



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN NICOLÁS DE HIDALGO

INSTITUTO DE INVESTIGACIONES METALÚRGICAS

**EFFECTO DE LOS ELEMENTOS MICROALEANTES (Nb, Ti, V, B)
SOBRE LA MICROESTRUCTURA DE ACEROS ALTO MANGANESO
DE PLASTICIDAD INDUCIDA POR MACLAJE (TWIP) TRATADOS
TÉRMICAMENTE.**

Tesis

Que para obtener al grado de:

Maestra en Metalurgia y Ciencias de los Materiales

Presenta:

Ing. Gladys Yvette Díaz Martínez.

Asesor:

Dr. Ignacio Mejía Granados.

Morelia, Michoacán Agosto de 2012.

RESUMEN

Los aceros TWIP (Twinning Induced Plasticity), son aleaciones austeníticas, con elevado contenido de Mn (17-30% en peso), en las cuales el mecanismo predominante de deformación es el maclaje, el cual permite que el material se re-orienta cristalográficamente al interior de sus granos generando un efecto de refinamiento, y de esta manera tener resistencias superiores a los 900 MPa con porcentajes de deformación de hasta 90% posicionándose así, en los primeros lugares de los aceros modernos.

El objetivo general de este proyecto es determinar el efecto de los elementos microaleantes (Nb, Ti, V y B) sobre la microestructura de aceros alto manganeso de plasticidad inducida por maclaje (TWIP) en condición de **solidificación, tratamiento térmico de homogenización, laminación en caliente, tratamiento térmico de solubilizado y tratamiento térmico de recristalización estática**. A fin de eliminar la estructura dendrítica, se llevó a cabo un tratamiento de homogenización a 1200°C por 5 hrs, el tratamiento termomecánico de laminación en caliente se realizó a 1200°C con 60% de reducción de espesor, para la regeneración de la microestructura proveniente de la laminación en caliente se realizó un tratamiento de solubilización a 1200°C durante 1hr., seguido de temple en agua. Finalmente, se aplicaron tratamientos térmicos de recristalización estática a 650°C y 750°C y tiempo constante, para lo cual los aceros fueron deformados plásticamente en frío mediante tracción uniaxial un 40% de alargamiento. Los aceros fueron caracterizados mediante microscopía óptica (LOM) y electrónica (SEM), difracción de rayos-X (DRX) y microdureza Vickers con la finalidad de mostrar evidencias necesarias para determinar la evolución de la microestructura y propiedades mecánicas. En cada una de las etapas de tratamiento térmico

Los resultados obtenidos, muestran un efecto significativo en cuanto a refinamiento de grano debido a la presencia de los elementos microaleantes. En cuanto a la caracterización estructural por DRX se corrobora la fase austenítica estable en todas las condiciones. Las mediciones de tamaño de grano demostraron que los elementos de microaleación que tienen mayor influencia sobre la microestructura son Nb y Ti, reflejándose en los perfiles de microdureza en tendencia a aumentar. Por otro lado, la adición de elementos microaleantes B y V tienen un efecto menos marcado.

ÍNDICE

CAPÍTULO I.....	6
Revisión Bibliográfica.....	6
1.1 Aceros TWIP (Twinning Induced Plasticity): Antecedentes, generalidades y propiedades.	6
1.2 Metalurgia de los aceros TWIP.	9
1.3 Elementos de aleación en los aceros TWIP (Mn-C-Al-Si).	10
1.4 Efecto de los elementos de microaleación en un acero TWIP (Nb, Ti, V, B).....	12
1.5 Sistema Fe-C-Mn.	17
1.6 Endurecimiento por maclaje.....	22
1.7 Tratamientos térmicos de los aceros TWIP.....	34
CAPITULO II	37
Procedimiento experimental.....	37
2.1 Materiales y composición química.....	37
2.2 Condición de solidificación (As-Cast).	37
2.3 Tratamiento térmico de homogenización.	38
2.4 Condición de laminación en caliente (As-Rolled).....	38
2.5 Tratamiento térmico de solubilizado.	39
2.6 Deformación plástica en frío (40%).	40
2.7 Tratamiento térmico de recristalización estática.	42
2.8 Caracterización metalográfica mediante microscopía óptica (LOM).....	44
2.9 Caracterización estructural mediante difracción de Rayos-X.	48
2.10 Caracterización mediante microscopía electrónica de barrido (SEM).	50
2.11 Caracterización de propiedades mecánicas (microdureza Vickers).	50
CAPÍTULO III	52
Resultados y Discusión	52
3.1 Condición de solidificación.....	52
3.2 Tratamiento térmico de homogenización.	59
3.3 Condición de laminado en caliente.	65
3.4 Tratamiento térmico de solubilizado.	71
3.5 Condición de deformación plástica en frío (40%).....	78
3.6 Tratamiento térmico de recristalización estática a 650°C y 750 °C.....	88

CAPÍTULO IV.....	105
CONCLUSIONES	105
RECOMENDACIONES Y TRABAJO A FUTURO	108
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	109
ANEXOS.....	113
Anexo A. Picos de difracción de rayos-X reportados en aceros TWIP.....	113

III) ÍNDICE DE FIGURAS.

- Figura 1.1 Esquema de la clasificación de los aceros AHSS, donde se muestra su resistencia a la tracción y deformación total promedio.
- Figura 1.2 Evolución del número de publicaciones y patentes relacionadas a los aceros austeníticos alto manganeso para aplicaciones estructurales para los últimos 13 años.
- Figura 1.3 Diagrama que muestra la resistencia a la tracción y % de elongación promedio de los aceros TWIP .
- Figura 1.4 Variación de la SFE como una función del contenido de Mn en aleaciones Fe-Mn.
- Figura 1.5 Secciones isotérmicas del diagrama Fe-C-Mn a 1250, 1225, 1200, 1175 y 1160°C correspondientes a las regiones de equilibrio: eutéctico, peritectico, y eutéctico-peritectico.
- Figura 1.6 Secciones isotérmicas del diagrama Fe-C-Mn a 1000, 800, 700, 600, 570, y 400°C correspondiente a las regiones de equilibrio eutectoide, peritectoide, y eutectoide-peritectoide.
- Figura 1.7 Sección politérmica del diagrama Fe-C-Mn con 20%Mn.
- Figura 1.8 Diagrama esquemático de maclaje en una red FCC, “Principles of Physical Metallurgy”, 3ª. Ed., McGraw-Hill Book Company, Nueva York, 1953.
- Figura 1.9 Estructura con fallas. (a) Empaquetamiento FCC; (b) falla por deformación en FCC .
- Figura 1.10 Estructuras de fallas. (d) Empaquetamiento HCP.
- Figura 1.11 Estructura de fallas. Macla por falla en empaquetamiento FCC.
- Figura 1.12 Representación esquemática de la influencia de la SFE sobre las características de la deformación de la austenita.
- Figura 1.13 Curvas carga - deformación para tres cristales Fe-25Be del mismo tamaño y orientación de la deformación a diferentes temperaturas.
- Figura 2.1 Ciclo de térmico del tratamiento de homogenización para los aceros TWIP.
- Figura 2.2 Ciclo térmico del tratamiento termomecánico para los aceros TWIP.
- Figura 2.3 Ciclo térmico del tratamiento térmico de solubilizado para los aceros TWIP.
- Figura 2.4 Probeta plana de tracción según norma ASTM E8, en la cual se hacen dos marcas de referencia y se colorea de negro.
- Figura 2.5(a) Máquina Instron 5585H donde se llevaron a cabo los ensayos de tracción al 40%.(b) Probeta plana de tracción, según norma ASTM E8.
- Figura 2.6(a) Muestra las marcas que se le hacen a la probeta, las cuales se miden nuevamente al finalizar el ensayo. (b) Muestra el control de la deformación aplicada a la probeta mediante el software Bluehill.
- Figura 2.7 Mufla programable para realización del tratamiento térmico de recristalización estática a 650 y 750°C.
- Figura 2.8 Seccionamiento y corte de la probeta de tracción para la realización del tratamiento térmico.
- Figura 2.9 Acomodo de las probetas dentro de la mufla de laboratorio.
- Figura 2.10 Ciclo térmico de tratamiento térmico de recristalización estática a 650 y 750 °C para los aceros TWIP.
- Figura 2.11 Cortadora ISOMET 1000 marca BUEHLER utilizada para el corte de probetas de los aceros TWIP.
- Figura 2.12 Limpificador ultrasónico Branson 1510 utilizado para eliminar impurezas en los aceros TWIP.

Índice de Figuras

- Figura 2.13 Secuencia para la obtención de tamaño de grano austenítico. (a) Obtención de la metalografía. (b) Utilizando una hoja de acetato se hace el recalque de los límites de grano para su posterior escaneo. (c) Mediante el software Sigma Scan Pro® se obtienen las mediciones estadísticas requeridas.
- Figura 2.27 Difractómetro Siemens D5000® empleado para los ensayos de difracción de Rayos-X.
- Figura 3.1 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Ref en condición de solidificación a 5x y 10x.
- Figura 3.2 Micrografías obtenidas de acero TWIP-B en condición de solidificación a 5x y 10x.
- Figura 3.3 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Ti en condición de solidificación a 5x y 10x.
- Figura 3.4 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Nb en condición de solidificación a 5x y 10x.
- Figura 3.5 Micrografías obtenidas de acero TWIP-V en condición de solidificación a 5x y 10x.
- Figura 3.6 Mediciones de longitud de eje primario promedio de dendrita de los aceros TWIP.
- Figura 3.7 Patrones de difracción de rayos-X para los diferentes aceros TWIP en condición de solidificación as-cast).
- Figura 3.8 Resultados de microdureza obtenidos para los aceros TWIP en la condición de solidificación (as-cast).
- Figura 3.9 Esquema que ilustra el efecto de los elementos microaleantes en el proceso de solidificación.
- Figura 3.10 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Ref en condición de tratamiento térmico de homogenizado a 5x.
- Figura 3.11 Micrografías obtenidas de acero TWIP-B en condición de tratamiento térmico de homogenizado a 5x.
- Figura 3.12 obtenidas de acero TWIP-Ti en condición de tratamiento térmico de homogenizado a 5x.
- Figura 3.13 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Nb en condición de tratamiento térmico de homogenizado a 5x.
- Figura 3.14 Micrografías obtenidas de acero TWIP-V en condición de tratamiento térmico de homogenizado a 10x.
- Figura 3.15 Resultados de tamaño de grano promedio de aceros TWIP en condición de tratamiento térmico de homogenizado.
- Figura 3.17 Resultados de microdureza obtenidos para los aceros TWIP en condición de tratamiento de homogenizado.
- Figura 3.18 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Ref en condición de tratamiento termomecánico de laminado en caliente a 5x.
- Figura 3.19 Micrografías obtenidas de acero TWIP-B en condición de tratamiento termomecánico de laminado en caliente a 5x.
- Figura 3.20 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Ti en condición de tratamiento termomecánico de laminado en caliente a 5x.
- Figura 3.21 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Nb en condición de tratamiento termomecánico de laminado en caliente a 5x.
- Figura 3.22 Micrografías obtenidas de acero TWIP-V en condición de tratamiento termomecánico de laminado en caliente a 5x.
- Figura 3.23 Resultados de tamaño de grano promedio de aceros TWIP en condición de tratamiento termomecánico.
- Figura 3.24 Patrones de difracción para la condición de tratamiento termomecánico de los aceros TWIP.

Índice de Figuras

- Figura 3.25 Resultados de microdureza obtenidos para los aceros TWIP en condición de tratamiento termomecánico.
- Figura 3.26 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Ref en condición de tratamiento térmico de solubilizado a 5x y 10x.
- Figura 3.27 Micrografías obtenidas de acero TWIP-B en condición de tratamiento térmico de solubilizado a 5x y 10x.
- Figura 3.28 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Ti en condición de tratamiento térmico de solubilizado a 5x y 10x.
- Figura 3.29 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Nb en condición de tratamiento térmico de solubilizado a 5x y 10x.
- Figura 3.30 Micrografías obtenidas de acero TWIP-V en condición de tratamiento térmico de solubilizado a 5x y 10x.
- Figura 3.31 Resultados de tamaño de grano promedio de aceros TWIP en condición de tratamiento térmico de solubilizado.
- Figura 3.32 Patrones de difracción para la condición de tratamiento térmico de solubilizado de los aceros TWIP.
- Figura 3.33 Resultados de microdureza obtenidos para los aceros TWIP en condición de tratamiento térmico de solubilizado.
- Figura 3.34 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Ref en condición de deformación al 40% a 5x y 10x.
- Figura 3.35 Micrografías obtenidas de acero TWIP-B en condición de deformación al 40% a 5x y 10x.
- Figura 3.36 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Ti en condición de deformación al 40% a 5x y 10x.
- Figura 3.37 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Nb en condición de deformación al 40% a 5x y 10x.
- Figura 3.38 Micrografías obtenidas de acero TWIP-V en condición de deformación al 40% a 5x y 10x.
- Figura 3.39 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Ref en condición de deformación al 40% (SEM).
- Figura 3.40 Micrografías obtenidas de acero TWIP-B en condición de deformación al 40% (SEM).
- Figura 3.41 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Ti en condición de deformación al 40% (SEM).
- Figura 3.42 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Nb en condición de deformación al 40% (SEM).
- Figura 3.43 Micrografías obtenidas de acero TWIP-V en condición de deformación al 40% (SEM).
- Figura 3.44 Análisis químico puntual para el punto 1 de la figura 3.42 a (SEM-EDS).
- Figura 3.45 Análisis químico puntual para el punto 2 de la figura 3.42 b (SEM-EDS).
- Figura 3.46 Resultados de tamaño de grano promedio de aceros TWIP en condición de deformación plástica al 40%.
- Figura 3.47 Patrones de difracción para la condición de deformación plástica al 40% de los aceros TWIP.
- Figura 3.48 Resultados de microdureza obtenidos para los aceros TWIP en condición de deformación plástica al 40%.
- Figura 3.49 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Ref en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 650°C a 5 y 10x.

Índice de Figuras

- Figura 3.50 Micrografías obtenidas de acero TWIP- B en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 650°C a 5 y 10x.
- Figura 3.51 Micrografías obtenidas de acero TWIP- Ti en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 650°C a 5 y 10x.
- Figura 3.52 Micrografías obtenidas de acero TWIP- Nb en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 650°C a 5 y 10x.
- Figura 3.53 Micrografías obtenidas de acero TWIP- V en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 650°C a 5 y 10x.
- Figura 3.54 Resultados de tamaño de grano promedio recristalizado a 650°C de los aceros TWIP.
- Figura 3.55 Patrones de difracción de rayos-X obtenidos para la condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 650°C de aceros TWIP.
- Figura 3.56 Resultados de microdureza de aceros TWIP en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 650°C.
- Figura 3.57 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Ref en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 650°C (SEM).
- Figura 3.58 Micrografías obtenidas de acero TWIP-B en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 650°C (SEM).
- Figura 3.59 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Ti en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 650°C (SEM).
- Figura 3.60 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Nb en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 650°C (SEM).
- Figura 3.61 Micrografías obtenidas de acero TWIP-V en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 650°C (SEM).
- Figura 3.62 Micrografías obtenidas de acero TWIP- Ref en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 750°C a 5 y 10x.
- Figura 3.63 Micrografías obtenidas de acero TWIP- B en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 750°C a 5 y 10x.
- Figura 3.64 Micrografías obtenidas de acero TWIP- Ti en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 750°C a 5 y 10x.
- Figura 3.65 Micrografías obtenidas de acero TWIP- Nb en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 750°C a 5 y 10x.
- Figura 3.66 Micrografías obtenidas de acero TWIP- V en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 750°C a 5 y 10x.
- Figura 3.67 Curva de comportamiento del tamaño de grano promedio recristalizado a 750° de los aceros TWIP.
- Figura 3.68 Patrones de difracción obtenidos para la condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 750°C de aceros TWIP.
- Figura 3.69 Resultados de microdureza de aceros TWIP en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 750°C.
- Figura 3.70 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Ref en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 750°C (SEM).
- Figura 3.71 Micrografías obtenidas de acero TWIP-B en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 750°C (SEM).
- Figura 3.72 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Ti en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 750°C (SEM).

Índice de Figuras

Figura 3.73 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Nb en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 750°C (SEM).

Figura 3.74 Micrografías obtenidas de acero TWIP-V en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 750°C (SEM).

IV) ÍNDICE DE TABLAS.

- Tabla 1.1 Efecto de los elementos de aleación y microaleación en los aceros TWIP.
- Tabla 1.2 Lista de fases de equilibrio del sistema Fe-C-Mn.
- Tabla 1.3 Planos y direcciones de maclaje.
- Tabla 2.1 Composición química de los aceros TWIP fabricados (% en peso).
- Tabla 2.2 Condiciones óptimas de ataque químico obtenidas para cada una de las condiciones de tratamiento térmico del acero TWIP.
- Tabla 3.1 Mediciones de tamaño promedio de eje primario de dendrita y su desviación estándar correspondiente para los aceros TWIP en condición de solidificación.
- Tabla 3.2 Valores de microdureza y desviación estándar correspondientes a cada uno de los aceros TWIP en condición de solidificación.
- Tabla 3.3 Resultados de tamaño de grano promedio y desviación estándar para los aceros TWIP en condición de tratamiento térmico de homogenización.
- Tabla 3.4 Valores de microdureza y desviación estándar correspondientes a cada uno de los aceros TWIP en condición de tratamiento térmico de homogenización.
- Tabla 3.5 Resultados de tamaño de grano promedio y desviación estándar para los aceros TWIP en condición de tratamiento termomecánico.
- Tabla 3.6 Valores de microdureza y desviación estándar correspondientes a cada uno de los aceros TWIP en condición de termomecánico.
- Tabla 3.7 Resultados de tamaño de grano promedio y desviación estándar para los aceros TWIP en condición de tratamiento térmico de solubilizado.
- Tabla 3.8 Valores de microdureza y desviación estándar correspondientes a cada uno de los aceros TWIP en condición de térmico de solubilizado.
- Tabla 3.9 Mu estra los resultados de la mediciones de po rciones macladas para las aleaciones TWIP en condición de deformación plástica al 40%.
- Tabla 3.10 Mu estra los valores de microdureza obtenidos para la aleación TWIP en condición de deformación plástica al 40%.
- Tabla 3.11 Porcentaj es de re cristalización y tamaño de grano promedio a una temperatura de tratamiento de 650°C para los diferentes aceros TWIP.
- Tabla 3.12 Valores de microdureza (HV_{10}) obtenidos en la condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 650°C para los diferentes aceros TWIP.
- Tabla 3.13 Porcentaje de recristalización y tamaño de grano promedio recristalizado a una temperatura de tratamiento de 750°C para los diferentes aceros TWIP.
- Tabla 3.14 Valores de microdureza (HV_{10}) en la condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 750°C para los diferentes aceros TWIP.

V) OBJETIVOS.

-Objetivo general.

- Determinar el efecto de los elementos microaleantes (**Nb, Ti, V, B**) sobre la microestructura de aceros alto manganeso de plasticidad inducida por mac laje (TWIP) tratados térmicamente.

-Objetivos particulares.

- Determinar el efecto de los elementos microaleantes (Nb, Ti, V y B) sobre la microestructura de aceros alto manganeso de plasticidad inducida por mac laje (TWIP) generada durante la condición de solidificación (as-cast).
- Determinar el efecto de los elementos microaleantes (Nb, Ti, V y B) sobre la microestructura de aceros alto manganeso de plasticidad inducida por maclaje (TWIP) generada durante el tratamiento térmico de homogenización.
- Determinar el efecto de los elementos microaleantes (Nb, Ti, V y B) sobre la microestructura de aceros alto manganeso de plasticidad inducida por mac laje (TWIP) generada durante la condición de tratamiento termomecánico (laminado en caliente).
- Determinar el efecto de los elementos microaleantes (Nb, Ti, V y B) sobre la microestructura de aceros alto manganeso de plasticidad inducida por mac laje (TWIP) generada durante el tratamiento térmico de solubilizado.
- Determinar el efecto de los elementos microaleantes (Nb, Ti, V y B) sobre la microestructura de aceros alto manganeso de plasticidad inducida por mac laje (TWIP) generada durante la deformación plástica al 40%.
- Determinar el efecto de los elementos microaleantes (Nb, Ti, V y B) sobre la microestructura de aceros alto manganeso de plasticidad inducida por mac laje

Objetivos

(TWIP) generada durante los tratamientos térmicos de recristalización a 650 y 750 °C.

VI) JUSTIFICACIÓN.

Actualmente, la investigación metalúrgica se centra en la búsqueda de aceros que combinen alta resistencia con elevada tenacidad, y de esta manera obtener aceros con mayores propiedades mecánicas que los aceros convencionales al carbono y microaleados, por ello la industria automotriz está cada vez más interesada en que las carrocerías de los automóviles sean más ligeras, para disminuir el consumo de combustibles, contribuyendo de esta manera al cuidado ambiental, así como mejorar el rendimiento de los combustibles y garantizar la seguridad e integridad física de los usuarios en impactos y colisiones.

Por otro lado, la información que se tiene sobre los aceros TWIP es relativamente escasa, y es necesario ampliar la información referente al efecto de los elementos microaleantes sobre la microestructura del material bajo diferentes condiciones de tratamiento térmico y estudiar el efecto de cada uno de ellos y su influencia en las propiedades mecánicas.

VII) HIPÓTESIS.

A través de la baja energía de falla de apilamiento característica de estos aceros austeníticos, se controlará el deslizamiento cruzado de las dislocaciones, favoreciendo la deformación por maclado, y con ello promover un mayor endurecimiento del acero como consecuencia directa de la formación de maclas que actuarán como nuevos obstáculos para el movimiento de las dislocaciones.

Tomando en consideración, que el tamaño de grano austenítico en los aceros, puede ser controlado por la adición de elementos microaleantes tales como el Ti, B, V o Nb, debido a que son fuertes formadores de carburos, nitruros y/o carbonitruros, y su presencia en los bordes de grano impide el crecimiento de grano, teniéndose modificaciones importantes en cuanto al crecimiento de este mismo.

