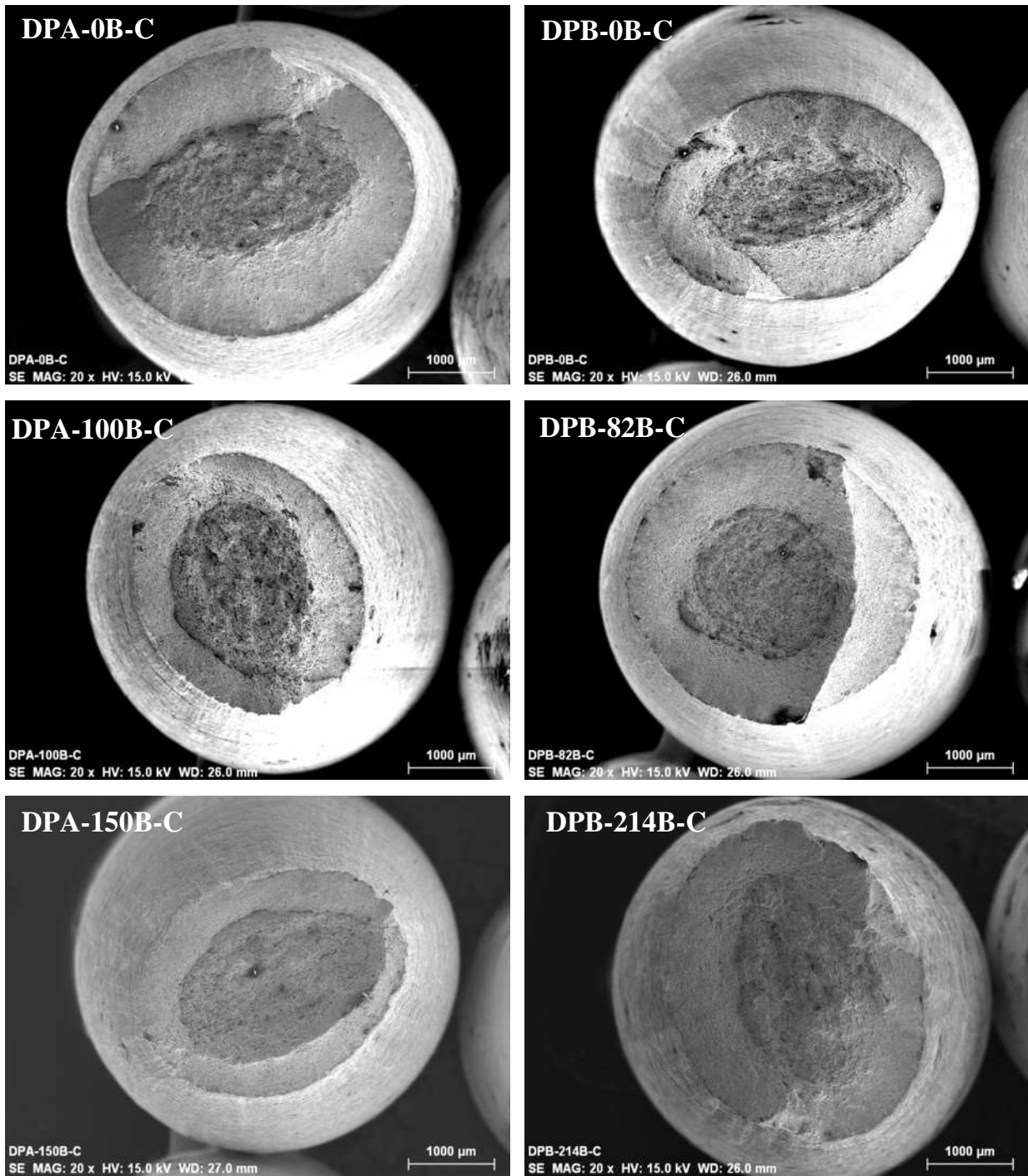


Figura 3.32 Fracturas por MEB a 20x de los aceros de la serie DPA y DPB del TTI-C.

En las figuras 3.32-3.34 presentan una fractura tipo copa-cono características de una fractura dúctil correspondientes al tratamiento térmico intercrítico TTI-C para todos los aceros.