Por otro lado, debido a efectos de solución sólida, precipitación y refinamiento de grano generado por la adición de elementos microaleantes, se esperan cambios microestructurales importantes durante los tratamientos térmicos de homogenización, solubilización y recristalización estática, lo cual repercutirá sobre el grado de recristalización y afinamiento de grano, así como en las propiedades mecánicas de resistencia y tenacidad (a menor tamaño de grano, mejores propiedades mecánicas de resistencia y ductilidad). Finalmente, debido a la alta estabilidad de la austenita por efecto de los elementos aleantes Mn y C, se espera una mínima transformación de fase de la austenita durante el tratamiento térmico y mecánico.

VII) INTRODUCCIÓN.

El acero TWIP fue desarrollado hace algunos años por el profesor George Frommeyer, director del grupo de investigación del Departamento de Ingeniería en Materiales en el MPIR (Max-Planck Institute Research). Este acero fue creado para aumentar la ductilidad del material y absorber la energía producida durante una colisión, mientras se conserva su estabilidad y resistencia para proteger a los pasajeros en la cabina. Se introducen cantidades de Mn entre el 17 y 30% y pequeñas adiciones de C, Al y Si. Se trata de aceros completamente austeníticos a temperatura ambiente estabilizados con Mn y Al para asegurar una baja energía de los defectos de apilamiento. Los aceros TWIP presentan valores de ductilidad muy elevados y alta resistencia de hasta 1000MPa y porcentajes de elongación de alrededor de 90 %. El mecanismo de endurecimiento se basa en el maclado en lugar de deslizamiento de dislocaciones. El maclaje causa un alto valor de endurecimiento instantáneo con una microestructura muy fina. Los límites de macla resultantes actúan como límites de grano y refuerzan el acero. Los aceros TWIP combinan una resistencia extremadamente alta con una excelente conformabilidad. La resistencia a la tracción es superior a 1000 MPa. La formación de maclas durante la deformación genera endurecimiento, lo que hace que se mantenga una elevada resistencia.

Los elementos microaleantes, además de influenciar las propiedades de los aceros estructurales e ingenieriles a través de la precipitación de sus carburos y nitruros, también influyen en la microestructura, particularmente por medio de su presencia en solución sólida. Los elementos microaleantes en solución pueden jugar un importante papel en la determinación de la microestructura y propiedades del acero.

Los tratamientos térmicos implican un cambio microestructural, y por lo tanto, una mejora de las propiedades mecánicas mediante el establecimiento de un ciclo térmico que comprende el calentamiento hasta una determinada temperatura a una cierta velocidad, seguido de la permanencia durante un tiempo establecido y finalmente del enfriamiento controlado, con el propósito de alcanzar las especificaciones requeridas para el acero TWIP

CAPÍTULO I

Revisión Bibliográfica.

1.1 Aceros TWIP (Twinning Induced Plasticity): Antecedentes, generalidades y propiedades.

El acero es un material conocido y utilizado por la humanidad desde la antigüedad. La combinación de sus propiedades mecánicas con la disponibilidad en la naturaleza de sus dos elementos principales (Fe y C), lo han convertido en la aleación más utilizada a nivel mundial. El interés por los aceros de alta resistencia empezó en la década de los años setenta, durante la crisis del petróleo, cuando los fabricantes de automóviles se dieron cuenta de la importancia de fabricar vehículos más ligeros y más eficientes a nivel energético manteniendo la elevada resistencia característica de los aceros. Los aceros de plasticidad inducida por maclaje, mejor conocidos como aceros TWIP, son un tipo de aleaciones que pertenecen a esta nueva generación de aceros avanzados de alta resistencia, AHSS (Advanced High Strength Steels).

Una de las designaciones más comunes para los aceros del sector automovilismo, según ULSAB (Ultra Light Steel Auto Body) [1] de acuerdo a su naturaleza metalúrgica incluye a los aceros de bajo límite elástico, aceros dulces y aceros libres de elementos intersticiales IF, HSS (aceros convencionales de alta resistencia), C-Mn (aceros al carbono-manganeso), BH (aceros endurecidos por tratamiento térmico), HSLA (aceros de alta resistencia y baja aleación), IF-HSS (Interstitial Free- High Strength Steels, aceros libres de intersticiales de alta resistencia); y los aceros avanzados de alta resistencia AHSS (Advanced High Strength Steels) dentro del grupo se encuentran los aceros DP (Dual-Phase, aceros de fase dual), TRIP (Transformation Induced Plasticity, plasticidad inducida por transformación), CP (Complex-Phase, aceros de fase compleja), TWIP (Twinning Induced Plasticity, plasticidad inducida por maclaje) y MS (Martensitic Steels, aceros martensíticos). Adicionalmente, los aceros de alta resistencia para el mercado automotriz incluyen a los aceros FB (Ferritic Bainitic, aceros ferrítico-bainíticos), nano-aceros, aceros HF (Hot Forming, formados en caliente) y aceros PFHT (Post-Forming Heat Treatment, tratados térmicamente después del formado).

Según ULSAB [2], como una segunda manera de clasificación a partir de la resistencia su resistencia considera acero de alta resistencia aquel que registra un límite elástico σ_y , entre 210 y 550 MPa, y acero de “ultra alta” resistencia al que tiene más de 550 MPa. Un acero de alta o ultra alta resistencia proporciona mucha más ligereza que un acero convencional con mayor espesor. El acero de alta resistencia requiere procesos especiales de fabricación, se puede conseguir un acero de alta resistencia por tratamientos térmicos o químicos (o aleados con fósforo o boro).

La figura 1.1[3] muestra al gunos de los nuevos aceros avanzados en función de su resistencia mecánica y porcentaje de elongación, en la cual se pone de manifiesto las extraordinarias propiedades de los aceros austeníticos alto manganeso.

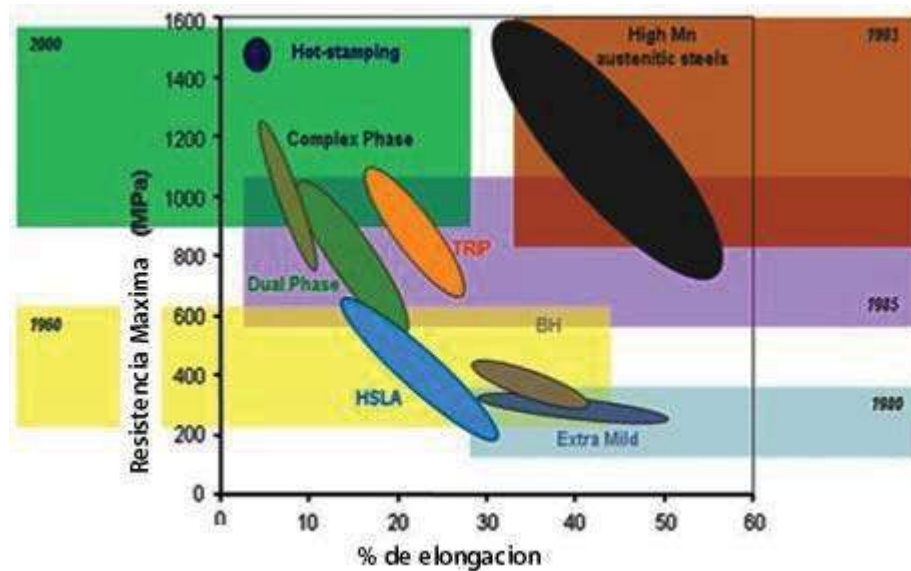


Figura 1.1 Esquema de la clasificación de los aceros AHSS, donde se muestra su resistencia a la tracción y deformación total promedio [3]

Los aceros TWIP alto manganeso, son actualmente uno de los materiales más atractivos para aplicaciones estructurales en la industria automotriz debido a una combinación única de resistencia y elongación elevadas. Gracias a ello, existe un incremento significativo en cuanto al número de publicaciones científicas y patentes de esta clase de aleación poniéndose de manifiesto el gran interés científico y tecnológico que ha alcanzado en los últimos años (figura 1.2) [3].

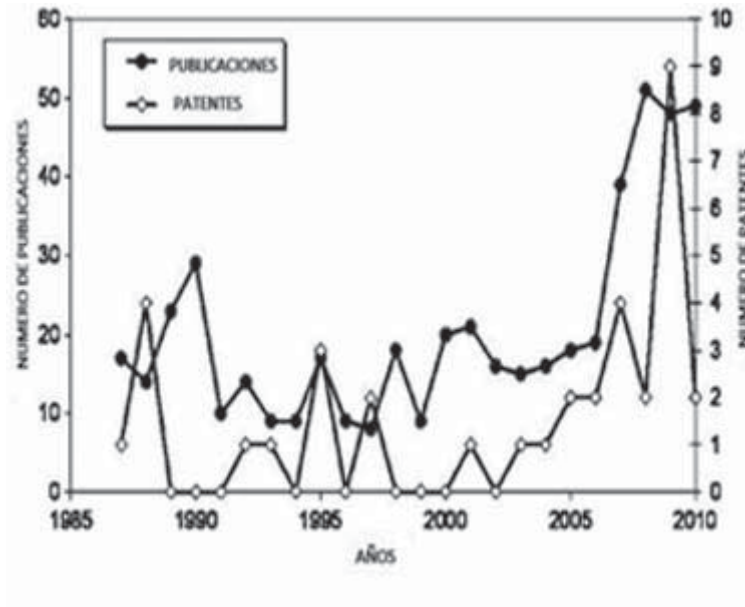


Figura 1.2 Evolución del número de publicaciones y patentes relacionadas a los aceros austeníticos alto manganeso para aplicaciones estructurales para los últimos 13 años[3].

Los aceros TWIP son aleaciones de Fe con alto contenido de Mn (15-30%) y adiciones de C, Si y Al, completamente austeníticos a temperatura ambiente, no magnéticos, sin transformaciones de fase, lo que hace que el mecanismo de deformación sea el maclaje dentro de los granos, donde la temperatura y los elementos de aleación tienen un fuerte efecto en la detonación de este mecanismo de deformación, así como también la baja energía de falla de apilamiento SFE (Stacking Fault Energy) que presenta (15-25mJ/m²), controlando de esta manera el deslizamiento cruzado de las dislocaciones y favoreciendo la deformación por maclado, reflejándose en valores de ductilidad y resistencia mucho mayores que los de los aceros convencionales. La formación de maclas se refleja en nuevos obstáculos para el movimiento de las dislocaciones, promoviendo así el endurecimiento del acero, lo que se conoce como efecto “twinning”. Una de las características más importantes de los aceros TWIP es que pueden alcanzar valores de resistencia a la tracción superior a los 1000 MPa con elongación de más del 80%, mencionado con anterioridad.

1.2 Metalurgia de los aceros TWIP.

La característica principal de los aceros TWIP, radica en su alto contenido de manganeso (hasta 30%) lo que lo hace completamente austenítico a temperatura ambiente y en un rango de temperatura amplio. La elevada ductilidad de los aceros TWIP se deriva de las fallas de apilamiento en su estructura cristalina (FCC). Si se introducen dos planos extras a la estructura atómica superior, esta perturba la secuencia regular de los átomos, formando una falla de apilamiento en un plano espejo y crea reflejos regulares en las secciones del cristal. Este efecto es conocido como maclaje (figura 1.8).

El maclado de la austenita conduce a un alto valor del índice de endurecimiento por deformación (n). No obstante, el principal mecanismo de deformación de estos aceros continúa siendo el deslizamiento de dislocaciones. El mayor efecto de la creación de nuevas maclas en el curso de la deformación es la generación de unos fuertes obstáculos a este deslizamiento, similares al de límites de grano, lo que representa una especie de mecanismo dinámico de Hall-Petch, y conduce a un endurecimiento por deformación muy elevado [4]. Se ha señalado que el índice de endurecimiento por deformación alcanza un valor tan elevado como es 0.4 cuando la deformación se sitúa alrededor del 30% manteniéndose prácticamente constante hasta deformaciones del 50%. Este elevado índice de endurecimiento por deformación se traduce en la consecución de valores muy altos de resistencia mecánica y ductilidad. La resistencia a la tracción de este tipo de aceros llega a valores de unos 1100 MPa (figura 1.3), en tanto que los alargamientos a la rotura pueden superar el 90% para un acero con un 25% de manganeso, 3% de silicio y 3% de aluminio [5, 6].

La acción de maclado se produce únicamente cuando la energía de defectos de apilamiento (SFE) se sitúa por debajo de 25 mJ/m² y por arriba de 16 mJ/m². Para valores inferiores a los mencionados, se produce la transformación de la austenita en martensita, en tanto que si la energía de defectos de apilamiento supera el máximo de ese intervalo el único mecanismo operante es el deslizamiento de dislocaciones [7]. Sin embargo, es ampliamente conocido, que la transformación de la austenita en martensita se puede ver favorecida por una reducción de la temperatura a la que se encuentra el acero, transformación que además se ve favorecida por la reducción de la energía de defectos de apilamiento que conlleva esta disminución de temperatura.

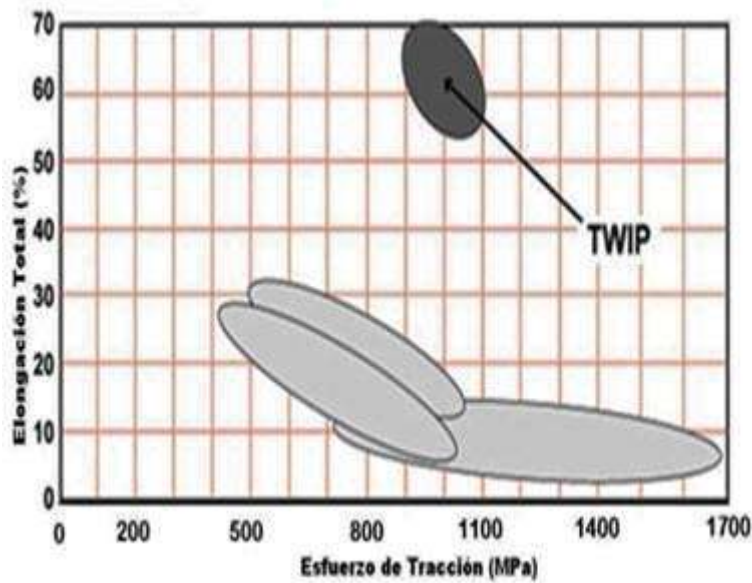


Figura 1.3 Diagrama que muestra la resistencia a la tracción y % de elongación promedio de los aceros TWIP [1].

1.3 Elementos de aleación en los aceros TWIP (Mn-C-Al-Si).

Los elementos de aleación cambian la estabilidad termodinámica de las fases y las cinéticas de transformación, las temperaturas de transformación son desplazadas, las transformaciones pueden ser promovidas u obstaculizadas alterando la distribución de las fases. Además, los elementos de aleación pueden actuar en solución sólida en la matriz o provocar endurecimiento por precipitación repercutiendo de manera directa en el tamaño de grano, también tienen como finalidad mejorar la resistencia a la corrosión por la formación de capas superficiales protectoras y aumentar la templabilidad en el acero. El modo en que los elementos se distribuyen en los aceros depende básicamente de la tendencia a formar carburos u otros compuestos por parte de cada elemento [8].

1.3.1 Efecto del elemento de aleación Mn.

Está considerado como el principal elemento de aleación de los aceros TWIP, el cual es crucial para mantener la estructura austenítica según el diagrama ternario Fe-Mn-Al [9], sin embargo, si su contenido es menor del 15%, la martensita- α' se forma, lo cual disminuye la conformabilidad del acero, además de que con el incremento del contenido de Mn la temperatura de transformación $\gamma \rightarrow \epsilon$ disminuye. La influencia más importante del

manganeso en los aceros TWIP es el control de la energía de falla de apilamiento (SFE). La figura 1.4 muestra datos experimentales de tres trabajos de investigación donde se estudia el efecto de la adición de Mn sobre la SFE en el sistema Fe-Mn [9-12]. Los datos revelan que con el aumento del contenido de manganeso, la SFE inicialmente disminuye hasta alcanzar un valor mínimo, y luego vuelve a aumentar.

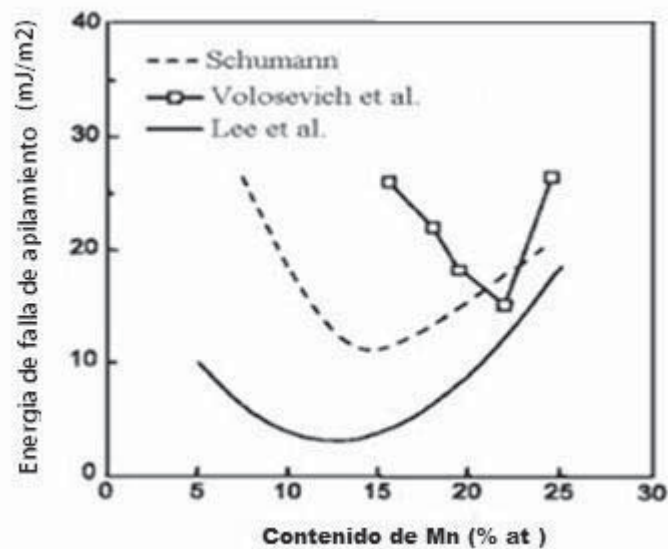


Figura 1.4 Variación de la SFE como una función del contenido de Mn en aleaciones Fe-Mn [10-12].

1.3.2 Efecto del elemento de aleación C.

El carbono proporciona estabilización a la austenita y endurece la matriz por solución sólida, ya que la solubilidad del carbono en la austenita es elevada. También inhibe la formación de martensita- ϵ mediante el aumento de la energía de falla de apilamiento. Para aceros TWIP aleados con Al y C, las temperaturas de envejecimiento son de 50-750°C lo que generalmente causa la precipitación de la fase κ $(Fe.Mn)_3AlC_x$, lo cual es considerado como un posible mecanismo de endurecimiento. Sin embargo, la presencia de la fase κ puede causar fractura frágil y una pérdida severa en la energía absorbida en el ensayo de impacto. Para prevenir la precipitación de la fase κ , el carbono debe limitarse a alrededor de 0.67% en peso [13].

1.3.3 Efecto del elemento de aleación Al.

La adición de Al en los aceros TWIP, tiene muchas funciones. El Al incrementa significativamente la SFE y por lo tanto, estabiliza la austenita contra la transformación inducida por deformación $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ que ocurre en las aleaciones TWIP durante la deformación [14, 15]. Además, endurece la austenita por solución sólida [16]. El aluminio puede segregarse en los límites de grano durante la solidificación, y produce el compuesto intermetálico en los límites de grano Fe_2Al_5 , el cual tiene un bajo punto de fusión alrededor de 1170°C , lo cual produce un debilitamiento en la estructura de colada. Por medio de la adición de pequeñas cantidades de elementos de microaleación en los aceros alto manganeso puede mejorar la ductilidad en caliente de los aceros. Finalmente, debido a su elevada pasividad el Al permite que la resistencia a la corrosión de estos aceros sea elevada.

1.3.4 Efecto del elemento de aleación Si.

A diferencia del Al, el Si disminuye la cantidad de fase FCC (austenita) y mantiene la transformación $\gamma \rightarrow \epsilon$ durante el enfriamiento y la deformación [17]. Takaki y colaboradores [18] encontraron que la adición de 2% de Si a un acero Fe-27Mn baja la SFE de la austenita, resultando en un incremento en el número de las fallas de apilamiento, las cuales son sitios de nucleación para la martensita- ϵ . Además, la adición de Si endurece la austenita por solución sólida, en el orden de 50 MPa por cada 1% de Si [16].

1.4 Efecto de los elementos de microaleación en un acero TWIP (Nb, Ti, V, B).

El término microaleante define a aquellos elementos que añadidos en pequeñas proporciones, inferiores a 0.1 % en peso, optimizan la evolución microestructural y propiedades mecánicas de los aceros avanzados, se caracterizan por su habilidad para formar carburos, nitruros o carbonitruros finamente dispersos incrementando la resistencia mediante refinamiento de grano y endurecimiento por precipitación, además de que retardan o aceleran las transformaciones y afectan las cinéticas de difusión [19].

El éxito de los aceros microaleados radica principalmente en los mecanismos de endurecimiento, específicamente refinamiento de grano y endurecimiento por precipitación. El endurecimiento por precipitación incrementa la resistencia pero también contribuye a la

fragilización, mientras que el refinamiento de grano incrementa la resistencia pero también mejora la tenacidad. Como resultado el refinamiento de grano contrarresta cualquier fragilización causada por endurecimiento por precipitación.

La formación de precipitados se presenta cuando se excede el límite de solubilidad de un material al agregar en exceso la cantidad del elemento aleante, se produce una aleación de dos fases. El límite entre las dos fases es una superficie en la cual el arreglo atómico no es perfecto. En los metales, este límite interfiere con el deslizamiento de dislocaciones y produce un endurecimiento en el material. El término general para nombrar el endurecimiento debido a la introducción de una segunda fase es endurecimiento por precipitación o dispersión [20].

Una partícula de precipitado puede nuclearse en dos modos básicos. Se puede formar en defectos reticulares internos tales como: dislocaciones, nudos de dislocación, partículas de impureza, o discontinuidades en los límites de grano. Este proceso se conoce como nucleación heterogénea, en donde la formación de una partícula de segunda fase se facilita por defectos reticulares. La nucleación homogénea, por otra parte, es la formación espontánea de núcleos a través de las fluctuaciones de composición de soluto. Aquí los átomos de soluto se agrupan en la red de la matriz y comienza el crecimiento de una partícula de segunda fase en el que de otra forma sería un cristal perfecto.

Los efectos más importantes de la precipitación en austenita son [20]:

- a) Retrasar la recrystalización por la interacción con las dislocaciones y límites de grano.
- b) Inhibir el crecimiento de grano por anclaje de los límites.

En la tabla 1.1 se resume la influencia que poseen en el acero TWIP cada uno de los elementos de aleación presentes.

Tabla 1.1 Efecto de los elementos de aleación y microaleación en los aceros TWIP.