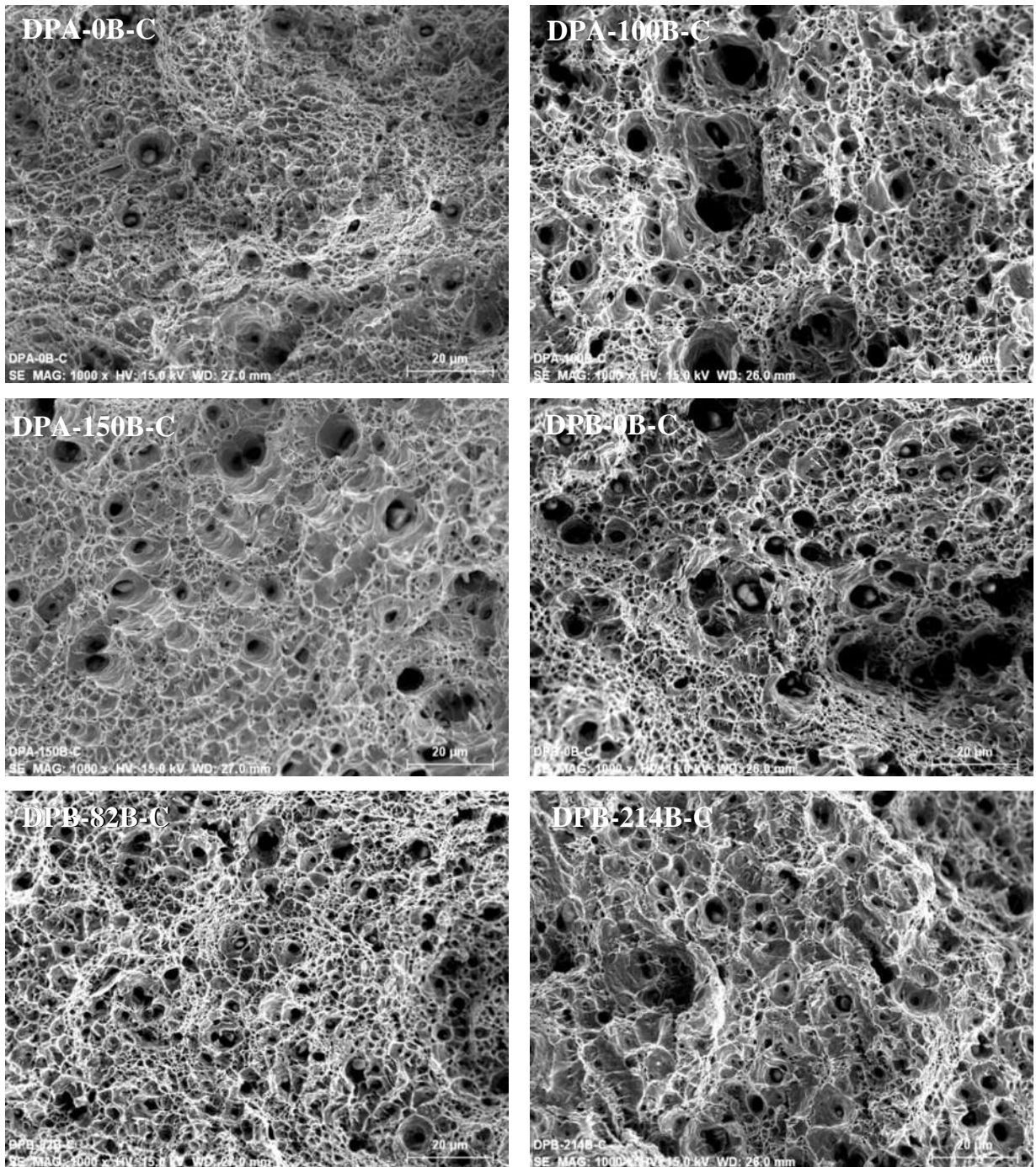


Figura 3.33 Fractografías de MEB a 1000x de los aceros de la serie DPA y DPB del TTI-C.

En la figura 3.33 Se puede notar una menor cantidad de zonas planas en las fractografías con respecto al TTI-A (figuras 3.25-3.27) y TTI-B (figuras 3.30-3.31) debido a una mayor fracción volumétrica de la ferrita en el TTI-C (figuras 3.33-3.34).

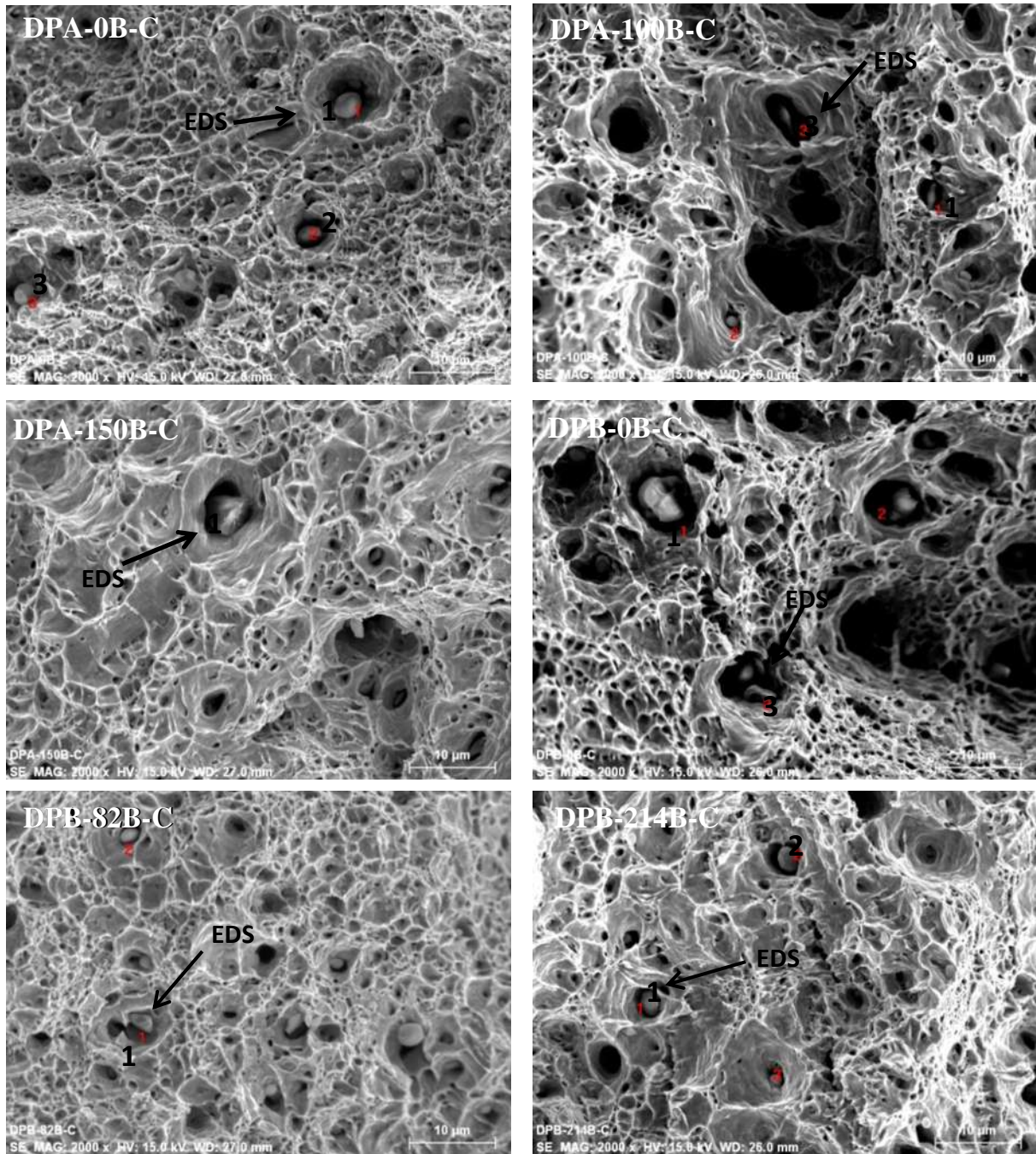


Figura 3.34 Fractografías de MEB a 2000x de los aceros de la serie DPA y DPB del TTI-C.

En la figura 3.34 muestra las zonas de análisis de espectros realizados por EDS, los cuales permiten determinar la presencia de MnS, VC, BN (ver figura 3.28), prácticamente presentes en todas las fractografías del TTI-A, TTI-B y TTI-C.

3.11 Metalografías en corte longitudinal de la zona de fractura.

Las metalografías en corte longitudinal que se presentan en las figuras 3.35-3.37 muestran la deformación orientada que presentan los aceros con tratamiento térmico intercrítico, TTI-A.

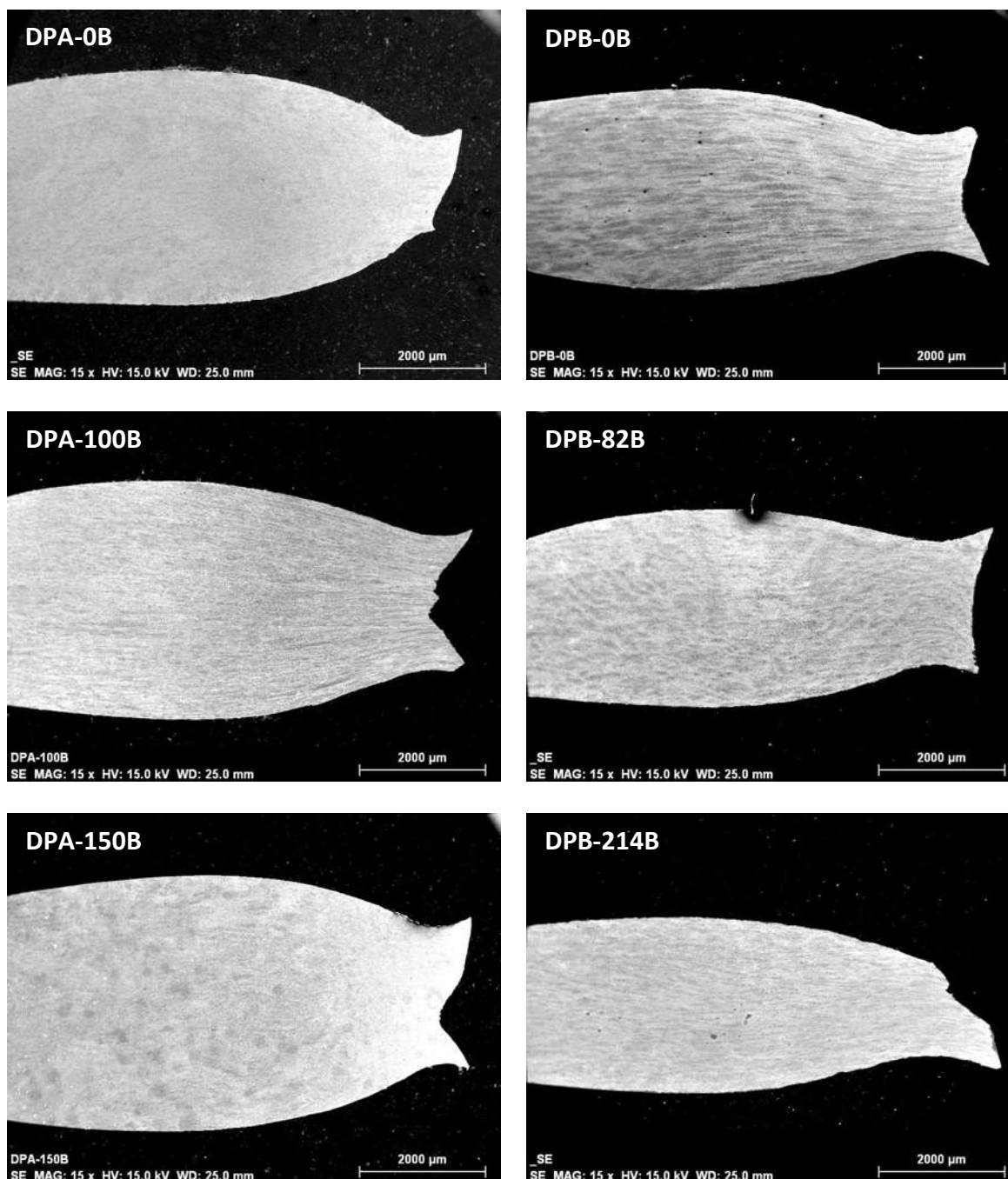


Figura 3.35 Metalografías de la zona de fractura de las probetas de tensión con una magnificación de 15x del TTI-A.