Elemento	Estabilizador de γ	Endurecimiento por solución sólida	Refinamiento de ϵ -martensita	Ductilidad en caliente
C	+	+		
Mn	+			
Si		+	+	
B				+
Ti				+
N	+	+		

1.4.1 Efecto del elemento microaleante Nb.

El rango intermedio de la solubilidad del Nb entre la del Ti y V, hace posible su efecto más característico, que es el retraso de la recristalización estática durante la laminación en caliente, debido a la precipitación inducida por la deformación de carbonitruros de Nb. Durante el recalentamiento, estos compuestos se disuelven completamente en la austenita y quedan disponibles para volver a precipitar bajo una fina dispersión (hasta 20 nm) durante el conformado posterior, a temperaturas cercanas a los 1000 °C. Ningún otro elemento es tan efectivo como el Nb para elevar la temperatura por debajo de la cual la recristalización estática de la austenita deja de ser completa. A medida que es deformada por debajo de esta temperatura, la austenita va acumulando un endurecimiento, la densidad de dislocaciones aumenta y los granos de austenita se van alargando. Esto provoca un aumento de los lugares de nucleación para la ferrita que resulta en un afino de grano que no puede ser obtenido por ningún tratamiento térmico. Aunque efectos similares pueden observarse en los aceros con V y Ti, éstos no son normalmente tan marcados. El Nb también controla el tamaño de grano durante el proceso de recalentamiento de tratamientos como el normalizado, el temple o la carburización, actuando conjuntamente con los nitruros de aluminio. Así mismo, este elemento posee un notable potencial de endurecimiento por precipitación que solo puede usarse en cierta medida debido a su limitada solubilidad en la austenita a bajas temperaturas. Los microaleantes no sólo actúan a través de sus precipitados, sino que también tienen cierta capacidad para retrasar todos los procesos controlados por difusión cuando están en solución sólida en el acero, por un efecto conocido como arrastre del soluto (solute drag). Este efecto será más notorio cuanto mayor sea la diferencia del tamaño de su átomo en comparación con el de hierro, por lo que el Nb

será el microaleante más efectivo en este con texto. Durante el conformado en caliente, el Nb disuelto retrasará el comienzo de la recristalización y el crecimiento de grano, consiguiendo un beneficio de grano. En las etapas finales, actúa disminuyendo la temperatura de transformación, lo que otorga al acero una mayor templabilidad que puede ser positiva o negativa para las propiedades finales [21].

1.4.2 Efecto del elemento microaleante Ti.

El titanio se caracteriza por tener una solubilidad extremadamente baja, tal que la adición de una cantidad no muy elevada de este elemento puede inducir precipitación de un carbonitruro de titanio rico en nitrógeno (casi exclusivamente un nitruro) en el acero líquido. Restringiendo la adición de Ti, puede evitarse la formación de estos precipitados poco efectivos en la mejora de propiedades, en beneficio de la formación de una fina distribución de nitruros en estado sólido. La característica más importante de estos nitruros estables a altas temperaturas es su capacidad de controlar el tamaño de grano a la temperatura de recalentamiento previa al conformado en caliente. Se ha comprobado que la relación estequiométrica Ti/N óptima para el control del tamaño de grano austenítico es una próxima a 2. El Ti en proporciones adecuadas puede conseguir tamaños de grano austenítico muy inferiores a los de aceros microaleados con Nb o V o con Al. La eliminación de N libre se debe a la formación de TiN estable reduce significativamente la sensibilidad al envejecimiento, es positiva para la tenacidad e indirectamente hace más efectivo al Nb. Cuando el Ti excede en gran medida al necesario para combinarse estequiométricamente con el N, los niveles de Ti en exceso se combinarán con el C para formar un carburo cuya solubilidad es similar a la del carburo de niobio, permitiendo efectos similares a los del Nb [21].

1.4.3 Efecto del elemento microaleante V.

Mientras que con el Nb el afinado de grano austenítico durante la laminación se consigue principalmente por inhibición de la recristalización, en los aceros al vanadio esto se alcanza por sucesivas recristalizaciones hasta bajas temperaturas, ya que en comparación con Nb, Ti y Al es el elemento menos efectivo para impedir la recristalización. La solubilidad del carburo de vanadio es muy grande, incluso a bajas temperaturas en el rango austenítico, mientras que la del nitruro de vanadio, que es algo menor, permitirá solo la disolución

parcial a bajas temperaturas (900 °C). Así, el V está en gran parte disponible para precipitar en la inter fase durante la transformación de fase austenita-ferrita, o bien durante el enfriamiento de la ferrita. El tamaño de estos precipitados formados a baja temperatura es muy fino, por lo que son muy efectivos en el endurecimiento por precipitación. El endurecimiento por precipitados de V ha encontrado aplicación no sólo en piezas sin grandes requerimientos de tenacidad de acero al V, sino también como un suplemento al endurecimiento por precipitación de interfase en los aceros al Nb y Ti [21].

1.4.4 Efecto del elemento microaleante B.

El boro añadido en pequeñas cantidades (en general de 70-100ppm) tiene la facultad de intensificar la templabilidad en los aceros porque retarda la nucleación heterogénea de la ferrita en los límites de grano de la austenita.

Para aceros típicos comerciales, una adición de 2 ppm de boro es suficiente, aunque la cantidad exacta podría depender de la cantidad del límite de grano de la austenita por unidad de volumen. Grandes adiciones son perjudiciales porque provocan la formación de boruros en los límites de grano de la austenita y esto es bien sabido que mejora la nucleación de la ferrita.

También se ha encontrado que el boro en cantidades de 20 a 40 ppm en los aceros tiene una gran influencia en la microestructura y resistencia a la deformación, la descomposición cinética de la austenita a ferrita es retardada y da como resultado la formación de microestructuras completamente bainítico-martensíticas [20].

El B combinado con el N puede formar nitruros de boro (BN) que son extremadamente resistentes a la temperatura y solo pueden ser disueltos a 1600 °C. Solo los siguientes elementos tienen una mayor afinidad que el B por el nitrógeno: Al, Ce, Ti y Zr. El B combinado con el C puede formar boro-carburos (B_4C), su disolución solo puede ser a 2350 °C. Solo los siguientes elementos tienen una afinidad mayor por el carbono que el boro: Cr, V, Ta, Nb, Ti y Zr. Por otro lado, considerando un rango óptimo en el caso de los aceros microaleados al boro de 10-100 ppm, las diferentes formas en que se puede encontrar el B son: a) Boro precipitado como $M_{23}(B,C)_6$, 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 $M_{23}(B,C)_6$ 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 boro. Ha sido

reportado, que solo el boro soluble puede segregarse y entonces precipitar después como $M_{23}(B,C)_6$, en los límites de grano. Probablemente, el B sea el mejor elemento de aleación considerando costo, efecto y cantidad [20].

1.5 Sistema Fe-C-Mn.

Las secciones del diagrama de fases del sistema Fe-C-Mn se obtuvieron en base a los cálculos realizados de estudios experimentales de distribuciones de Mn. El método de cálculo está basado en el uso de los coeficientes de distribución de las interfases de Mn y de los datos iniciales de los sistemas binarios Fe-C, Fe-Mn, y Mn-C. Sil'man [22] presenta un método de análisis termodinámico y resultados de cálculos de secciones isotérmicas del diagrama Fe-C-Mn. Se calcularon y graficaron secciones isotérmicas del diagrama y después de construyeron secciones politérmicas y proyecciones del diagrama. Los resultados de los cálculos fueron usados para graficar secciones isotérmicas del diagrama Fe-C-Mn a 1250, 1225, 1200, 1175, y 1160°C (figura 1.5). Las concentraciones de C y Mn en estas secciones se presentan en porcentaje atómico. Los cálculos y las graficas fueron hechas para contenidos de Mn por debajo de 50% [22].

Los datos iniciales para el sistema Mn-C son las fases carburo y las condiciones para su existencia. El carburo Mn_7C_3 existe en un amplio rango de concentración de homogeneidad (de 6.9 a alrededor de 10% en peso C), es isomorfo con respecto al carburo CrC_3 , y funde en el rango de temperaturas comenzando de la temperatura de reacción peritectica a 1340°C. En cuanto a las otras fases carburos, se detecta la presencia del carburo $Mn_{23}C_6$ (isomorfo con respecto al carburo $Cr_{23}C_6$), según Kuo y colaboradores el sistema puede contener otros carburos (Mn_7C_2 , Mn_3C , Mn_3C_2). El carburo Mn_3C es isomorfo con respecto a la cementita y forma un carburo Me_3C dentro del sistema Fe-C-Mn. Los otros carburos pueden formarse en el sistema Fe-C-Mn solo cuando este contiene una muy elevada cantidad de Mn. El carburo Mn_3C (conocido como cementita aleada en el sistema Fe-C-Mn) y el carburo Mn_7C_3 (fase ϵ) tienen la misma morfología y estructura cristalina en el sistema inicial Fe-C y Mn-C [22].

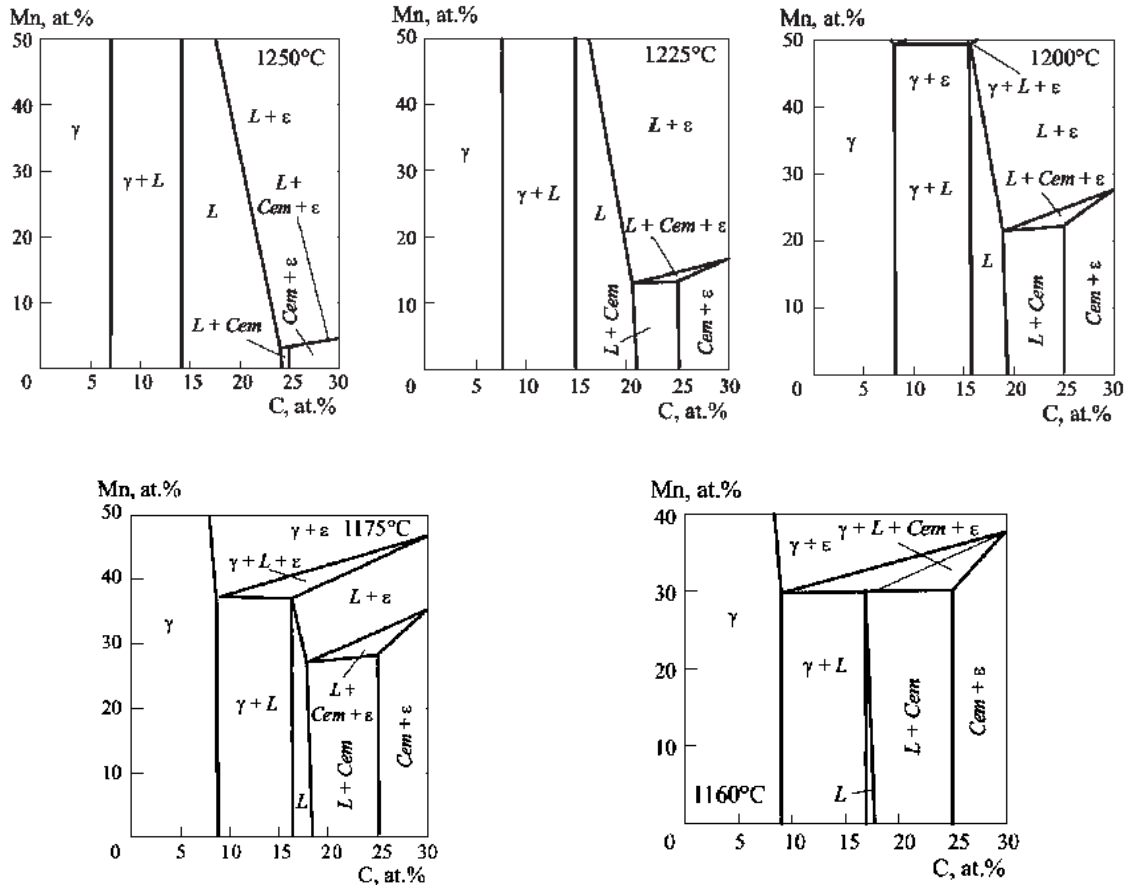
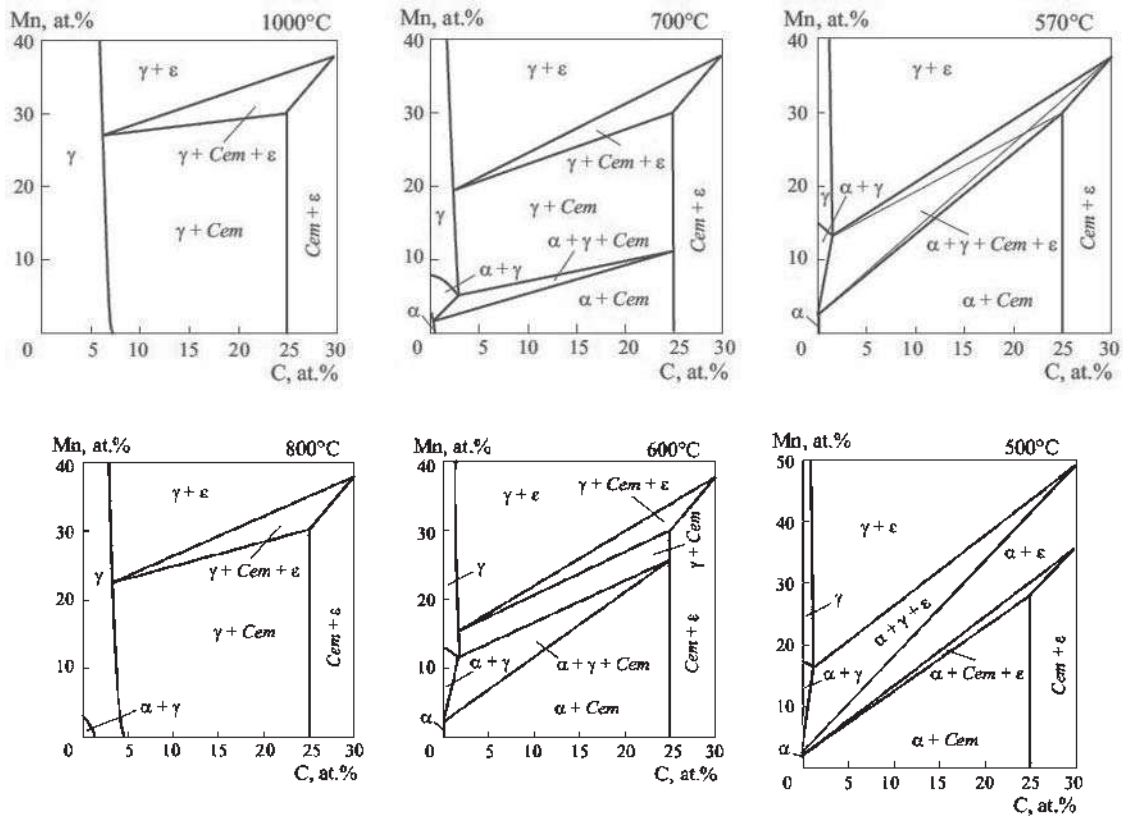


Figura 1.5 Secciones isotérmicas del diagrama Fe-C-Mn a 1250, 1225, 1200, 1175 y 1160°C correspondientes a las regiones de equilibrio: eutéctico, peritéctico, y eutéctico-peritéctico [22].

A partir de las secciones mostradas en la figura 1.5 se puede observar que las tres fases principales de equilibrio son: equilibrio $L + \epsilon \leftrightarrow Cem$ y equilibrio eutéctico $L \leftrightarrow \gamma + \epsilon$. Debido al incremento en el contenido de Mn el triángulo del equilibrio se desplaza lentamente hacia abajo la escala de temperatura de 1258°C (0% Mn) a 1160°C (a 29.6% Mn). Por otro lado, el triángulo eutéctico mueve hacia arriba la escala de temperatura con el incremento en el contenido de Mn, pero en este caso la intensidad de la influencia de Mn es baja. A temperaturas por debajo 1160 °C el triángulo eutéctico $\gamma - Cem$ se divide en dos triángulos: eutéctico $\gamma + L + Cem$ y un triángulo eutectoide $\gamma + Cem + \epsilon$. El triángulo eutéctico se desplaza a 1147 °C en el sistema inicial. Se puede observar los efectos del Mn en la temperatura del equilibrio eutéctico $L \leftrightarrow \gamma + Cem$ débilmente. El desplazamiento del triángulo eutectoide $\gamma + Cem + \epsilon$ se presenta en las secciones isotérmicas por debajo de 1160°C. Los cálculos de estas secciones se desarrollaron en etapas. Ya que el Mn disminuye la temperatura de equilibrio eutectoide $\gamma \leftrightarrow \alpha + Cem$, los triángulos del

equilibrio eutectoide se fusionan (por debajo de 727°C) y forman una región de equilibrio de fases eutectoide-peritectoide $\gamma + Cem \leftrightarrow \alpha + \varepsilon$. La condición de este equilibrio (temperatura de alrededor de 570°C y contenido de Mn de 13.2% en austenita) ha sido determinado con el uso de las temperaturas dependientes de la solubilidad del Mn en austenita eutectoide. Los resultados de los cálculos fueron usados para graficar secciones isotérmicas del diagrama Fe-C-Mn a 1000, 800, 700, 600, 570, 500, y 400°C (figura 1.6).



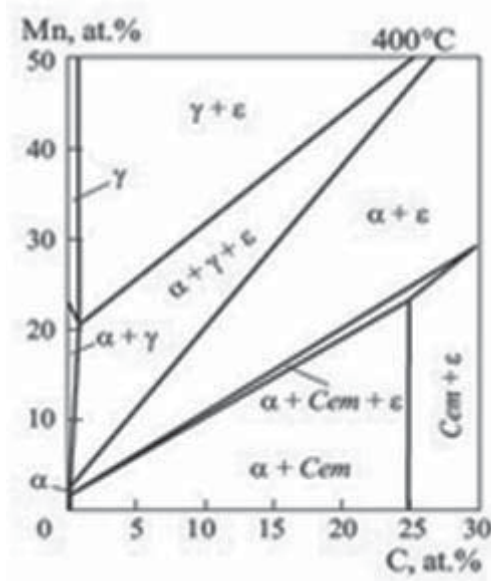


Figura 1.6 Secciones isotérmicas del diagrama Fe-C-Mn a 1000, 800, 700, 600, 570, y 400°C correspondiente a las regiones de equilibrio eutectoide, peritectoide, y eutectoide-peritectoide [22].

En el trabajo desarrollado por Sil'man, se determinó la presencia de un equilibrio eutectoide-peritectoide a 570°C y para las secciones construidas para 13 y 20% Mn Mn también se reúnen las secciones conocidas para el rango de temperaturas de 1200 y 600°C. La gran diferencia cuantitativa en este rango es la ubicación de la región de equilibrio eutéctico $\gamma + L + Cem$; en las secciones construidas existen muchos grados por encima de 1147°C, mientras que en las secciones conocidas se encuentran por debajo de esta temperatura[23].

Una diferencia cualitativa entre las secciones construidas y conocidas consiste en la presencia de regiones de fase ϵ en las secciones construidas. Las cuatro fases de la sección eutéctico son $\gamma + L + Cem + \epsilon$ a alrededor de 570°C, y la región de tres fases por encima y por debajo de las líneas horizontales de la región de equilibrio de cuatro fases. Otra diferencia consiste en el hecho que el dominio de concentración del diagrama en las secciones construidas sale fuera de los límites de la composición química de cementita y es limitada por la composición química de la fase ϵ .

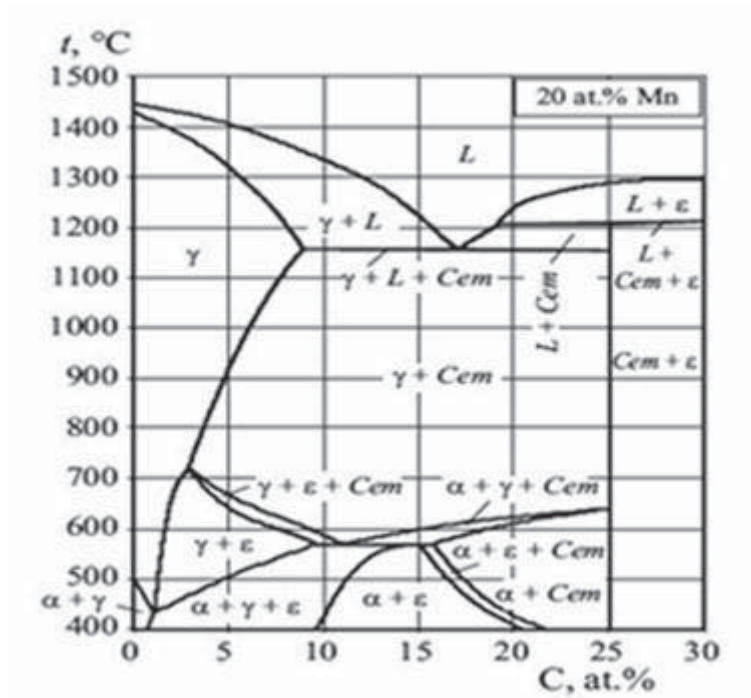


Figura 1.7 Sección politérmica del diagrama Fe-C-Mn con 20%Mn [23].

El conjunto de todas las secciones construidas hace posible pasar de una representación parcial a una general incluyendo una lista de las fases de equilibrio presentes en el sistema, tal y como se muestran en la tabla 1.2.

Tabla 1.2 Lista de fases de equilibrio del sistema Fe-C-Mn [23]

Numero de equilibrio	Tipo de fase de equilibrio	Naturaleza de equilibrio	Rango de temperatura °C
1	$\alpha + L \leftrightarrow \gamma$	Peritético	1500-1473
2	$L \leftrightarrow \gamma + \epsilon$	Eutéctico	ζ - 1160*
3	$L + \epsilon \leftrightarrow Cem$	Peritético	1258-1160
4	$L \leftrightarrow \gamma + Cem$	Eutéctico	1160-1147
5	$Cem \leftrightarrow \alpha + \epsilon$	Eutectoide	1160-570
6	$\gamma \leftrightarrow \alpha + Cem$	Eutectoide	727-570
7	$\gamma + \alpha + \epsilon$	Eutectoide	570- ζ
8	$Cem \leftrightarrow \alpha + \epsilon$	Eutectoide	570-290
9	$L + \epsilon \leftrightarrow \gamma + Cem$	Eutectico-Peritético	1160
10	$\gamma + Cem \leftrightarrow \alpha + \epsilon$	Eutectoide-Peritectoide	570

1.6 Endurecimiento por maclaje.

El segundo mecanismo importante por medio del cual los metales se deforman es conocido como maclaje o “twinning”. El maclaje resulta cuando una porción del cristal ocupa una orientación relacionada con la orientación del resto de la red que no presenta maclaje. La porción maclada del cristal es una imagen espejo de la matriz del cristal. El plano de simetría entre dos porciones es llamado “plano de maclaje”, es decir resulta de un movimiento de planos de átomos en la red, paralelo al plano específico de maclaje, de manera que la red se divide en dos partes simétricas diferencialmente orientadas. La cantidad de movimiento de cada plano de átomos en la región maclada es proporcional a su distancia del plano de maclaje, de manera que se forma una imagen espejo a través del plano de maclaje [24].