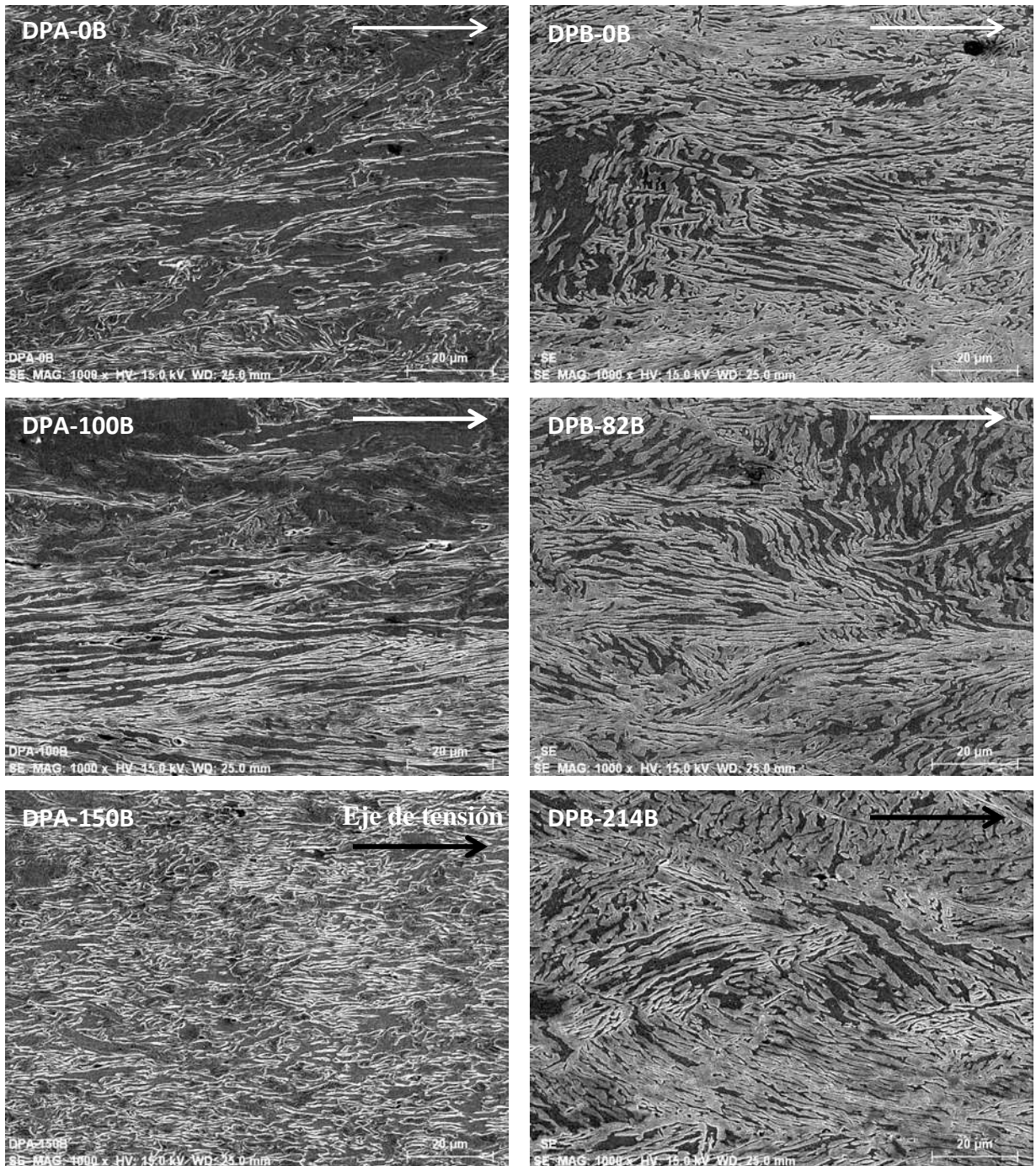


Figura 3.36 Metalografías de la zona de fractura de las probetas de tensión a 1000x del TTI-A (la flecha indica el eje de tensión).

En las metalografías longitudinales de la figura 3.36 se puede apreciar que los aceros de la serie DPA exhiben mayor orientación, mientras que la serie DPB presenta menos orientación, esto puede atribuirse a su alta fracción volumétrica de martensita, la cual actúa como obstáculo al flujo plástico de la fase más suave.

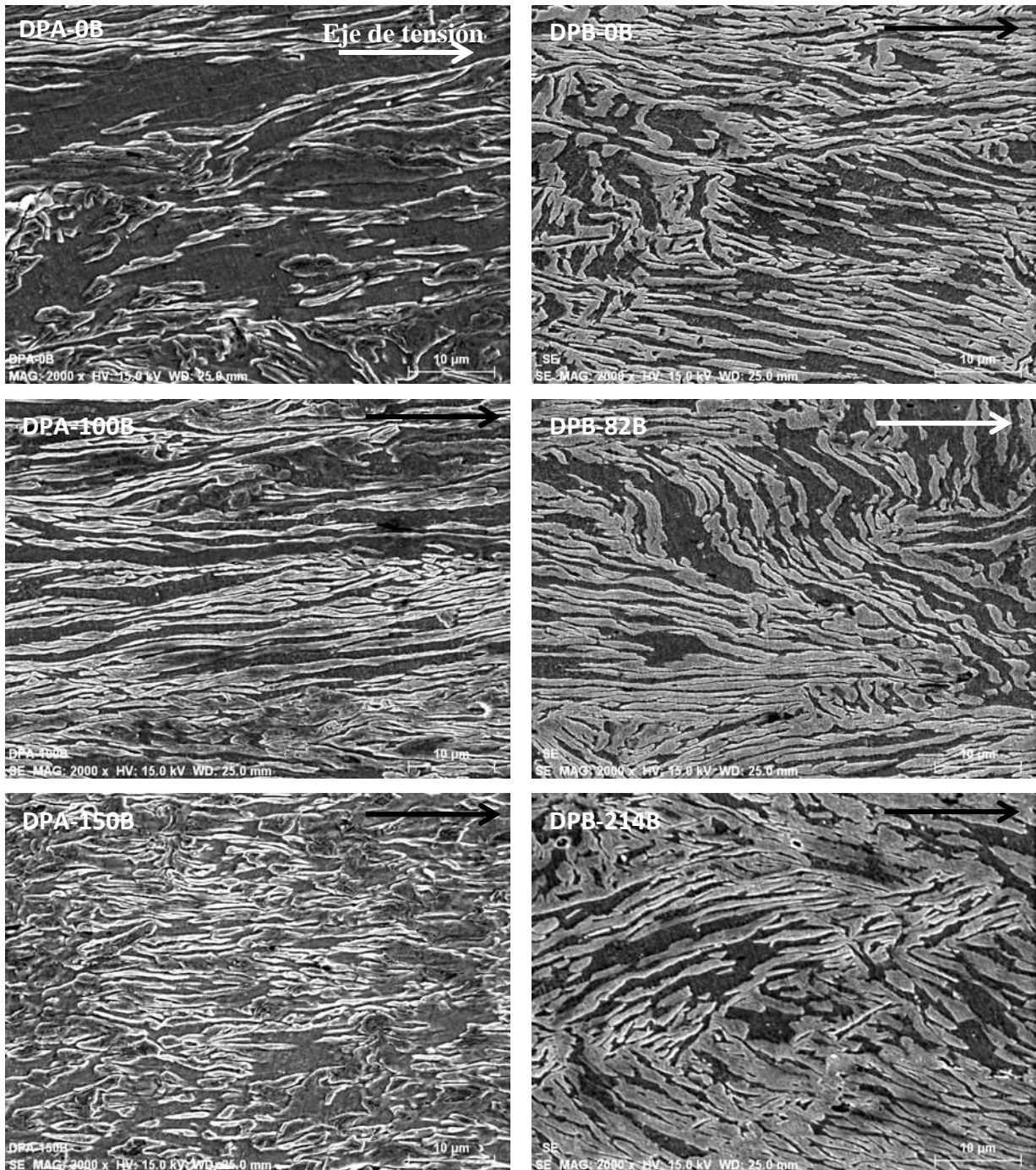


Figura 3.37 Metalografías longitudinales de la fractura de las probetas de tensión a 2000x del TTI-A.

Es conocido que la martensita fractura pero no deforma; sin embargo, la aparente deformación mostrada en las micrografías, es atribuida al flujo de deformación por parte de la ferrita la cual arrastra a la martensita. Por otro lado, es importante hacer notar que la resistencia de la

martensita disminuye debido a una baja concentración de carbono, o por un cambio de morfología de las islas de martensita a bandas [1].

3.12 Comportamiento de las propiedades mecánicas de los aceros doble fase con relación al carbono equivalente (CE).

El uso del carbono equivalente en las figuras 3.38 y 3.39 permite relacionar de manera directa la influencia de la composición química de los aceros bajo estudio sobre las propiedades mecánicas.

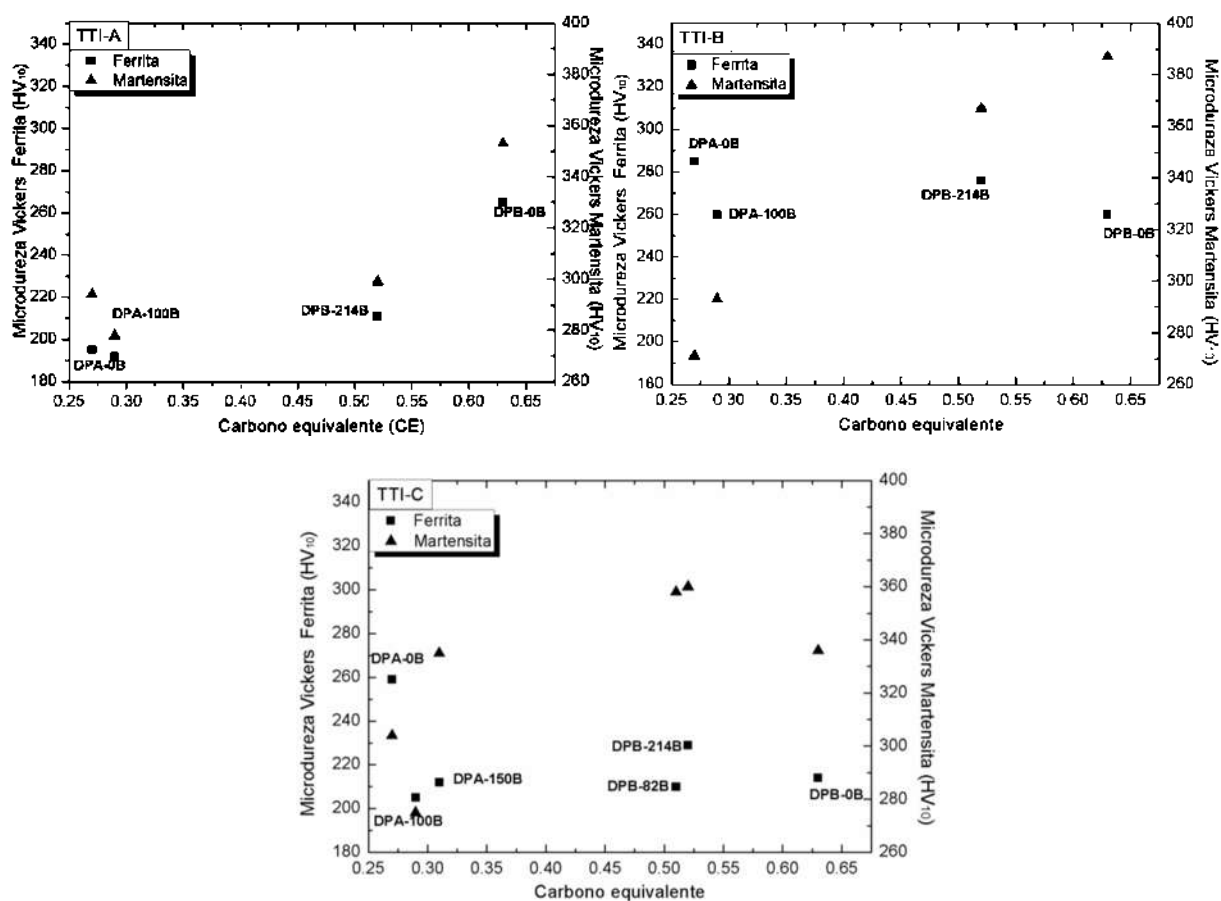


Figura 3.38 Comportamiento de la microdureza Vickers de la ferrita y martensita en relación con el carbono equivalente de los TTI-A, TTI-B y TTI-C.