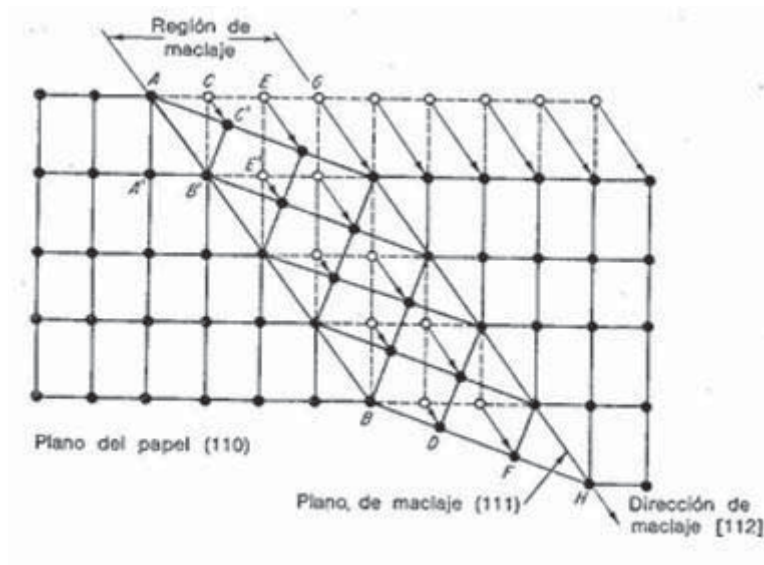


Figura 1.8 Diagrama esquemático de maclaje en una red FCC, “Principles of Physical Metallurgy”, 3ª. Ed., McGraw-Hill Book Company, Nueva York, 1953.

La figura 1.8 muestra el mecanismo de maclaje. El plano del papel es el plano (110) tomándose muchas celdas unitarias juntas. Cada plano (111) en la región de maclaje se mueve tangencialmente a la dirección [112]. La fracción CD se mueve un tercio de una distancia interatómica; la segunda fracción EF se mueve dos tercios de una distancia interatómica; y la tercera fracción GH, se mueve un espacio entero.

Si desde el átomo A' se traza una línea perpendicular al plano de maclaje (AB'), se tendrá otro átomo, C' , exactamente a la misma distancia del plano maclado, pero del otro lado. Lo mismo es cierto para todos los átomos en la región maclada, de modo que se tiene una imagen especular que refleja la porción no maclada. Como los átomos terminan en espacios interatómicos, se ha cambiado la orientación de los átomos o la distancia entre ellos. Generalmente la región maclada comprende el movimiento de un gran número de átomos y suele aparecer microscópicamente como una línea o banda ancha.

El mecanismo de deformación plástica por deslizamiento respecto al de maclaje difiere en los siguientes aspectos [24]:

- 1.- La cantidad de movimiento: En el deslizamiento, los átomos se mueven un número entero de espaciamentos interatómicos, en tanto que en el maclaje los átomos se mueven un número entero de espaciamentos interatómicos, en tanto que en el maclaje los átomos se mueven cantidades fraccionarias, dependiendo de su distancia desde el plano de maclaje.
- 2.- La apariencia microscópica: El deslizamiento aparece como líneas delgadas, en tanto que el maclaje aparece como líneas o bandas anchas.
- 3.- La orientación reticular: En el deslizamiento hay muy poco cambio en la orientación reticular, y los escalones son visibles solo en la superficie del cristal. Si los escalones se eliminan por pulido, no habrá evidencia de que ha habido deslizamiento. Sin embargo en el maclaje como hay diferente orientación reticular en la región maclada, la eliminación de los escalones por pulido superficial no destruye la evidencia del maclado. Adecuadas soluciones de ataque, sensibles a las diferencias de orientación, revelarán la región maclada.

1.6.1 Tipos de maclas.

Las maclas pueden ser producidas por deformación plástica o como resultado de recocido seguido de deformación plástica. El primer tipo se conoce como maclas mecánicas; las segundas son llamadas maclas de recocido. Las maclas mecánicas se forman en metales BCC o hcp bajo condiciones de velocidad máxima de carga (shock loading) y por disminución de temperatura. Los metales FCC no son ordinariamente considerados para

deformar por maclaje mecánico. Las maclas se pueden formar en un periodo de tiempo corto (pocos microsegundos), mientras que para el deslizamiento existe un cierto tiempo de retraso de varios milisegundos antes que la banda de deslizamiento se forme.

El maclaje ocurre en una dirección definida de un plano cristalográfico específico para cada estructura cristalina. El plano y la dirección de maclaje no son necesariamente los mismos que los del proceso de deslizamiento. En la tabla 1.3 se enlistan los planos de maclaje comunes, así como las direcciones en las distintas estructuras cristalinas. El maclaje no es un mecanismo de deformación dominante en metales que poseen muchos sistemas de deslizamiento posibles. El maclaje generalmente ocurre cuando los sistemas de deslizamiento son restringidos o cuando alguno incrementa el esfuerzo de corte crítico resuelto, así que el esfuerzo para el maclaje es más bajo que el esfuerzo para el deslizamiento [24].

Tabla 1.3 Planos y direcciones de maclaje [24].

Estructura Cristalina	Ejemplos típicos	Plano de maclaje	Dirección de maclaje
BCC	α -Fe, Ta	(112)	[111]
HCP	Zn, Cd, Mg, Ti	(10-12)	[-1011]
FCC	Ag, Au, Cu	(111)	[112]

La importancia del maclado en la deformación plástica no proviene de la deformación producida por el proceso de maclado, sino del hecho que los cambios en la orientación que resultan del maclaje puede colocar nuevos sistemas de deslizamiento en una orientación favorable con respecto al eje de esfuerzo de modo que el deslizamiento adicional pueda tomar lugar. Por lo tanto, el maclaje es importante en la deformación total de los metales con un bajo número de sistemas de deslizamiento, tal como en los metales HCP. Sin embargo, debe ser entendido que solo una relativa pequeña fracción del volumen total de un cristal se reorienta por maclaje, y por tanto metales HCP poseerán menos ductilidad que metales con un número mayor de sistemas de deslizamiento.

Las maclas de recocido son generalmente más anchas y con lados rectos, contrario a las maclas mecánicas o de deformación. La energía de los límites de las maclas de recocido es alrededor del 5% del promedio de la energía promedio de un límite de grano. La mayoría

de los metales FCC forman maclas de recocido. Su presencia en la microestructura es un buen indicativo que al metal le ha sido dada deformación mecánica previa al recocido, ya que es probable que crezcan de núcleos de macla producidos durante la deformación.

1.6.2 Fallas de apilamiento en aceros TWIP.

Las fallas de apilamiento que ocurren en los metales FCC, representan un error de la secuencia de apilamiento de los planos compactos. Para la estructura FCC, la secuencia de apilamiento de los planos de átomos está dada por el siguiente arreglo ABC ABC ABC. Para la estructura HCP, la secuencia de apilamiento está dada por AB AB AB [24].

Errores, o fallas, en la secuencia de apilamiento pueden ser producidos en la mayoría de los metales por deformación plástica. El plano de deslizamiento en un arreglo FCC, produce una falla de apilamiento por deformación por el proceso mostrado en la figura 1.9b. El deslizamiento ocurre entre una capa A y una B. La secuencia de apilamiento entonces se convierte ABC AC AB. Comparando esta secuencia de apilamiento con la secuencia de apilamiento para una estructura HCP sin fallas CA CA (figura 1.10) muestra que las fallas de apilamiento por deformación contienen cuatro capas de secuencia HCP. Por lo tanto, la formación de una falla de apilamiento en un metal FCC, es similar a la formación de una delgada región HCP. Otra manera en la cual una falla de apilamiento puede ocurrir en metal FCC, es por la secuencia mostrada en la figura 1.11. La secuencia de apilamiento ABC ACB CA se denomina extrínseca, o macla. Las tres capas ACB constituyen la macla. Así, las fallas de apilamiento en metales FCC pueden también ser considerados como mac las submicroscópicas de espesor atómico. La razón por la cual las mac las mecánicas no se forman fácilmente cuando los metales FCC son deformados es que la formación de fallas de apilamiento es más energéticamente favorable.

Las diferencias en el comportamiento de la deformación de los metales FCC son debidas a las diferencias en el comportamiento de la energía de falla de apilamiento. La creación de una región con empaquetamiento HCP, CA CA introduce una región con más alta energía libre que la estructura FCC. Una falla de apilamiento en metal FCC, cuando es visto desde el punto de vista de teoría de dislocaciones, es una dislocación de gran extensión compuesta de una delgada región HCP delimitada por dislocaciones parciales.

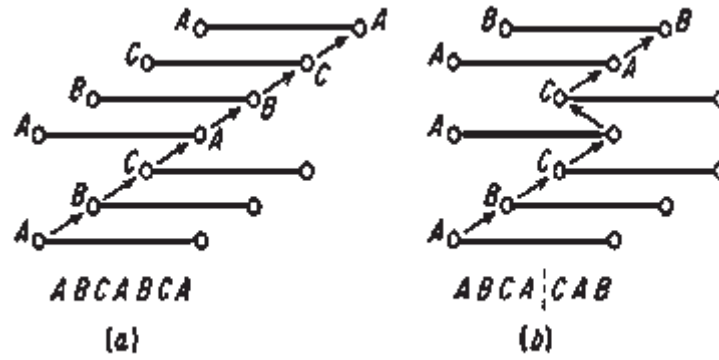


Figura 1.9 Estructura con fallas. (a) Empaquetamiento FCC; (b) falla por deformación en FCC [24].

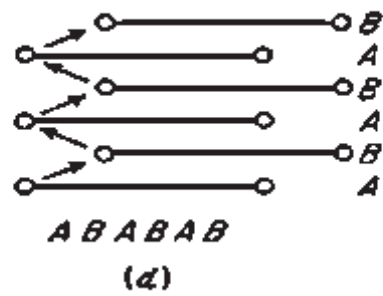


Figura 1.10 Estructuras de fallas. (d) Empaquetamiento HCP [24].

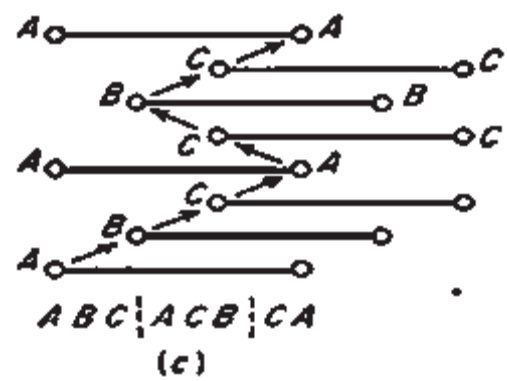


Figura 1.11 Estructura de fallas. Macla por falla en empaquetamiento FCC [24].

1.6.3 Energía de falla de apilamiento en aceros TWIP.

Las fallas de apilamiento tienen una energía característica por unidad de área denominada energía de falla de apilamiento SFE (J/m^2). En alto Mn, la martensita se puede formar

debido a de formación plástica, en reacciones tales como $\gamma(fcc) \rightarrow \epsilon - (hcp)$ o en dos pasos $\gamma - (fcc) \rightarrow \epsilon - (hcp) \rightarrow \alpha' (bcc)$. Además de esta transformación de fase, existen dos modos fundamentales por medio de los cuales los metales y aleaciones deforman plásticamente en un sentido homogéneo, deslizamiento de dislocaciones en un sistema de deslizamiento específico, y mecánico o de formación por maclado [25]. Estos modos de deformación están estrechamente relacionados a la energía de falla de apilamiento (SFE) de la estructura. Por lo tanto, la SFE ha sido utilizada para predecir la tendencia al maclado en los aceros TWIP. La composición química y la temperatura son conocidos como los principales factores que contralan la SFE, y por tanto, el mecanismo de deformación por maclado, como se muestra en la figura 1.12. Si la SFE es muy baja (≤ 20 mJ/m²), la martensita inducida por plasticidad se ve favorecida. SFE por arriba de 25 mJ/m² suprime la transformación de fase martensita y favorece el maclaje mecánico hasta valores de SFE ≤ 60 mJ/m². Sin embargo, la intensidad del maclado y tipo de maclas cambian con la SFE, así que con una relativamente baja SFE (≈ 25 mJ/m²), la densidad de maclas es elevada y el maclaje localizado a fina escala ocurre de manera total, dando una deformación casi homogénea. A valores de SFE elevados (≥ 60 mJ / m²), la descomposición de dislocaciones en dislocaciones parciales se dificulta, y por lo tanto, el deslizamiento de dislocaciones perfectas es el mecanismo de deformación dominante. Por lo tanto, aleaciones con tendencia intermedia de SFE muestran maclaje mecánico en lugar de transformación de fase o deslizamiento de dislocaciones, como lo reporta Rohatgi y colaboradores [26].

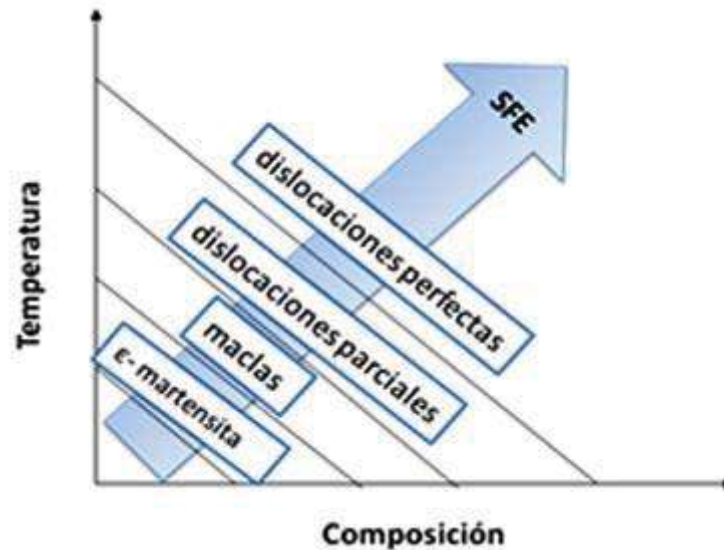


Figura 1.12 Representación esquemática de la influencia de la SFE sobre las características de la deformación de la austenita [15].

1.6.4 Influencia de las variables del material sobre la deformación por maclado.

1.6.4.1 Dependencia de la orientación y el esfuerzo de corte crítico resuelto (ECCR).

Cuando el maclado es causado por un esfuerzo externo, las fuerzas aplicadas contribuyen a la formación de maclas, es decir, que el esfuerzo cortante a través del plano de maclado y el esfuerzo resuelto en la dirección de maclado deben ser positivos. Una diferencia importante entre el maclado y la deformación por deslizamiento, es que el maclado está polarizado, es decir, es contrario a la dirección de η_1 (dirección del cizallamiento), esta dirección no producirá una macla. Esto significa que de un cristal de orientación dada con respecto a un esfuerzo uniaxial aplicado, algunas variantes de un modo de maclado particular deben operar sólo en tensión, mientras que en otros deben operar sólo en compresión. Si el cristal está completamente maclado, se deduce que todas las direcciones en el sector inicialmente obtuso entre K_1 y K_2 (primer y segundo plano sin deformación), habrán aumentado de longitud, mientras que todas las direcciones en el sector agudo tienden a disminuir [27].

1.6.4.2 Temperatura.

El maclado en muchos de los metales BCC, FCC o HCP y en compuestos intermetálicos, semiconductores, etc, aumenta en importancia con la disminución de temperatura. Esto se representa por medio de la curva esfuerzo-deformación que presenta aumentos menos escalonados a bajas temperaturas que el esfuerzo de fluencia para deformación plástica por

deslizamiento, en algunos casos, el esfuerzo de maclado medido disminuye levemente con la disminución de la temperatura [27].

Mahajan y Williams encontraron que los metales BCC tienen una dependencia negativa del esfuerzo de maclado con la temperatura, mientras que los metales FCC tienen una influencia positiva, no obstante una menor sensibilidad a la temperatura. Sin embargo, Red-Hill [28] enfatizó la dependencia positiva de la temperatura encontrada por Bolling y Richman [29], quienes concluyeron que la deformación ocurre principalmente por maclado, además de que el esfuerzo de fluencia tiende a crear una dependencia positiva a la temperatura y una dependencia negativa respecto a la deformación.

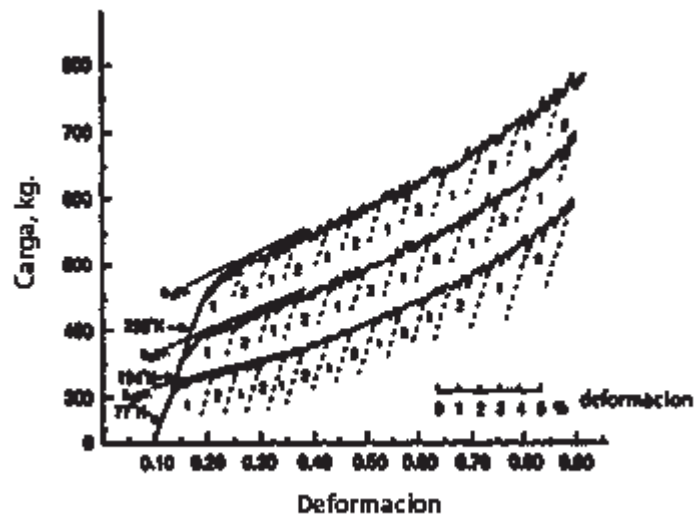


Figura 1.13 Curvas carga - deformación para tres cristales Fe-25Be del mismo tamaño y orientación de la deformación a diferentes temperaturas. [27]

En cualquier caso, si el esfuerzo de maclado aumenta menos rápido con la disminución de la temperatura que el esfuerzo de flujo, se puede esperar una transición al maclado. El efecto de la temperatura es probablemente más pronunciado en materiales BCC, para los cuales el aumento (dislocaciones) en el esfuerzo de fluencia con la disminución de la temperatura es grande, y menos obvio en materiales como los metales FCC, los cuales tienen esfuerzos de fluencia menos sensibles a la temperatura. En último de los casos, el esfuerzo de fluencia puede alcanzar el esfuerzo de maclado por endurecimiento por trabajado, y la transición del deslizamiento al maclado a medida que se controla la disminución de temperatura, al menos en parte, por la fuerte dependencia del valor de endurecimiento por trabajado de muchos materiales.

Tanto en materiales policristalinos como en monocristalinos puros de metales BCC, el efecto de la temperatura en la curva esfuerzo-deformación, es considerable. El maclado en metales y aleaciones FCC frecuentemente ocurre sin grandes caídas de carga y solo después de una deformación apreciable por deslizamiento, la contribución del maclado a la deformación general aumenta mientras que se reduce la temperatura. En metales y aleaciones FCC, la temperatura afecta no solo a la competencia entre el deslizamiento y el maclado, sino también al tipo de macla que se forma. Las aleaciones con valores muy bajos de SFE pueden experimentar a bajas temperaturas maclas localizadas en muy fina escala, y el resultado es una deformación casi homogénea. A mayores temperaturas o mayores SFE, se forman maclas convencionales más grandes.

1.6.4.3 Cantidad de deformación.

La cantidad de deformación y el efecto de la temperatura son asociados normalmente con un tipo de ecuación de Arrhenius, la cual es característica de un proceso activado térmicamente. Un cambio rápido en las propiedades con la temperatura, indica que esa propiedad tiene una alta sensibilidad a un valor impuesto y viceversa. La equivalencia general de altos valores de deformación y bajas temperaturas es válida para el maclado, la tendencia para sustituir maclado por deslizamiento, cambia muy lentamente con la temperatura, además de ser muy sensible a la deformación. Bajo condiciones de carga severa o de impacto, todos los materiales BCC y muchos FCC y HCP deforman solamente por maclado. Los materiales FCC con alta SFE, especialmente las aleaciones de Al, no presentan maclaje bajo condiciones normales de deformación.

Una estructura característica después de la carga de impacto consiste de una distribución uniforme de largas dislocaciones de tornillo. Esto es muy diferente de las estructuras de dislocación encontradas después de la deformación a temperatura ambiente con valores normales de deformación, pero es muy similar a las bien conocidas estructuras de dislocación de tornillo observadas después de deformación a bajas temperaturas. Las dislocaciones de tornillo inmóviles a menudo sirven para disociarse en embriones de maclado. Un esfuerzo de maclado aumentara, si se disminuye la temperatura y se produce un aumento en la deformación, ambos cambios son opuestos a los observados cuando el deslizamiento es térmicamente activado. Tales efectos relacionados con la temperatura y el valor de la deformación han sido encontrados en experimentos de otras aleaciones, por

identificado como el esfuerzo de fluencia necesario para desbloquear la fuente de dislocaciones preexistente o para crear espontáneamente una fuente de dislocaciones [27].

1.6.4.5 Composición química.

Se han hecho muchas investigaciones sobre el efecto de los solutos sustitucionales e intersticiales en el comportamiento del maclado en aleaciones de una sola fase, los resultados son complejos y difíciles de resumir, pero hay ciertos parámetros importantes que han sido identificados. El efecto de los solutos intersticiales en metales y aleaciones BCC disminuye casi invariablemente y quita al maclado como un mecanismo de deformación. Esto puede ser una simple consecuencia de la cristalografía del maclado. En una solución sólida intersticial desordenada BCC, los átomos intersticiales ocupan sitios octaédricos $\langle \frac{1}{2} 0 0 \rangle$ y $\langle \frac{1}{2} \frac{1}{2} 0 \rangle$ en forma aleatoria, pero solo $\frac{1}{3}$ de esos sitios son trasladados directamente por corte en sitios octaédricos de la estructura maclada. Los solutos sustitucionales, aumentan la tendencia de los metales BCC a ser deformados por maclaje, aunque los efectos de diferentes solutos son variables. Los solutos sustitucionales tienen un efecto pronunciado en el comportamiento de la deformación por maclado en metales FCC. Venables [27] encontró una relación aparente entre el esfuerzo de maclado y la SFE medida. Esta relación podría esperarse si el esfuerzo de maclado fuera de hecho un esfuerzo nucleante, y la nucleación involucra tanto las fallas espontáneas o fallas producidas por la disociación de una dislocación de red.