En la figura 3.38 se puede apreciar que los aceros DPA-100B y DPA-150B mantienen una mejor relación CE y microdureza, tanto de la ferrita como de la martensita, esto atribuido a que el boro beneficia las propiedades mecánicas sobre los aceros de bajo contenido de carbono cuando éste es agregado hasta 100 ppm de boro [37].

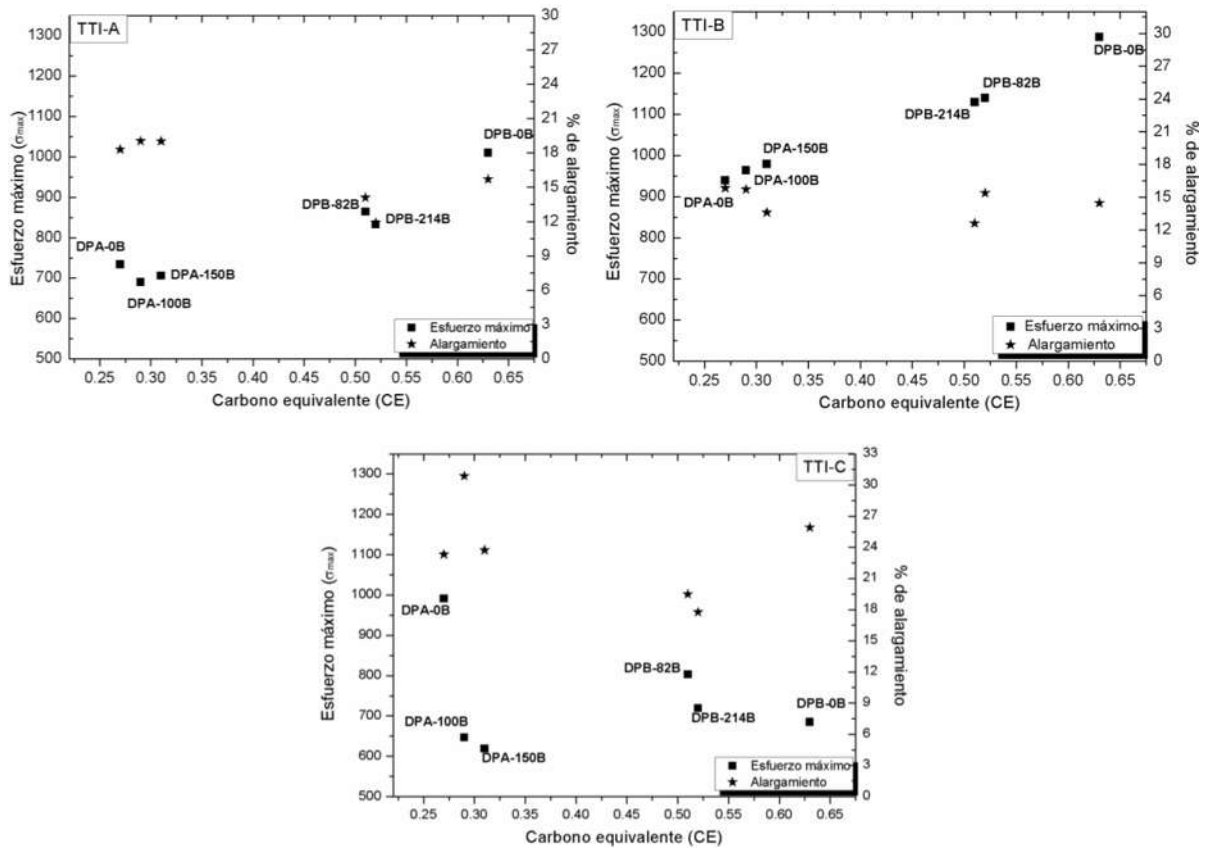


Figura 3.39 Comportamiento de esfuerzo máximo y el porcentaje de alargamiento en relación con el carbono equivalente del TTI-A, TTI-B y del TTI-C.

En la figura 3.39 puede notarse que el tratamiento térmico que presenta la mejor relación resistencia-alargamiento es el TTI-A, mientras que el TTI-B presenta mayor resistencia comparada con los TTI-A y TTI-C. El TTI-C muestra mayor porcentaje de alargamiento, lo cual es atribuido a una mayor fracción volumétrica de ferrita y a una distribución más homogénea de la ferrita, lo cual concuerda con los valores reportados de dureza. Por otro lado, los aceros que poseen mayor cantidad de los elementos aleantes reflejan un endurecimiento mayor, por lo tanto, mayor resistencia y menor % de alargamiento.

Capítulo 4. Conclusiones.

Del presente trabajo de Desarrollo y Caracterización de Aceros Avanzados de Doble Fase, microaleados con Boro, se derivan las siguientes conclusiones:

1. Se obtuvo una microestructura bifásica (F+M) en los dos aceros estudiados (DPA y DPB) mediante tres ciclos de tratamiento térmico intercrítico (TTI-A, TTI-B y TTI-C).
2. El tratamiento térmico intercrítico TTI-A presenta martensita de cintas burda y ferrita libre de martensita, mientras que en el TTI-B martensita muy fina, con mayor fracción volumétrica. Entre tanto, en el TTI-C se observó martensita de cintas burda con una fracción volumétrica mayor de ferrita. Dichos cambios se asocian con las diferentes rutas y temperaturas de calentamiento aplicadas.
3. Mediante análisis de MO y MEB se detectó la presencia de ferrita y martensita. Sin embargo, en la caracterización por DRX no fue posible diferenciar ambas fases por el traslape de los picos característicos de las mismas.
4. En los aceros de la serie DPA se observó menor dureza comparados con los de la serie DPB, tanto para el TTI-A, TTI-B y el TTI-C, esto debido a su extra bajo contenido de carbono. El TTI-A muestra valores de dureza intermedia y el TTI-B alcanza los valores de dureza más altos, lo cual está relacionado con una fracción volumétrica de martensita alta y una morfología fina, mientras que en el TTI-C, los valores de dureza son más bajos asociados con el mayor contenido de ferrita presente.
5. El TTI que presentó la resistencia mecánica a la tensión más alta fue el TTI-B, mientras que el TTI-C el mayor porcentaje de alargamiento, siendo los aceros de la serie DPA los de menor resistencia mecánica pero mayor porcentaje de alargamiento, debido principalmente a su extra bajo % C, contrario a los aceros de la serie DPB con la mayor resistencia mecánica, atribuible a su alto contenido de boro y mayor % C.

6. Se determinó que el exponente de endurecimiento por deformación (n) mediante el modelo de Hollomon tiende a 0.15 para todos los aceros de la serie DPA y DPB bajo efecto de TTI-A, TTI-B y TTI-C, donde las curvas esfuerzo-deformación modeladas correspondientes a la zona de deformación plástica uniforme ajustan aceptablemente con las curvas experimentales. Sin embargo, se observa desviación en ciertas porciones de la curva que sugieren diferentes mecanismos de deformación plástica relacionadas con la fluencia de la ferrita.
7. Los aceros de la serie DPA presentan fractura mayoritariamente del tipo dúctil luego de los TTI, contrastando con lo observado en los aceros de la serie DPB, donde se apreció una fractura con porciones de tipo frágil. En general altos contenidos de boro tienden a fragilizar bajo las diferentes condiciones de TTI.
8. Para los diferentes TTI no se logró el objetivo de una fracción volumétrica 50-50% (ferrita-martensita), donde los aceros convencionales reportan sus mejores propiedades mecánicas. Los resultados obtenidos en la presente investigación indican que una mejor relación resistencia-alargamiento podría alcanzarse con una fracción volumétrica de ferrita entre 65-70%, ya que esto mejoraría notablemente el % de alargamiento, en consecuencia las temperaturas de TTI deben ser más bajas y la ruta de calentamiento con austenización total previa.

Trabajo futuro.

1. Realizar análisis cuantitativo de fases mediante la técnica de EBSD y/o método de Rietveld (DRX).
2. Llevar acabo análisis cuantitativo de fases y precipitados mediante microscopía electrónica de transmisión (MET).
3. Determinar el exponente de endurecimiento mediante el modelo diferencial Crussard Jaoul (C-J).
4. Realizar tratamiento térmico intercrítico a temperaturas inferiores que las reportadas en el presente trabajo.

Referencias bibliográficas.

1. Movahed, P., S. Kolahgar, S.P.H. Marashi, M. Pouranvari and N. Parvin, *The effect of intercritical heat treatment temperature on the tensile properties and work hardening behavior of ferrite–martensite dual phase steel sheets*. Materials Science and Engineering, 2009. **A 518**: p. 1s-6s.
2. Kapadia and M. Behram, *Prediction of the boron hardenability, effect in steel a comprehensive review*, in *Proceeding of Symposium “Hardenability Concepts with Applications to Steel”*. 1977. p. 448s-480s.
3. Vogel, R. and G. Tamman, *The ternary system iron-boron-carbon*. International Journal of Solid State Chemistry 1922. **123**: p. 225-275s.
4. John, G., E. Speer, D. Moor, K.O. Findley, D.K. Matlock, B.C.D. Cooman and D.V. Edmonds, *Analysis of microstructure evolution in quenching and partitioning automotive sheet steel*. Metallurgical and Materials Transactions A, 2011. **42A**: p. 3591s-3600s.
5. Naylor, D.J., *Review of international activity on microalloyed engineering steels*. Ironmaking and Steelmaking, 1989. **16**, (4).
6. Edward and G. Opbroek, *Advanced high strength steels (AHSS) application guidelines*, WorldsAutosteel, Editor. 2009. p. 1s-338s.
7. Sun, S. and M. Pugh, *Properties of thermomechanically processed dual-phase steels containing fibrous martensite*. Materials Science and Engineering 2002. **A335**: p. 298s–308s.
8. Thomas, G., J.Y. Koo, R.A. Kot and J.W. Morris, *Structure and properties of dual-phase steels*. TMS-AIME, Warrendale, PA, 1979: p. 183.
9. Khaira, A.K.J. B and M.C. Chaturvedf, *Effects of heat treatment cycle on equilibrium between ferrite and austenite during intercritical annealing*. Materials Science and Engineering, 2005. **A161**: p. 2671s.
10. A.Bag, K.K. Kay and E.S. Dwarakadasa, *Influence of of martensite content and morphology on tensile and impact properties of high-martensite dual-phase steels* Metallurgical and materials transactions A, 1999. **30A**: p. 1193s-1202s.
11. Kraus, G., *Steels: Het tratment and processing principles*. 6^a ed. 2000: ASM International. 274s-280s.
12. Sage, A.M. *HSLA steels: Processing, properties and applications*. in *Proceedings of the Second International Conference on HSLA Steels*. 1990. Beijing, China: Tither G. Shouhua.
13. Maitrepierre, P., D. Thivellier and R. Tricot, *Influence of boron on the decomposition of austenite in low carbon alloyed steel*. Metallurgical Transactions, 1975. **6**: p. 287s-300s.
14. Committee, A.I.H., *Properties and selection: irons, steels and high performance alloys*, in *Volume 1*. 1990, ASM International.
15. M.R.Toroghinezhad, A.O.Humphreys, E.Essadqi, F. Ashrafizadeh, A. Najafizadeh and J.J.Jonas., *Effect of chromium, boron and manganese additions on the deformation and recrystallization textures of warm rolled low carbon steels*. ISIJ International, 2003. **43**: p. 1842s-1850s.
16. Ohmori, Y. and K. Yamanaka, *Hardenability of boron-treated low carbon low Alloy steels, boron in steel*. The Metallurgical Society of AIME, 1979: p. 44s-60s.
17. Adamczyk, J. and A. Grajcar, *Heat treatment and mechanical properties of low-carbon steel with dual-phase microstructure*. Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 2007. **22**: p. 13s-20s.
18. Chown, I.H. and I.A. Cornish, *Investigation of hot ductility in Al-killed boron steels*. Materials Science and Engineering, 2008. **A 494** p. 263s-275s.
19. Thewlis, G., *Classification and quantification of microstructures in steels*. Materials Science and Technology, 2004. **20**: p. 143s-160s.
20. Bhadeshia, H.K.D.H. and R.W.K. Honeycombe, *Steels: Microstructure and properties*. Third edition ed. 2006: Elsevier Science & Tech.
21. Ryan, N.D. and H.J. McQueen, *Dynamic softening mechanisms in 304 austenitic stainless steel*. Canadian Metallurgical Quarterly, 1990. **2** p. 147s–162s.