1.6.4.6 Deformación previa.

Varias investigaciones muestran que el maclado en Fe, Nb y Cr puede ser suprimido por una deformación previa aplicada a alta temperatura. La formación de maclas en Fe y Mo puede también suprimirse por una deformación previa. Una comparación de Rosenfield y colaboradores [30], muestra que la cantidad de deformación previa necesaria para suprimir el maclado depende de la cantidad de deformación aplicada subsecuentemente. El maclado en hierro, previamente deformado, puede restablecerse por un envejecido.

Boucher y Christian [31], examinaron el efecto de la dislocación sub-estructural en el comportamiento al maclado de cristales de Nb y encontraron lo siguiente: (i) Después de pequeñas deformaciones previas del orden de 0.5%, se observaron más maclas que en cristales que no fueron previamente deformados. (ii) La deformación previa requerida para

suprimir completamente el maclado a 77 °K es más pequeña cuando la subestructura producida tiene una distribución homogénea de dislocaciones de tornillo, y mayor cuando la distribución es heterogénea. (iii) La cantidad de deformación previa para suprimir el maclado también depende de la temperatura final del ensayo, y aumenta a medida que la temperatura disminuye.

Un análisis de estos resultados lleva a la conclusión de que el efecto principal de la estructura presente es inhibir el crecimiento del maclado. Sin embargo, los experimentos de Mahajan [32] en hierro altamente predeformado mostraron que la subestructura causa fragmentación de maclas pero no parece afectar su valor de propagación significativamente. Sobre esta base, la deformación previa inhibe la nucleación más que el crecimiento.

1.6.4.7 Precipitados y partículas de segunda fase.

La influencia en el comportamiento de maclado del tamaño, distribución y fracción volumétrica de las partículas de segunda fase, así como otros factores como la coherencia de la interfase de la interfase no ha sido investigada. Los elementos intersticiales en exceso de sus límites de solubilidad, tienden a suprimir el maclado en el Nb [33]. El envejecimiento o precipitación en otras aleaciones, también conlleva un retraso en la supresión del maclado. En algunos casos, parte de este efecto es debido a la dificultad o imposibilidad de propagar maclas a través de límites coherentes e incoherentes, y parte se debe a las complejas estructuras de dislocación producidas cuando el compuesto comienza a deformarse.

La supresión del maclado por partículas incoherentes BCC ha sido comparada con la deformación previa, ya que se forman subestructuras dislocadas similares alrededor de las partículas. Mahajan y colaboradores [34], han dado una explicación más elaborada del micromaclado: este maclado se atribuye a esfuerzos diferenciales de fricción (o fuerzas de Peierls-Nabarro) en regiones ricas en Cr y Fe. Las partículas dispersas en Níquel también previenen el maclado, aun bajo condiciones de cargas de impacto. Sin embargo, hay resultados opuestos para el maclado en aleaciones Fe-4.6at%Be. En la parte inicial de precipitación, cuando se forman grupos finamente dispersos, el maclado es suprimido completamente. Pero las maclas pasan aparentemente sin impedimento a través de partículas aisladas de FeBe₂ cuando se han formado en grupos tardíos de precipitados.

1.7 Tratamientos térmicos de los aceros TWIP.

Los tratamientos térmicos son un proceso industrial que comprende el cambio de estructura, y por lo tanto, el cambio de las propiedades de las aleaciones, mediante el calentamiento hasta una determinada temperatura, exponiendo la aleación a esta temperatura durante cierto tiempo y enfriamiento posterior a una velocidad controlada, con el propósito de obtener determinadas condiciones deseables. La adición de los elementos microaleantes (B, Nb, V y Ti) en el acero TWIP, modifica las condiciones generales de la microestructura generada durante los procesos de tratamientos térmicos, generando las condiciones necesarias para minimizar el efecto del crecimiento de grano, con lo que se modifican favorablemente sus propiedades, a través de la precipitación en la fase de carburos, nitruros y carbonitruros los cuales detienen el crecimiento de grano.

1.7.1 Tratamiento térmico de homogenización.

El tratamiento térmico de homogenización tiene como finalidad homogenizar la composición química de las piezas que por diversas causas mantienen composiciones heterogéneas en diversos puntos de estas (efecto “coring”), defecto común en piezas provenientes de procesos de colada. El tratamiento térmico de homogenización es de una sola etapa, y los valores de las variables temperatura y tiempo deben permitir los procesos de difusión. Por lo tanto, se realiza a temperaturas elevadas y con grandes tiempos de permanencia, es por ello que posterior a la fabricación de las aleaciones TWIP con la presencia de los elementos de microaleación B, Nb, V y Ti, son sometidas a este proceso con la finalidad de transformar la estructura dendrítica proveniente de la solidificación en el lingote y regenerarla para obtener granos más homogéneos y distribuidos en función del comportamiento de los elementos microaleantes presentes en cada una de las aleaciones. El tratamiento térmico de homogenización en aceros TWIP es importante, si se desea uniformizar la composición química.

Bhattacharya y colaboradores [35], estudiaron el comportamiento de dos aceros alto manganeso cuya diferencia radica en porcentaje de C. Fueron homogenizados, laminados en caliente, sometidos a un recocido de relevado de esfuerzos, para finalmente ensayarse bajo tracción. La temperatura de homogenización usada fue de 1100 °C durante 2 hr. Durante la caracterización de la estructura dendrítica y después del tratamiento térmico de homogenización se mantuvo la estabilidad de la fase austenita, además de ser única fase. En

cuanto al resultado de sus propiedades mecánicas, obtuvieron que el acero TWIP con elevado contenido de C registró el mayor porcentaje, el cual corresponde al 55% con una resistencia máxima de 650 MPa.

1.7.2 Tratamiento térmico de solubilización.

En las aleaciones TWIP, cobra un sentido significativo el tratamiento térmico de recocido de solubilización, ya que los mecanismos metalúrgicos que se llevan a cabo durante el procesamiento termomecánico previo, en este caso laminado en caliente, como transformaciones de fase y crecimiento de grano juegan un papel muy importante sobre el control del tamaño de grano, es por ello que el tratamiento térmico de solubilizado, permite modificar la microestructura heterogénea generada durante el proceso termo-mecánico, y de esta manera determinar el grado de recrystalización y el aumento del tamaño de grano en función de la interacción de los elementos microaleantes.

Yoo y colaboradores [36] llevaron a cabo varios tratamientos térmicos de solubilizado, en los cuales la variable fue el tiempo, usando como temperatura de tratamiento 1000°C. Para los distintos tiempos de permanencia los tamaños de grano promedio obtenidos fueron, para 1 min 5µm; 10 min. 8µm, y finalmente para un tiempo de 1 hr. el tamaño de grano fue de 38 µm. En base a los ensayos de difracción de rayos-X, se mantuvo el acero completamente austenítico.

1.7.3 Tratamiento térmico de recrystalización estática.

Debido a la importancia que representa el tamaño de grano en operaciones industriales y debido a que con el refinamiento del tamaño de grano se mejoran las propiedades mecánicas, es esencial estudiar el grado de recrystalización y el tamaño de grano austenítico obtenidos en función de la composición química, elementos microaleantes y porcentaje de deformación previa que contribuye a los mecanismos de difusión atómica, mediante el tratamiento térmico de recrystalización estática, el cual comprende la formación de nuevos granos, libres de deformación formados por nucleación y crecimiento a expensas de los granos deformados previamente en frío.

Kang y colaboradores [37] estudiaron el tratamiento térmico de recrystalización estática, en donde sus condiciones óptimas de tratamiento fueron las siguientes, una temperatura de tratamiento de 700°C con un tiempo de permanencia de 10 min y con un porcentaje previo

de deformación en frío de 60%, con lo cual obtuvieron un tamaño de grano recristalizado de 2.8 μ m.

CAPITULO II

Procedimiento experimental.

2.1 Materiales y composición química.

El presente trabajo de investigación parte del diseño y fabricación de cinco composiciones de acero TWIP, a) TW -Ref (Mn-C-Al-Si) b) TW-Ti c) TW -V d)TW-B e)TW-Nb, en el Laboratorio de Fundición del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas de la UMSNH, en un horno de inducción con capacidad máxima de 250 kg . El análisis de composición química se muestra en la tabla 2.1 . Es importante mencionar la propu esta en cuanto al porcentaje de Mn que se hace en este proyecto, la cual resulta de gran relevancia si se compara con los elevados porcentajes de los diferentes aceros fabricados por otros grupos de investigación, adicionalmente el efecto que tienen cada unos de los elementos de microaleación. Estos aceros fueron empleados para la realización de los tratamientos térmicos de homogenización, solubilización y recristalización estática; así como para el análisis de las condiciones de solidificación, laminación en caliente y deformación plástica previa del 40%.

Tabla 2.1 Composición química de los aceros TWIP fabricados (% en peso).

Acero TWIP	C	Mn	Al	Si	B	Nb	V	Ti
TW-Ref	0.41	21.2	1.5	1.5				
TW-B	0.43	22.4	1.5	1.45	0.012			
TW-Nb	0.48	22.5	1.6	1.4		0.07		
TW-V	0.4	22.3	1.7	1.46			0.21	
TW-Ti	0.4	22.4	1.6	1.4				0.19

2.2 Condición de solidificación (As-Cast).

Con la finalidad de estudiar el efecto de los elementos de microaleación en los aceros TWIP en condición de colada o solidificación en lingotera metálica, se caracterizaron metalográficamente utilizando muestras de 1 x 1.5 x 2.5 cm, desbaste burdo previo con lijas de SiC de diferentes grados (320-1500 grit) y pulido fino con pasta de diamante de alta concentración (6, 3, 1 y 0.1 μm). La microestructura se reveló mediante ataque químico por inmersión utilizando una solución de Nital al 10% y observada en un microscopio óptico.

2.3 Tratamiento térmico de homogenización.

El tratamiento térmico de homogenización de los cinco aceros TWIP se llevó a cabo en un horno de resistencias eléctricas a una temperatura de 1200 °C, las dimensiones de las probetas fueron de (2.5 x 2.5 x 5cm.), con un tiempo de permanencia de 5 hrs., permitiendo de esta manera la activación de los procesos difusivos. La característica principal de este tratamiento térmico es la alta temperatura junto con un tiempo de permanencia prolongado y un enfriamiento lento. Debido a estas condiciones de tratamiento el crecimiento de grano es inevitable. La figura 2.1 muestra el ciclo térmico llevado a cabo en este caso, teniendo un velocidad de calentamiento de 5°C/min hasta estabilizar a una temperatura de 1200°C durante 5 hrs. Para posteriormente llevar a cabo el enfriamiento dentro del horno.

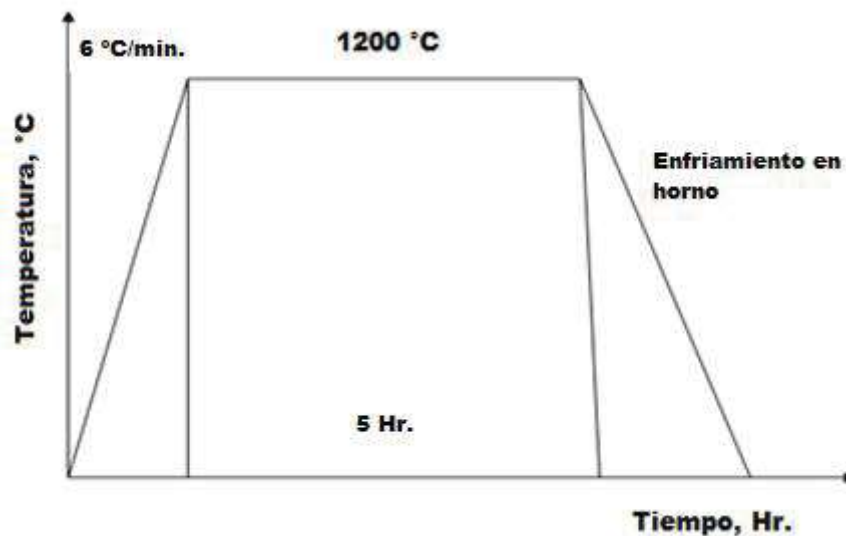


Figura 2.1 Ciclo de térmico del tratamiento de homogenización para los aceros TWIP.

2.4 Condición de laminación en caliente (As-Rolled).

El cambio en el tamaño de grano y en la morfología que experimentan los aceros TWIP después de la deformación plástica o de un tratamiento termomecánico (laminación en caliente + enfriamiento controlado) en función de los elementos microaleantes presentes, es el objetivo primordial del estudio de la condición de laminación en caliente, ya que con ello se podrán establecer comparaciones del grado de recristalización y el tamaño de grano austenítico obtenido en el tratamiento térmico que se llevara a cabo posteriormente. El tratamiento termomecánico se llevo a cabo en el laboratorio de Deformación Plástica del

Instituto de Investigaciones Metalúrgicas en la UMSNH, en un laminador reversible de 50 Ton. En todos los casos, la deformación total en las pasadas fue del 60%, el diámetro de los rodillos es de 175 mm, velocidad real de 28.5 rpm (se determinó midiendo el tiempo por cada 10 vueltas). El ciclo de tratamiento termomecánico fue llevado a cabo tal y como se presenta en la figura 2.2, la temperatura de laminación fue de aproximadamente 1200°C, la temperatura de fin de laminación fue de $\approx 950^\circ\text{C}$ y la carga constante del laminador de 50 Ton. Para posteriormente llevar a cabo un relevado de esfuerzos a 600°C con un tiempo de permanencia de 4 Hr.

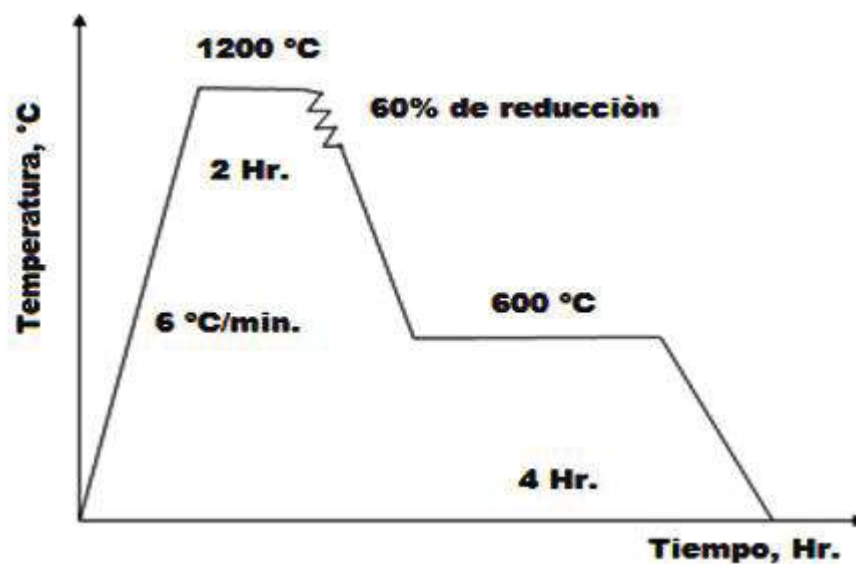


Figura 2.2 Ciclo térmico del tratamiento termomecánico para los aceros TWIP.

2.5 Tratamiento térmico de solubilizado.

Posterior al tratamiento termomecánico, cada uno de los aceros TWIP fue sometido a un tratamiento térmico de solubilizado, permitiendo de esta manera modificar la estructura heterogénea generada durante la deformación plástica, y de esta manera evaluar la influencia de los elementos microaleantes en cuanto a la inhibición del tamaño de grano. Se utilizaron probetas cilíndricas de 5 mm de diámetro por 10 mm de longitud, el tratamiento térmico se llevó a cabo en un horno tubular de alta temperatura Hobersal ST-16 con atmósfera inerte de gas Argón, con la finalidad de evitar la oxidación del acero. Posterior al tiempo de permanencia, las probetas fueron enfriadas directamente en agua a temperatura ambiente. El ciclo térmico fue llevado a cabo tal y como se muestra en la

figura 2.3, la temperatura a la cual se realizó fue 1200°C , con una velocidad de calentamiento de $6^{\circ}\text{C}/\text{min}$. Una vez estable la temperatura durante 15 min, se prosiguió con un enfriamiento en agua (temple).

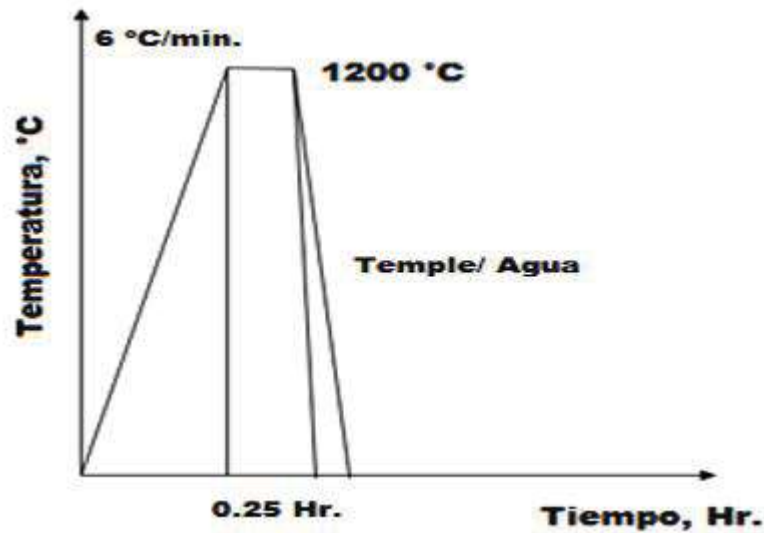


Figura 2.3 Ciclo térmico del tratamiento térmico de solubilizado para los aceros TWIP.

2.6 Deformación plástica en frío (40%).

La condición de deformación plástica en frío se llevó a cabo en una máquina Instron 5585H, la cual cuenta con una celda de carga de 250 kN además de estar equipada con un videoextensómetro tal y como se ilustra en la figura 2.5a. Las probetas planas empleadas fueron de tamaño reducido para ensayo de tracción, según la norma ASTM E8 (figura 2.5b). Las cuales fueron obtenidas mediante “mecanizado por hilo” en el Centro Tecnológico de Manresa (CTM-España) previo tratamiento de solubilizado, dicho método fue especialmente elegido porque no introduce ningún tipo de deformación y es también llamado maquinado por descargas eléctricas (EDM- Electric Discharge Machining), consiste de un hilo conductor muy delgado que circula constantemente a través de la pieza desde una bobina, en una forma parecida a una sierra de banda. Este proceso se realiza en un baño de agua ionizada. La trayectoria del hilo es controlada por computadora, lo que permite producir formas muy complejas. El hilo metálico suele ser fabricado de latón o de zinc, con diámetros que oscilan entre los 0.05 mm y 0.33 mm o de tungsteno para hilos de 0.025 mm.

El ensayo se lleva a cabo de la siguiente manera: i) Se mide la longitud de las probetas. ii) Se marca la zona de alargamiento y estricción con dos puntos blancos para posteriormente colorear de negro la probeta para que no refleje al videoextensómetro como se muestra en la figura 2.6a. iii) Se lleva a cabo el ensayo a temperatura ambiente hasta una deformación plástica total del 40 con ayuda del software Bluehill (figura 2.6b). iv) Las dos marcas previas sirven de referencia para hacer nuevamente una medición final mediante un sensor infrarojo, y de esta manera calcular el porcentaje de alargamiento en cada una de las probetas.

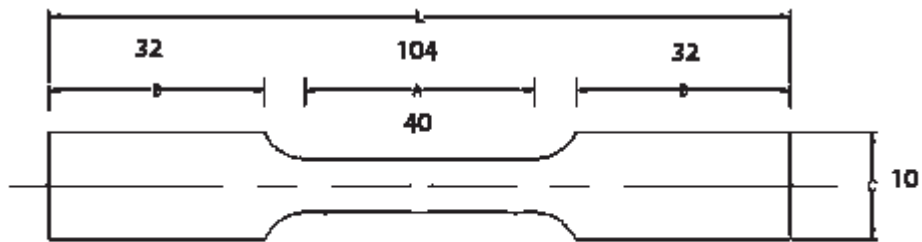


Figura 2.4 Probeta plana de tracción según norma ASTM E8, en la cual se hacen dos marcas de referencia y se colorea de negro.

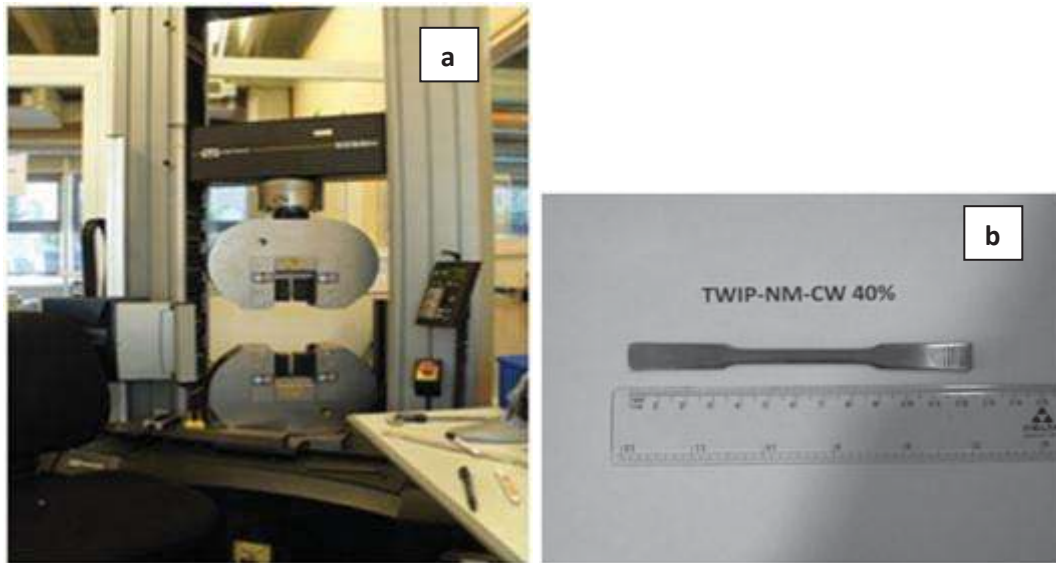


Figura 2.5 (a) Máquina Instron 5585H donde se llevaron a cabo los ensayos de tracción al 40%. (b) Probeta plana de tracción, según norma ASTM E8.

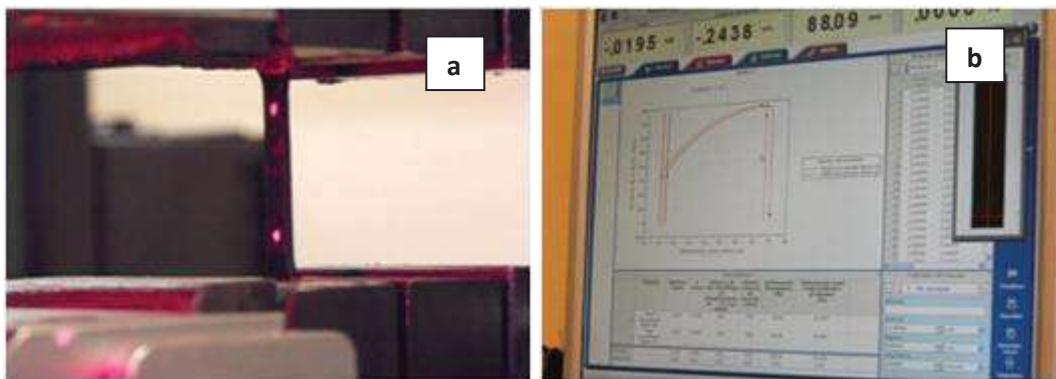


Figura 2.6 (a) Muestra las marcas que se le hacen a la probeta, las cuales se miden nuevamente al finalizar el ensayo. (b) Muestra el control de la deformación aplicada a la probeta mediante el software Bluehill.

2.7 Tratamiento térmico de recristalización estática.

Una vez aplicado el 40 % de deformación a los diferentes aceros TWIP, se procedió a la realización del tratamiento térmico de recristalización estática (figura 2.9). El cual se llevó a cabo a dos temperaturas y tiempo constante, en un horno tipo mufla Felisa® programable (figura 2.7), a mane ra estudiar el efecto de la temperatura sobre el porcentaje de fracción recristalizada, así como del tamaño d e grano promedio r ecristalizado. Las probetas deformadas fueron seccionadas y cortadas como se ilustra en la figura 2.8b. Los cortes 2 y

4 fueron utilizados para las temperaturas de 650 y 750°C respectivamente, mientras que el corte 1 fue para el análisis de la condición previa de deformación plástica.



Figura 2.7 Mufla programable para realización del tratamiento térmico de recristalización estática a 650 y 750°C.

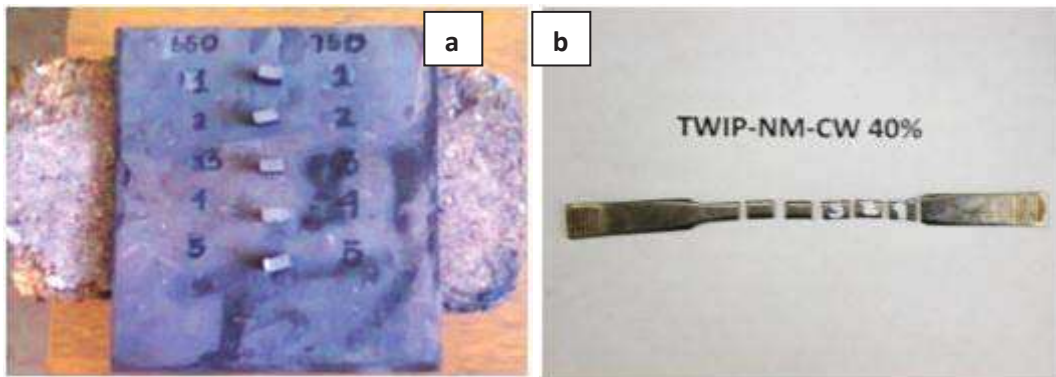


Figura 2.8 Seccionamiento y corte de la probeta de tracción para la realización del tratamiento térmico.



Figura 2.9 Acomodo de las probetas dentro de la mufla de laboratorio.

El ciclo térmico se presenta en la figura 2.10. En la primera etapa, se elevó la temperatura hasta 450°C , manteniendo un tiempo de 15 min. Posteriormente, se incrementó la temperatura hasta $650^{\circ}\text{C}/750^{\circ}\text{C}$ según el caso, a una velocidad de calentamiento de $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ y teniendo un tiempo de permanencia de 12 min. Para después proceder a un enfriamiento al aire.

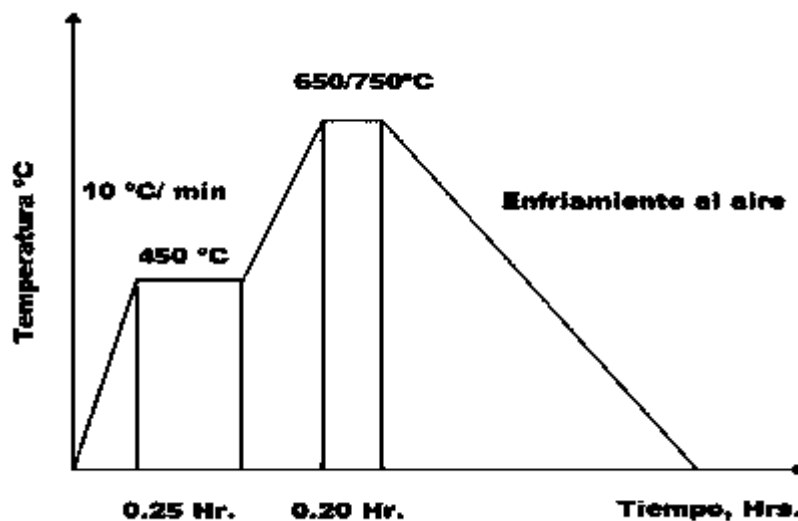


Figura 2.10 Ciclo térmico de tratamiento térmico de recristalización estática a 650 y 750°C para los aceros TWIP.

2.8 Caracterización metalográfica mediante microscopía óptica (LOM).

Para analizar el efecto de los elementos de microaleación Ti, V, Nb y B bajo las condiciones de tratamiento térmico mencionado en los apartados 2.2-2.7, se llevó a cabo la

caracterización metalográfica mediante microscopía óptica (Light Optical Microscopy, LOM). En general, el procedimiento de preparación previa consiste de desbaste burdo. La microestructura fue revelada mediante ataque químico por inmersión utilizando una solución concentrada de Nital al 10%, para de esta manera ser observada en un microscopio óptico invertido Nikon Epiphot 300.

2.8.1 Seccionamiento y corte de probetas.

Las probetas se obtuvieron a partir de los diferentes cortes de los lingotes de aceros TWIP, posteriormente seccionadas en una cortadora ISOMET 1000 marca Buehler con disco abrasivo a una velocidad de 350 rpm como se muestra en figura 2.11.



Figura 2.11 Cortadora ISOMET 1000 marca BUEHLER utilizada para el corte de probetas de los aceros TWIP.

2.8.2 Desbaste burdo.

Una vez cortadas las probetas y con la finalidad de eliminar las líneas de corte y obtener una superficie lisa, se utilizaron lijas de carburo de silicio con diferentes granulometrías desde 320 a 2000 grit, esta operación fue llevada a cabo en una desbastadora con circulación constante de agua.

2.8.3 Pulido fino.

Con el objetivo de eliminar las líneas de la última lija (2000) y obtener una superficie con acabado espejo, las probetas fueron pulidas en una pulidora semi-automática LECO, Spectrum System 10000 a 150 rpm, utilizando pasta de diamante de alta concentración de 6, 3, 1 y 0.1 μm y como lubricante una solución diamante LECO (80% de alcohol y 20%

concentrado de solución de diam ante LECO). A man era de eliminar las impure zas presentes generadas durante el pulido, las probetas se sometieron a una limpieza ultrasónica durante 5 minutos, (figura 2.12).



Figura 2.12 Limpiador ultrasónico Branson 1510 utilizado para eliminar impurezas en los aceros TWIP.

2.8.4 Ataque químico.

Debido a que a no se contaba con un a metodología previamente establecida para el revelado de la micro estructura para este tipo de aceros, se tuvieron que realizar varios procedimientos preliminares de ataque, los cuales consistieron en la variación del tiempo de inmersión, conc entración y temperatura del reactivo Nital al 10%. Lográndose de esta manera, establecer un procedimiento óptimo que gara ntiza el revelado de la microestructura, como se muestra en la tabla 2.2.

Tabla 2.2 Condiciones óptimas de ataque químico obtenidas para cada una de las condiciones de tratamiento térmico del acero TWIP.

Condición de acero	Reactivo	Tiempo
TWIP		
As-cast	Nital 10% en caliente 60° C	60-80 seg.
Homogenizado	Nital 10% en caliente 40°C	150-180 seg.
Laminación en caliente	Nital 10%	8-13 seg.
Solubilizado	Nital 10%	60-80 seg.
Deformación 40%	Nital 10%	20-45 seg.
Recristalización estática	Nital 10%	10-15 seg.
650 Y 750 °C		

2.8.5 Determinación de tamaño de grano.

Una vez obtenidas las micrografías, se dio paso a la determinación del tamaño de grano austenítico con la ayuda del software Sigma Scan Pro®. Se seleccionó un método de “recalque en acetato”, esta técnica consiste en marcar cada uno de los límites de grano presentes en las imágenes obtenidas mediante microscopía óptica en una hoja de acetato con un plumón, de manera que se puedan apreciar con claridad y la mayor definición posible cada uno de ellos, tal y como se muestra en la figura 2.13b. Una vez marcados los límites, la imagen es escaneada para su manipulación digital posterior, a manera de asegurar la mayor calidad de imagen posible, se hizo uso del programa Photoshop en su versión CS5 para obtener el mayor grado de contraste en las imágenes y de esta manera obtener mediciones estadísticas confiables (figura 2.13c).

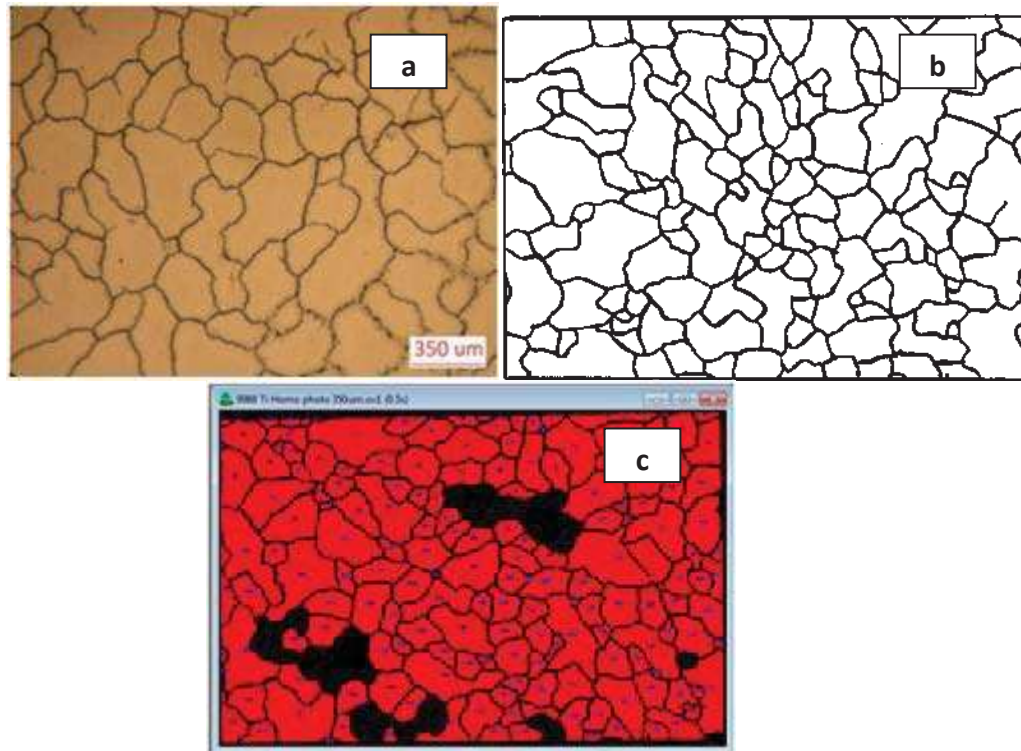


Figura 2.13 Secuencia para la obtención de tamaño de grano austenítico. (a) Obtención de la metalografía. (b) Utilizando una hoja de acetato se hace el recalque de los límites de grano para su posterior escaneo. (c) Mediante el software Sigma Scan Pro® se obtienen las mediciones estadísticas requeridas.

2.9 Caracterización estructural mediante difracción de Rayos-X.

Con el objetivo de identificar las fases cristalinas presentes en su aspecto cualitativo, se emplea la técnica de caracterización de Rayos-X, que utiliza un haz de electrones que atraviesa un cristal. Al entrar en contacto con el cristal, el haz se divide en varias direcciones debido a la simetría y agrupación de los átomos, y por efecto de difracción da lugar a un patrón de intensidades que puede interpretarse según la ubicación de los átomos de los cristales, cumpliendo la ley de Bragg.

Cuando el haz de Rayos-X incide sobre un cristal, provocará que los átomos que conforman a este dispersen a la onda incidente, tal que cada uno de ellos produce un fenómeno de interferencia que para determinadas direcciones será destructivo y para otras constructivo, surgiendo así el fenómeno de difracción. La información que proporciona el patrón de difracción de Rayos-X, se puede ver como dos aspectos diferentes pero complementarios. Por un lado, la geometría de las direcciones de difracción (condicionadas

por el tamaño y forma de la celda elemental del cristal) ofrecen información sobre el sistema cristalino. Y por otro lado, la intensidad de los rayos difractados está íntimamente relacionada con la naturaleza de los átomos y las posiciones que ocupan en la red, y su medición constituye la información tridimensional necesaria para conocer la estructura interna del cristal.

2.9.1 Procedimiento general $\theta/2\theta$: equipo y condiciones.

Los ensayos fueron realizados en un difractómetro D5000 S SIEMENS® (figura 2.14), perteneciente al Instituto de Investigaciones Metalúrgicas- UMSNH. El barrido de las muestras se llevó a cabo en rango angular $\theta/2\theta$ de 30 a 120°, con la finalidad de recopilar la mayor cantidad de información posible de la estructura cristalina, así como los valores de los ángulos 2θ a los cuales se encuentran asociadas las fases presentes en las diferentes condiciones de tratamiento de los aceros TWIP bajo estudio.

Las condiciones generales del ensayo fueron las siguientes: i) Ángulo $\theta/2\theta$ = de 30 a 120°. ii) Velocidad de barrido = 4 seg x paso. iii) Tamaño de muestra= 1 x 1 x 1 cm. iv) Amperaje=5 mA. v) Voltaje=20 kV.



Figura 2.14 Difractómetro Siemens D5000® empleado para los ensayos de difracción de Rayos-X.

2.9.2 Procesamiento de información.

Para identificar cada una de las fases presentes, se llevó a cabo una revisión bibliográfica (anexo A) de los picos de difracción encontrados en trabajos de investigación previos de aceros TWIP. A partir de la información recopilada se elaboró una base de datos de los valores de ángulo 2θ a los cuales se encuentran asociadas las fases presentes obtenidas en cada una de las aleaciones TWIP, y de esta manera facilitar su identificación. Cada uno de los difractogramas obtenidos se graficó en el software Origin® en su versión 8.

2.10 Caracterización mediante microscopía electrónica de barrido (SEM).

Debido a las ventajas que presenta el microscopio electrónico de barrido como la alta resolución, extensiva profundidad de campo y el gran rango de ampliificaciones, resultó la técnica de caracterización adecuada para analizar las fracciones macladas presentes en la condición de deformación plástica en frío al 40%, además de ahondar en detalles sobre el crecimiento de los nuevos granos recristalizados libres de deformación en la condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 650 y 750°C. Además de obtener los espectros SEM-EDS, que permitieron un análisis semi-cuantitativo de las partículas precipitadas presentes debido a la presencia de los elementos microaleantes. El microscopio electrónico de barrido JEOL utilizado pertenece al Instituto de Investigaciones Metalúrgicas, modelo JSM-6400.

2.11 Caracterización de propiedades mecánicas (microdureza Vickers).

La manera en cómo responden los materiales a las cargas aplicadas definen lo que serán las propiedades mecánicas. La valoración y cuantificación de esas propiedades se realiza experimentalmente a través de las pruebas mecánicas. En este caso se eligió el ensayo de microdureza Vickers como el adecuado para relacionar el tamaño de grano austenítico obtenido, en cada uno de los tratamientos térmicos a los que fueron sometidas cada una de las aleaciones TWIP. De esta manera, se obtuvieron evidencias contundentes de la influencia que ejercen los elementos microaleantes presentes sobre los cambios microestructurales, así como inhibición del crecimiento de grano austenítico y asociar el fenómeno con las propiedades mecánicas.

2.11.1 Equipo y condiciones generales de ensayo.

El durómetro empleado pertenece al Instituto de Investigaciones Metalúrgicas-UMSNH. Corresponde a la serie de durómetros Nonovea®. Se realizaron 10 indentaciones con una carga constante de 10 kg, de las cuales se obtuvo un valor promedio, así como sus respectivas desviaciones estándar y de esta manera obtener las gráficas de tendencia en el software Origin® en su versión 8.

CAPÍTULO III

Resultados y Discusión

3.1 Condición de solidificación.

3.1.1 Resultados de caracterización metalográfica.

Los resultados de la caracterización metalográfica de los aceros TW IP en condición de solidificación se presentan en las figuras 3.1-3.5. Es importante resaltar la estructura típica de solidificación columnar dendrítica presentada, así como la evidente formación de dendritas primarias y secundarias.

Existe un crecimiento dendrítico considerablemente heterogéneo en la condición de referencia, (figura 3.1), donde es notable la existencia de algunas desviaciones del patrón de solidificación, además de que el tamaño de dendrita primaria es heterogéneo en algunas regiones de la superficie analizada. En el caso del acero TW-B (figura 3.2), se puede observar con claridad el crecimiento columnar desmedido, poniéndose de manifiesto en los resultados de tamaño promedio de dendrita obtenidos, los cuales fueron de alrededor de 1950 μm (tabla 3.1). Esto último, contrariamente al comportamiento presentado en los aceros TW-Ti, TW-Nb y TW-V (figura 3.3, 3.4 y 3.5), en los cuales se observaron dendritas más refinadas y equiaxiales, obteniéndose el mayor refinamiento en el acero TW-Nb con un tamaño de dendrita de 232 μm (tabla 3.1).

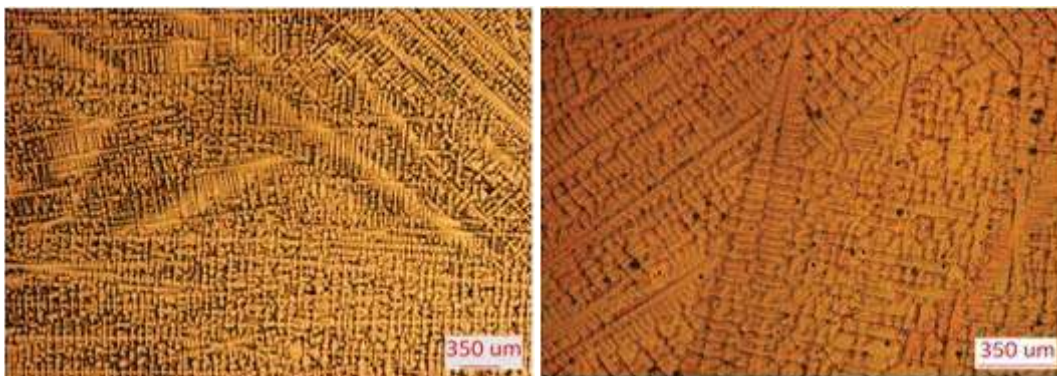


Figura 3.1 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Ref en condición de solidificación a 5x y 10x.

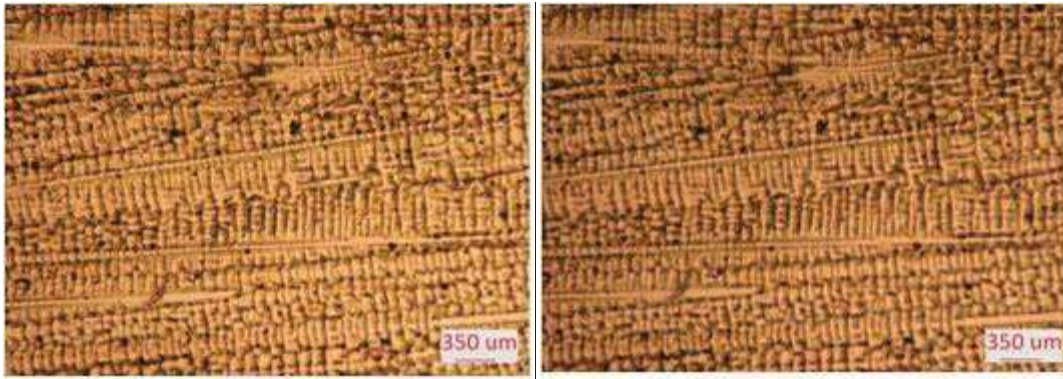


Figura 3.2 Micrografías obtenidas de acero TWIP-B en condición de solidificación a 5x y 10x.