22. *Metallography and Microstructures*, in *ASM International, ASM Handbook*. 1992
23. Cahn, R.W. and P. Haasen, *Physical metallurgy*. Fourth ed. Vol. 1. 1996: North Holland. 575s-578s.
24. Seeger, A., H. Kronmuller, S. Mander, H. Trauble and Phil, *Work-hardening of hexagonal close-packed crystals and in the easy glide region of face-centred cubic crystals*. Philosophical Magazine, 1961. **6**(65): p. 639s-655s.
25. Mejía, I., A.G.d.l. Rosa, A. Bedolla-Jacuinde and J.M. Cabrera, *Mechanical properties and microstructure of low carbon ultra-high strength steels (UHSS) microalloyed with boron*. Mater. Res. Soc. Symp. Proc., 2012. **1373**: p. 89s-94s.
26. Mejía, I., E. García-Mora, G. Altamirano, A. Bedolla-Jacuinde and J.M. Cabrera, *Dynamically recrystallized austenitic grain in a low carbon advanced ultra-high strength steel (A-UHSS) microalloyed with boron under hot deformation conditions*, in *Materials Research Society Proceedings. Volume 1485*. 2013. p. 143s-148s.
27. Altamirano, G., I. Mejía, A. Hernández-Expósito and J.M. Cabrera, *Effect of boron on the continuous cooling transformation kinetics in a low carbon advanced ultra-high strength steel (A-UHSS)*, in *Materials Research Society Proceedings. Volume 1485*. 2013. p. 83s-88s.
28. Chipman, J., *Thermodynamics and phase diagram of the Fe-C system*. Metallurgical transactions, 1972. **3**: p. 55s-64s.
29. ASTM, *Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials*. E 384 2000. **ASTM**.
30. ASTM, *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]*, in *E8-M*. 2004, ASTM.
31. Yurioka, N., M. Okumura and T. Kasuya, *Predicition of HAZ hardness of ferritic steels*. Metal Construction, 1987. **19**: p. 217s-223s.
32. Saeed, N., Ghali, S. Hoda, E. Faramawy and M.M. Eissa, *Influence of boron additions on mechanical properties of carbon steel*. Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering, 2012. **11**: p. 995s-999s.
33. Akay, S.K., M. Yazici and A. Avinc., *The effect heat treatments on physical properties of a low carbon steel*. The Publishing House of the Romanian Academy, 2009. **10**: p. 1s-5s.
34. Esteve, V., *El Método de Rietvel*. Ciencias experimentales. Vol. I. 2006: Publicacions de la Universitat Jaume, .
35. Kim, N.J. and Y.G. Kim, *Effect of boro on the structure and mechanical properties of intercritically annealed Fe-1.5Mn-0.06C steels*. Materials Science and Engineering, 1990. **A129**: p. 35s-44s.
36. Khaira, H.K., A.K. Jena and M.C. Chaturvedi, *Effects of heat treatment cycle on equilibrium between ferrite and austenite during intercritical annealing*. Materials Science and Engineering, 1993. **A161**: p. 267s-271s.
37. Shen, X.P. and R. Priestner, *Effect of boron on the microstructure and tensile properties of dual-phase steel*. Metallurgical Transactions A, 1990. **21A**: p. 2547-2553s.
38. Wang, X.M. and X.L. He, *Effect of boro addition on structure and properties of low carbon bainitic steels*. ISIJ International, 2002. **42**(Supplemet): p. 38s-46s.
39. Pecharsky, V.K. and P.Y. Zavalij, *Fundamentals of Power Diffraction and Structural Characterization of Materials*, Springer, Editor. 2005.
40. Filippone, R., J. Root, P. Jacques and S. Yue, *The Influence of martensite on line broadening in neutron diffraction spectra of a DP steel*. ISIJ International, 2002. **Vol. 42. No. 3**: p. 304s-309s.
41. Nack, J. Kim, Alvin and H. Nakagawat, *Effective grain size of dual-phase steel*. Materials Science and Engineering, 1986. **83**: p. 145s-149s.
42. Colla, V., M.D. Sanctis, A. Dimatteo, G. Lovicu, A. Solina and R. Valentini, *Strain hardening behavior of dual-phase steels*. Metallurgical and materials transactions A, 2009. **40A**: p. 2557s-2567.