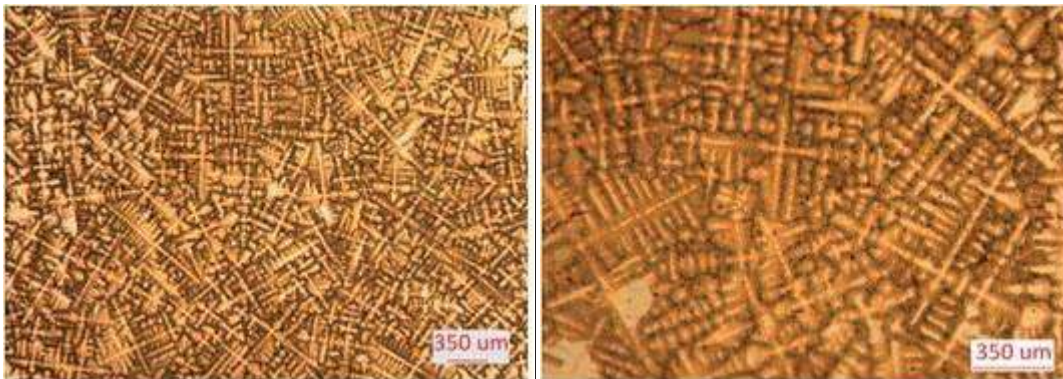


Figura 3.3 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Ti en condición de solidificación a 5x y 10x.

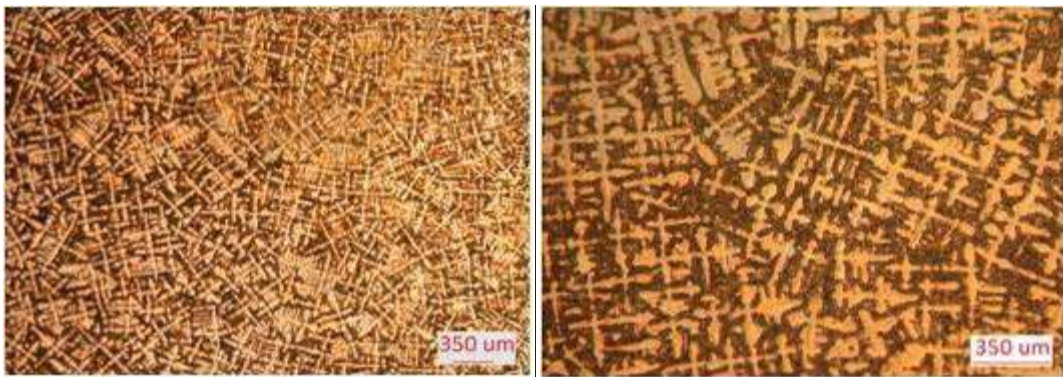


Figura 3.4 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Nb en condición de solidificación a 5x y 10x.

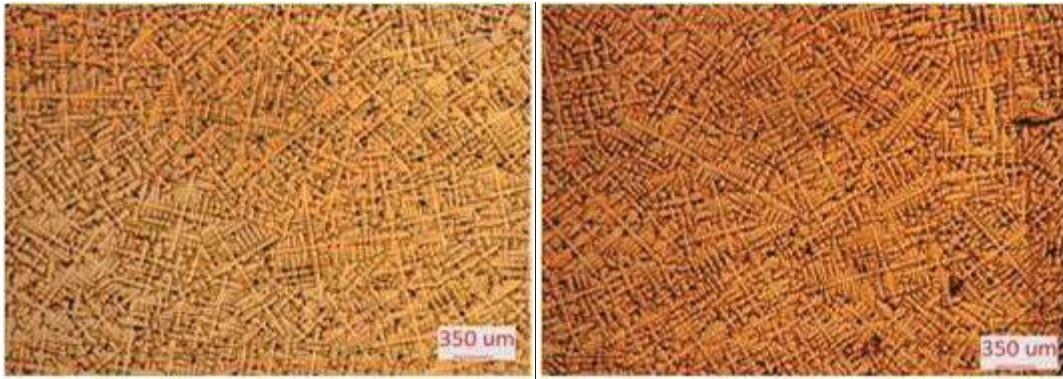


Figura 3.5 Micrografías obtenidas de acero TWIP-V en condición de solidificación a 5x y 10x.

3.1.2 Resultados de las mediciones de tamaño promedio de dendritas.

A partir de las mediciones realizadas directamente de las micrografías de referencia, se tiene la curva de comportamiento de tamaño de dendrita mostrada en la figura 3.6, en la cual se puede observar la influencia generada por la presencia de los elementos microaleantes sobre el patrón de crecimiento dendrítico. En este caso, se observa un refinamiento significativo del tamaño promedio de dendrita en el acero TW-Nb (menor de 250 μm) seguido del acero TW-V. Un comportamiento opuesto se presentó con la adición del elemento B, ya que no se presentó un refinamiento en el tamaño promedio de dendrita, en relación con los demás elementos microaleantes presentes. En la tabla 3.1 se muestran los valores de las mediciones obtenidas y su desviación estándar correspondiente.

Tabla 3.1 Mediciones de tamaño promedio de eje primario de dendrita y su desviación estándar correspondiente para los aceros TWIP en condición de solidificación.

Acero TWIP	Longitud promedio de eje primario (μm)	Desviación estándar (+/-)
TW-Ref	770.9	39.4
TW-B	1952	44.7
TW-Ti	457.2	8.3
TW-Nb	232.1	12.2
TW-V	424.9	7.2

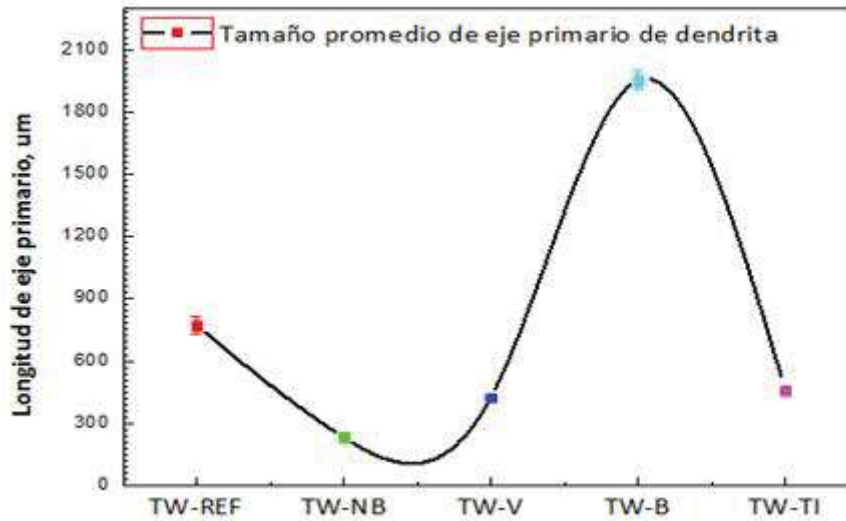


Figura 3.6 Mediciones de longitud de eje primario promedio de dendrita de los aceros TWIP.

3.1.3 Resultados de difracción de rayos-X.

En la figura 3.7 se muestran los patrones de difracción correspondientes a la condición de solidificación de aceros TWIP. A partir de estos gráficos, se puede apreciar de manera clara el pico de difracción más intenso y definido ubicado a un ángulo $2\theta \approx 50.5^\circ$, el cual pertenece a la estructura austenita FCC con los índices cristalográficos correspondientes a $\gamma(200)$. En los aceros TW-Ref y TW-B se puede apreciar la evidencia del pico $\gamma(220)$ a un ángulo $2\theta \approx 74^\circ$, de igual manera picos con menores intensidades se encuentran ubicados a ángulos de $2\theta \approx 43.5$, $2\theta \approx 90.5$ y $2\theta \approx 117^\circ$, correspondientes a $\gamma(111)$, $\gamma(311)$ y $\gamma(400)$, respectivamente.

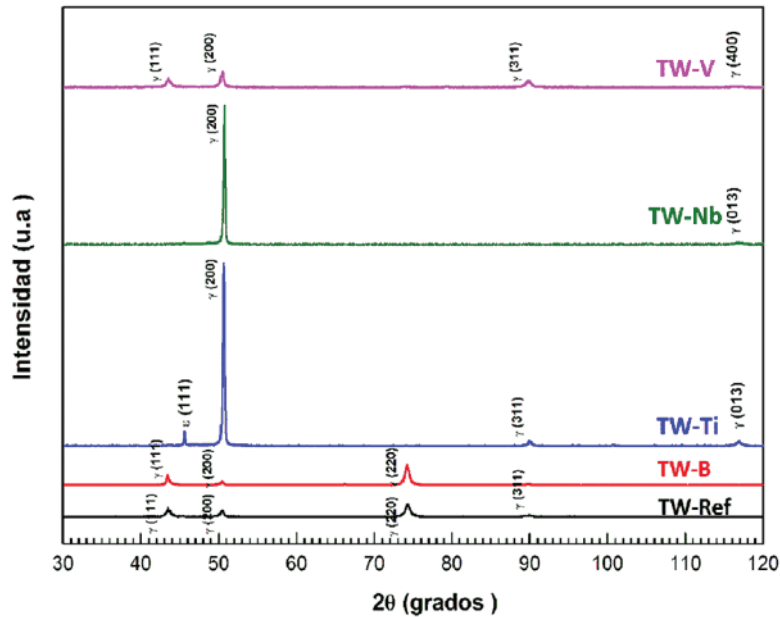


Figura 3.7 Patrones de difracción de rayos-X para los diferentes aceros TWIP en condición de solidificación as-cast).

3.1.4 Resultados de microdureza Vickers (HV_{10}).

Los resultados del ensayo de microdureza llevado a cabo a los diferentes aceros TWIP en la condición de solidificación, muestran una tendencia general de disminución respecto a la condición de referencia, a la cual le corresponde un valor de 163 HV_{10} . Reflejándose de una manera más clara en los aceros TW-Ti y TW-V, cuyos valores de microdureza son de 149 HV_{10} . Mientras que para los aceros TW-Nb y TW-B se obtuvieron valores más elevados de 158 y 150 HV_{10} respectivamente, tal y como lo muestra la tabla 3.2 y la figura 3.8.

Tabla 3.2 Valores de microdureza y desviación estándar correspondientes a cada uno de los aceros TWIP en condición de solidificación.

Acero TWIP	Microdureza (HV ₁₀)	Desviación estándar (+/-)
TW-Ref	163.5	10.1
TW-B	150.4	7.1
TW-Ti	149.4	4.0
TW-Nb	158.2	8.1
TW-V	149.0	5.0

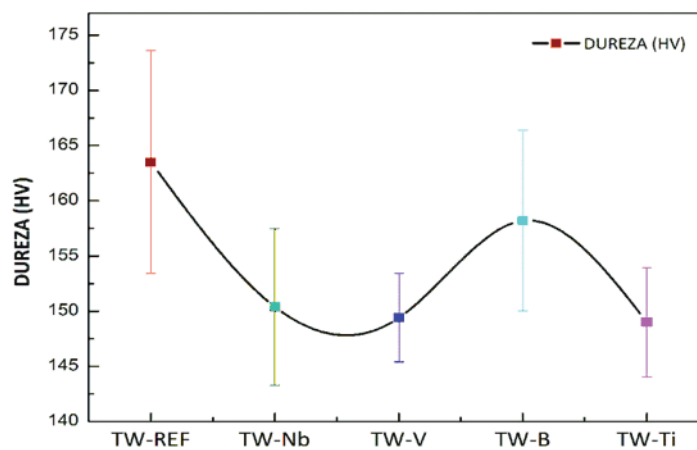


Figura 3.8 Resultados de microdureza obtenidos para los aceros TWIP en la condición de solidificación (as-cast).

3.1.5 Discusión de resultados de la condición de solidificación.

En base a los resultados ya presentados, se evidencia la influencia de los elementos de microaleación, los cuales actúan como agentes inoculantes, es decir, como elementos que incrementan la velocidad de nucleación, ayudando a obtener un refinamiento de dendrita considerable. El mecanismo se explica de la siguiente manera (figura 3.9), los elementos microaleantes ceden partículas en las regiones interdendríticas y estas partículas actúan

como anclas en los límites. De esta manera, obstruyen el crecimiento columnar debido al anclaje de estas partículas en las regiones interdendríticas [38].

Sasaki y colaboradores [38], estudiaron el efecto de los elementos de microaleación en aceros al carbón, en su trabajo consideran a los elementos de microaleación como el origen de la formación de las estructuras dendríticas equiaxiales, como las presentadas en los aceros TW-Ti, TW-Nb y TW-V, ya que provocan la extensión de la región de sobreenfriamiento constitucional, mediante la segregación de elementos solutos, anterior al desarrollo de la formación de algunas partículas que actúan como sitios de nucleación para la formación de dendritas equiaxiales.

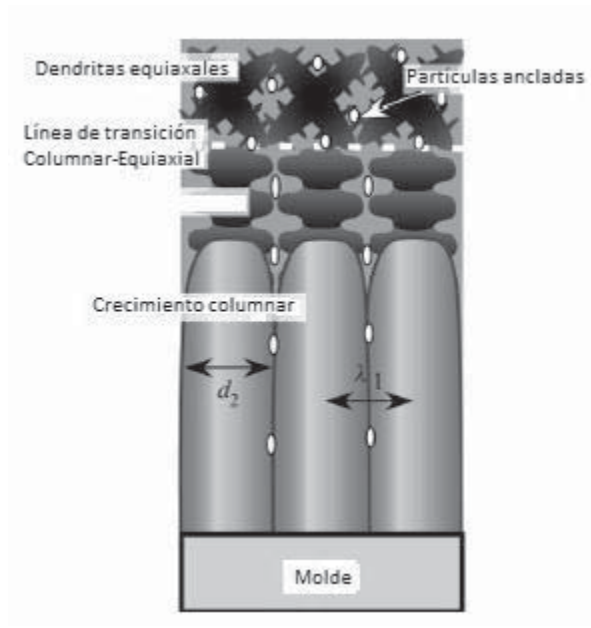


Figura 3.9 Esquema que ilustra el efecto de los elementos microaleantes en el proceso de solidificación [38].

Como ya se mencionó anteriormente, el efecto del elemento de microaleación B, fue contrario al de refinamiento, ya que se incrementó en gran medida el crecimiento columnar, mostrado en la figura 3.2. Lo anterior, puede explicarse en términos de segregación de no equilibrio, es decir, un equilibrio en el que una cantidad suficiente de átomos de soluto y vacancias existe. Los átomos de B tienen una fuerte interacción con las vacantes, lo cual facilita la segregación de no equilibrio, formando complejos boro-vacancias que difunden

hacia los límites con una velocidad superior a la que tienen los átomos de B que se alejan de dichos límites. Esto provocará un aumento de la cantidad de vacancias en el interior de los límites, retrasando de esta manera, los procesos de nucleación y crecimiento [20].

El acero TWIP fabricado presenta la fase austenita FCC perfectamente bien definida y estable en las cinco aleaciones de acuerdo a los resultados de difracción de rayos-X, a excepción de la aleación TW-Ti, en la cual se encontró un pico que corresponde a la fase ϵ -HCP, y de acuerdo a los estudios realizados por Sahu y colaboradores [39] se debe a las condiciones de enfriamiento durante la solidificación, y efecto de la segregación de Mn.

Como es bien sabido, durante la solidificación se producen segregaciones que provocan el enriquecimiento del líquido en diferentes solutos a medida que avanza el frente de solidificación, aunado a la presencia de los elementos microaleantes, provocando una heterogeneidad química considerable, teniendo en cuenta que los elementos presentes segregan a velocidades y en cantidades diferentes, contribuyendo de manera directa en el detrimento de las propiedades mecánicas, lo que genera que el perfil de microdureza presente valores bajos, debido al efecto “coring” (segregación).

3.2 Tratamiento térmico de homogenización.

3.2.1 Resultados de caracterización metalográfica.

Los resultados de microscopía óptica (Light Optical Microscopy, LOM) obtenidos se muestran en las figuras 3.10-3.14. El tratamiento térmico de homogenización se llevó a cabo con la finalidad de transformar la estructura dendrítica de solidificación, posterior a la solidificación de los aceros TWIP, y de esta manera obtener una microestructura con granos que presenten mayor grado de uniformidad, además de remover la segregación química (efecto “coring”) por medio de mecanismos de difusión.

El efecto de los elementos de microaleación se manifestó en el grado de recristalización e inhibición del tamaño de grano austenítico, como se puede observar en las micrografías obtenidas del tratamiento térmico realizado a 1200°C durante 5 hrs. y un enfriamiento lento en el horno. La morfología y tamaño de grano austenítico en el acero TW-Ref es heterogénea, (figura 3.10), ya que se caracteriza por granos alargados que aún siguen el patrón de solidificación columnar.

Por otro lado, para las aleaciones TW-Ti y TW-Nb (figuras 3.12 y 3.13), se obtuvieron granos más refinados y homogéneos en comparación a la condición de referencia. En los aceros TWIP donde los elementos de microaleantes presentes son el B y V (figuras 3.11 y 3.14) presentan granos austeníticos bastos, por lo que es evidente un menor grado de recristalización.

Es importante mencionar que en los aceros TW-Ti, TW-Nb y TW-V, el grano austenítico se reveló por medio de oxidación, producto de la alta temperatura a la cual se llevó a cabo el tratamiento térmico de homogenizado y el tiempo de permanencia prolongado, por lo que no fue necesario ataque por inmersión.

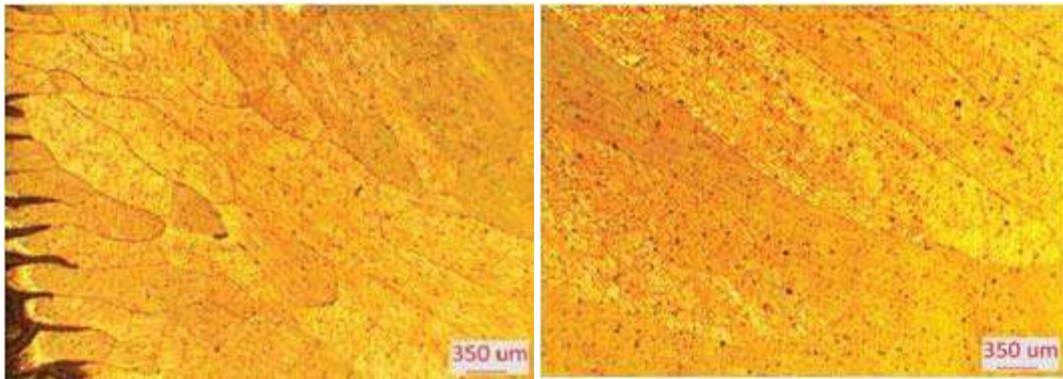


Figura 3.10 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Ref en condición de tratamiento térmico de homogenizado a 5x.

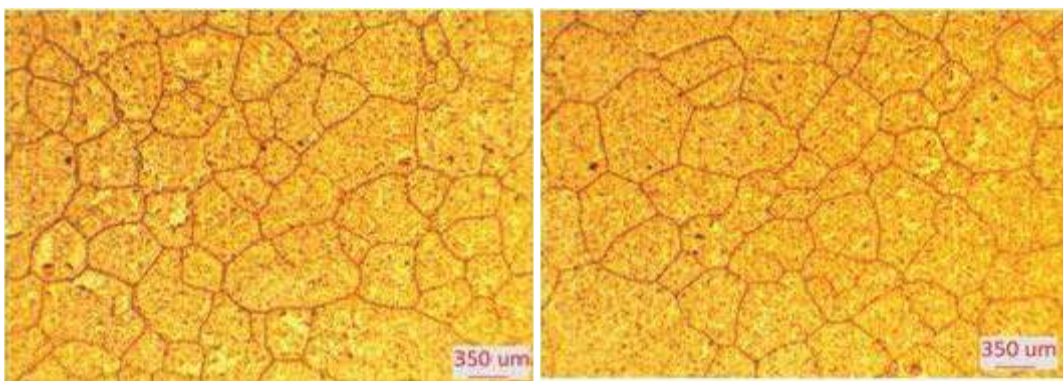


Figura 3.11 Micrografías obtenidas de acero TWIP-B en condición de tratamiento térmico de homogenizado a 5x.

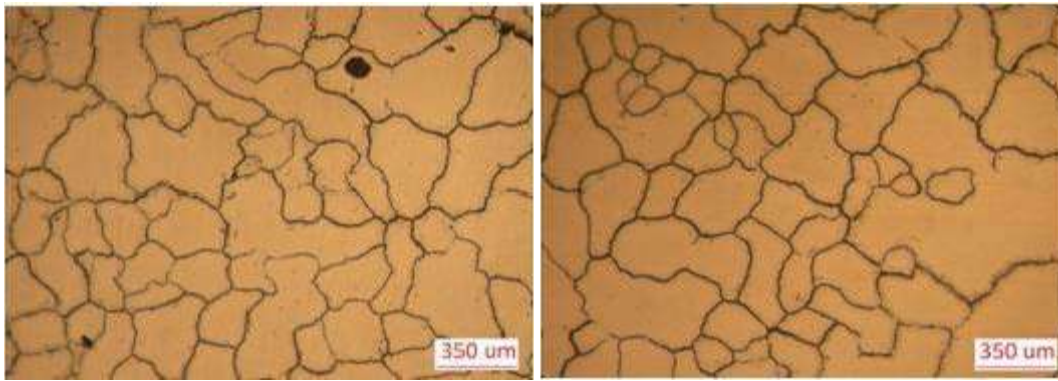


Figura 3.12 obtenidas de acero TWIP-Ti en condición de tratamiento térmico de homogenizado a 5x.

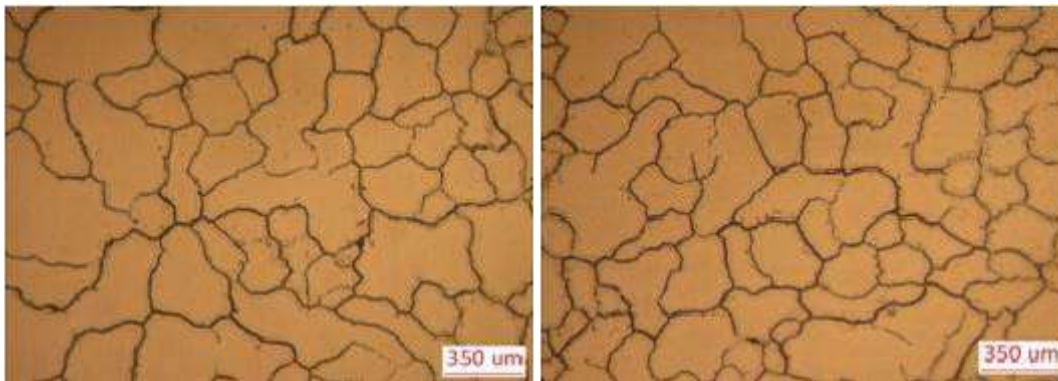


Figura 3.13 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Nb en condición de tratamiento térmico de homogenizado a 5x.

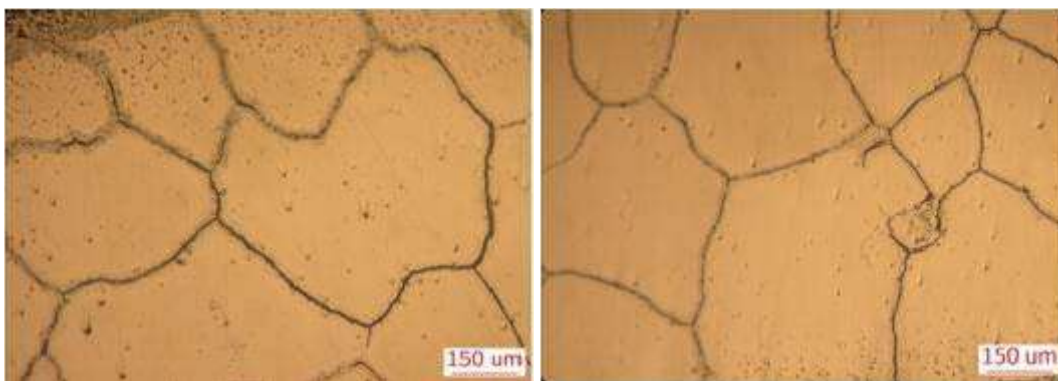


Figura 3.14 Micrografías obtenidas de acero TWIP-V en condición de tratamiento térmico de homogenizado a 10x.

3.2.2 Resultados de mediciones de tamaño de grano austenítico promedio.

Una vez revelado el tamaño de grano austenítico, se prosiguió a determinar el tamaño de diámetro promedio, cuyos valores se muestran en la tabla 3.3, y son graficados en la figura 3.15. La tendencia general de refinamiento se debe a la presencia de los elementos de microaleación, presentándose el mayor grado de refinamiento en la aleación TW-Nb cuyo tamaño de grano promedio obtenido es 104 μm , seguido del acero TW-Ti con un valor de 130 μm ; mientras que los aceros microaleados con V y B resultaron tamaños de grano promedio de 241 y 277 μm , respectivamente. La condición de referencia, desde luego supera los valores de tamaño promedio anteriores, caracterizándose por un crecimiento de grano excesivo cuantificado en promedio con un valor de 437 μm .

Tabla 3.3 Resultados de tamaño de grano promedio y desviación estándar para los aceros TWIP en condición de tratamiento térmico de homogenización.

Acero TWIP	Tamaño de grano promedio (μm)	Desviación estándar
TW-Ref	437.3	216.5
TW-B	277.1	128.8
TW-Ti	129.9	74.5
TW-Nb	104.8	60.6
TW-V	241.5	128.7

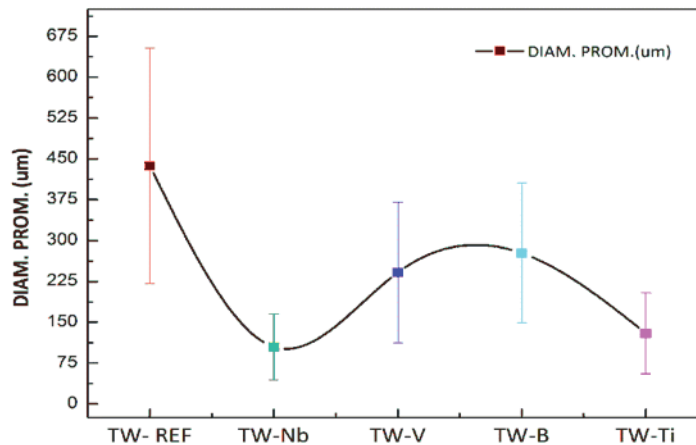


Figura 3.15 Resultados de tamaño de grano promedio de aceros TWIP en condición de tratamiento térmico de homogenizado.

3.2.3 Resultados de difracción de rayos-X.

La figura 3.16 muestra los patrones de difracción para los diferentes aceros TWIP obtenidos para la condición de tratamiento térmico de homogenización. Al igual que en la condición de solidificación, el pico de mayor intensidad se encuentra a un ángulo $2\theta \approx 50.5^\circ$, identificado con los índices cristalográficos γ (200), el cual pertenece a la fase austenita con estructura FCC.

Es evidente la presencia de la transformación martensítica en los aceros TW-Ref, TW-Nb y TW-Ti, a un ángulo $2\theta \approx 47^\circ$. En este caso la transformación ($\gamma_{FCC} \rightarrow \epsilon_{HCP}$) puede ser inducida térmicamente por efecto de la elevada temperatura de tratamiento térmico.

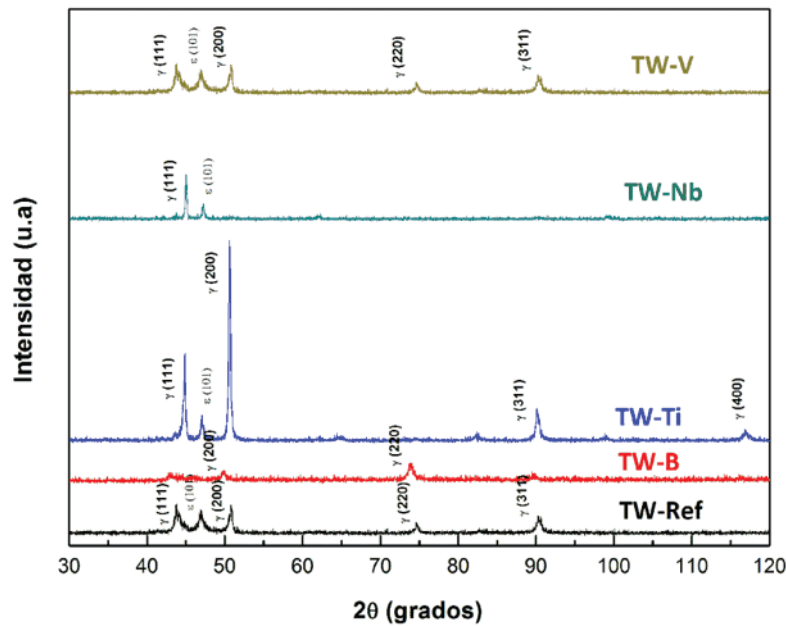


Fig 3.16 Patrones de difracción para la condición de tratamiento térmico de homogenizado de los aceros TWIP.

3.2.4 Resultados de microdureza Vickers (HV_{10}).

Los resultados obtenidos de los ensayos de microdureza, se muestran en la tabla 3.4 y son graficados en la figura 3.17. Como era de esperarse, al presentarse un refinamiento de grano y una homogenización de la microestructura, los valores de microdureza obtenidos tuvieron una tendencia de incremento tal y como los muestran los valores para los aceros TW-V ($140 HV_{10}$) y, TW-B ($148 HV_{10}$), respecto al valor obtenido para la condición de

referencia cuyo valor fue de 132.2 HV₁₀. En el caso del acero microaleado con Nb, el valor de microdureza que se obtuvo fue menor, que el obtenido en el acero TW-Ref.

Tabla 3.4 Valores de microdureza y desviación estándar correspondientes a cada uno de los aceros TWIP en condición de tratamiento térmico de homogenización.

Acero TWIP	Microdureza (HV)	Desviación estándar (+/-)
TW-Ref	132.2	4.4
TW-B	124.5	3.5
TW-Ti	139.6	8.4
TW-Nb	148.3	12.7
TW-V	132.6	3.8

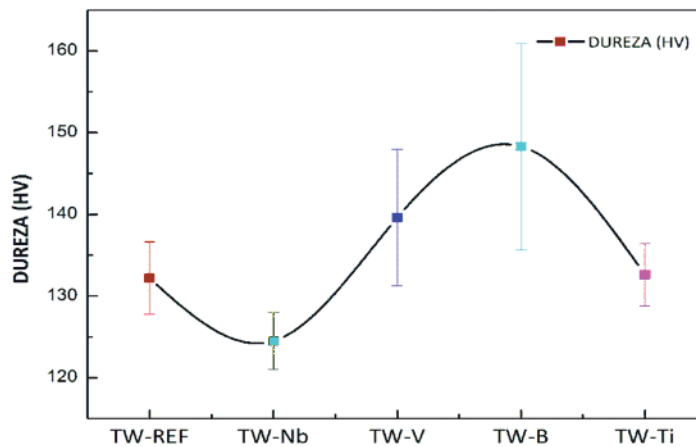


Figura 3.17 Resultados de microdureza obtenidos para los aceros TWIP en condición de tratamiento de homogenizado.

3.2.5 Discusión de resultados para la condición de tratamiento térmico de homogenizado.

En base a los resultados obtenidos, se presenta un refinamiento de grano considerable ante la presencia de los elementos microaleantes, manifestándose de una manera más clara para los aceros TW-Nb y TW-Ti, esto se explica debido al efecto de anclaje producido por las partículas precipitadas de Nb y Ti, provocando la inhibición del crecimiento de grano. Hee y colaboradores [40] determinaron que la precipitación de NbC y Nb(C,N) en la austenita, puede ocurrir durante tratamiento térmico a elevadas temperaturas, aunado a los defectos reticulares presentes tales como las vacancias. Además de que la alta temperatura y el

tiempo de permanencia prolongado permiten que la velocidad de los procesos difusivos sea mayor, ayudando a que el proceso de precipitación se lleve a cabo de manera completa. Para el caso del acero microaleado con Ti, el mecanismo de inhibición es el mismo, solo que los precipitados anclados en los límites de grano son TiC y Ti(C,N) [19].

Para el caso de los aceros TW-B y TW-V se presenta un ligero incremento en cuanto a los valores de diámetro promedio. Respecto al comportamiento de la aleación microaleada con V es bien sabido las partículas de segunda fase que se forman son VC, las cuales se caracterizan por tener una solubilidad elevada, incluso a bajas temperaturas lo que ocasiona que estas partículas puedan ser disueltas durante el tratamiento térmico, y con ello la densidad de las mismas disminuya en la matriz y provocar un ligero incremento en el tamaño de grano promedio [21].

En relación a los resultados de difracción de rayos-X obtenidos, el acero TWIP presenta la fase austenita perfectamente bien definida, con lo cual se asegura su estabilidad. Como ya se menciona en el apartado 3.2.3, se detectó la presencia del pico identificado como ϵ (101) que corresponde a martensita HCP, la cual pudo haber sido inducida térmicamente por la alta temperatura del tratamiento térmico, tal y como lo obtuvieron Sahu y colaboradores [39] en el estudio de difracción en una aleación austenítica Fe-26Mn-0.14C, donde obtuvieron el pico de martensita- ϵ al mismo ángulo 2θ y bajo condiciones de tratamiento de homogenización similares a las del presente estudio.

En cuanto a los valores de microdureza obtenidos, la tendencia general es de incremento a razón de la disminución del tamaño de grano, sin dejar a un lado que los valores obtenidos de microdureza resultaron ser más bajos que los de la condición de solidificación.

3.3 Condición de laminado en caliente.

3.3.1 Resultados de caracterización metalográfica.

La finalidad del estudio de la condición de laminación en caliente fue la de evaluar el grado de interacción de los elementos de microaleación en condiciones de deformación en caliente, y de esta manera, obtener evidencias de la influencia sobre la morfología, distribución y tamaño de grano austenítico.

En las microestructuras mostradas en las figuras 3.18-3.22, se observan en general granos de austenita crecidos excesivamente, heterogéneos en su morfología y orientados en la

dirección de laminación. En las micrografías correspondientes a las figuras 3.19 y 3.20 se observan granos más finos que en el resto de aceros, que corresponden a los aceros TW-B y TW-Ti. Mientras que en la microestructura del acero TWIP microaleado con B mostrada en la figura 3.19, se puede observar cierto grado de recrystalización dinámica en los límites de grano, en cambio, en los aceros TW -Ref, TW-Nb y TW-Ti se observan los granos sumamente alargados (figuras 3.18, 3.20 y 3.21).

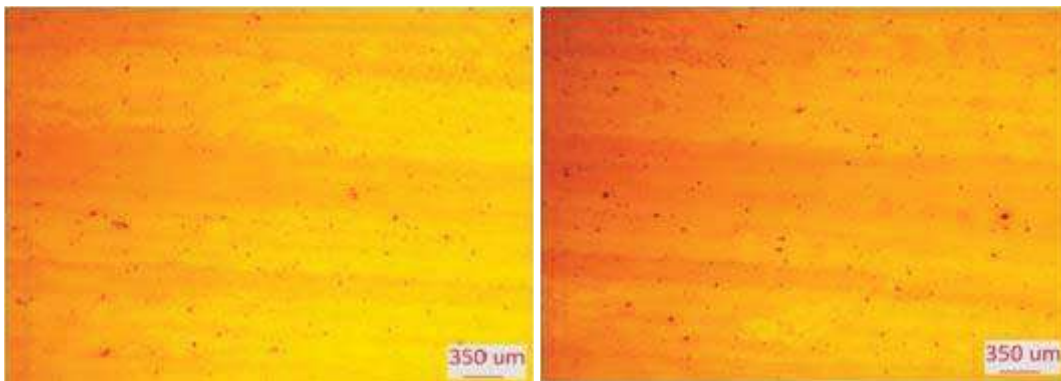


Figura 3.18 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Ref en condición de tratamiento termomecánico de laminado en caliente a 5x.

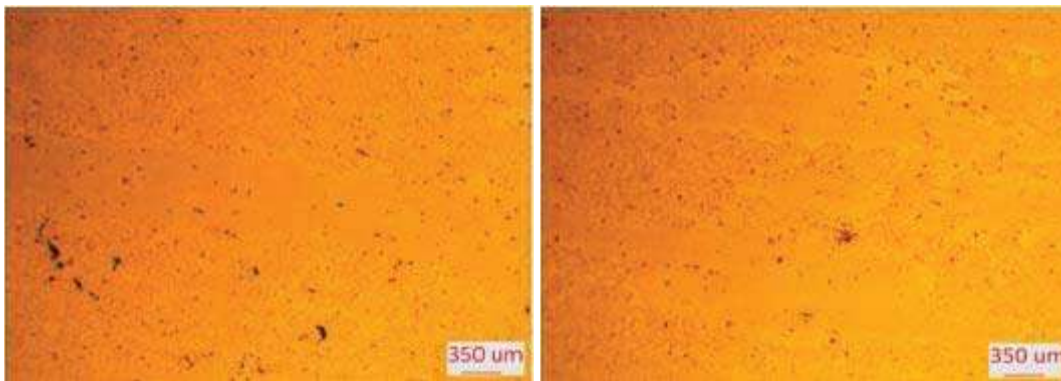


Figura 3.19 Micrografías obtenidas de acero TWIP-B en condición de tratamiento termomecánico de laminado en caliente a 5x.

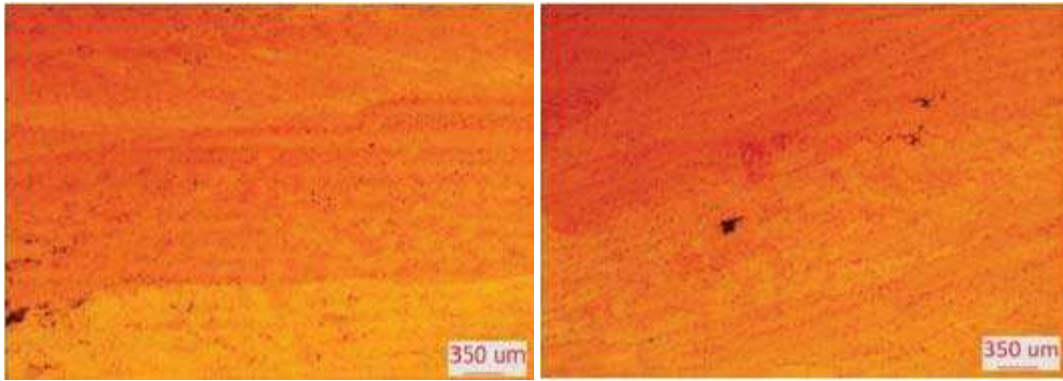


Figura 3.20 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Ti en condición de tratamiento termomecánico de laminado en caliente a 5x.

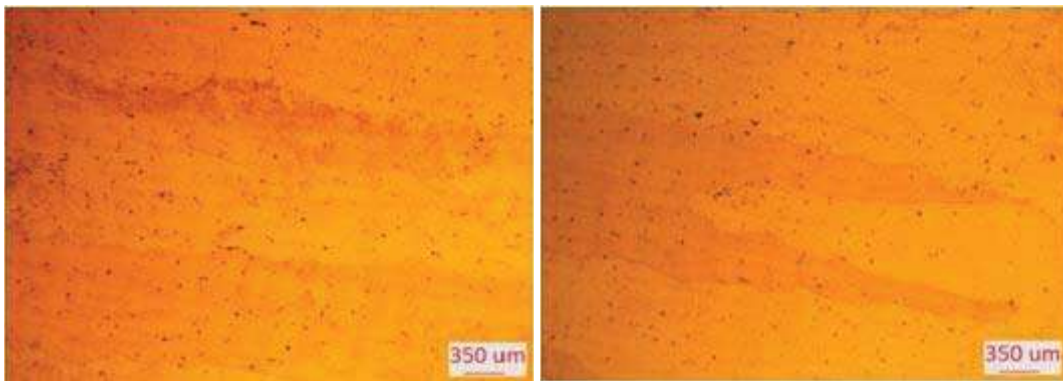


Figura 3.21 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Nb en condición de tratamiento termomecánico de laminado en caliente a 5x.

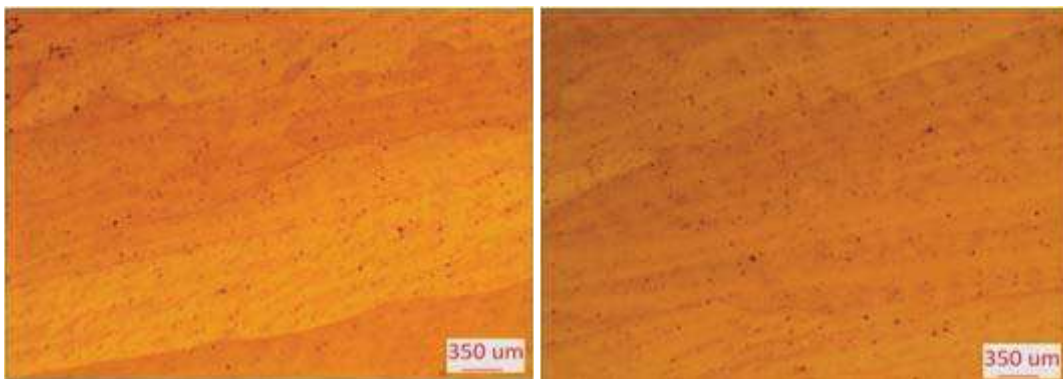


Figura 3.22 Micrografías obtenidas de acero TWIP-V en condición de tratamiento termomecánico de laminado en caliente a 5x.

3.3.2 Resultados de tamaño de grano austenítico promedio.

De acuerdo con los valores de tamaño de grano promedio que se muestran en la tabla 3.5 se demuestra el efecto del refinamiento de grano de los elementos de microaleación incorporados en los aceros TWIP. En la condición de tratamiento termomecánico se obtuvo el máximo refinamiento con el elemento microaleante Ti con un valor de tamaño de grano promedio de 241.1 μm , seguido del acero TW-B con un tamaño de grano promedio de 298 μm . Por otro lado, para los aceros TW-Nb y TW-V se obtuvo un refinamiento menor en comparación con los anteriores, obteniéndose valores de 425 y 406 μm , respectivamente. La grafica 3.23 muestra la tendencia general de disminución de tamaño de grano.

Tabla 3.5 Resultados de tamaño de grano promedio y desviación estándar para los aceros TWIP en condición de tratamiento termomecánico.

Acero TWIP	Tamaño de grano promedio (μm)	Desviación estándar
TW-Ref	648.3	305.2
TW-B	298.5	225.4
TW-Ti	241.1	274.1
TW-Nb	425.5	240.6
TW-V	406.9	274.1

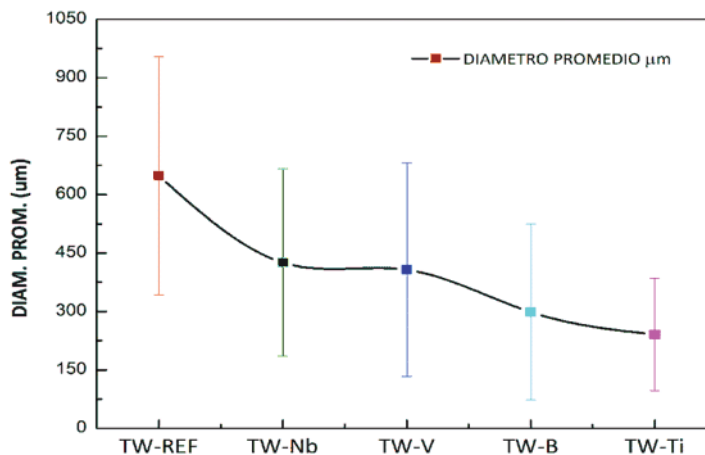


Figura 3.23 Resultados de tamaño de grano promedio de aceros TWIP en condición de tratamiento termomecánico.

3.3.3 Resultados de difracción de rayos-X.

Los difractogramas presentados en la figura 3.24, muestran la estabilidad de la fase austenita FCC γ (200), a un ángulo $2\theta \approx 50.5^\circ$, el cual se encuentra presente en los aceros TW-Ref y TW-B con una intensidad relativamente débil. A un ángulo de 2θ menor, en 43.5° se encuentra el pico γ (111), el cual presenta una intensidad un poco mayor en el acero TWIP microaleado con V. A ángulos mayores se identifican los picos de γ (220) a un ángulo $2\theta \approx 74^\circ$ y γ (311) a $2\theta \approx 90^\circ$. Cabe señalar que este ángulo de difracción se presenta débilmente en los aceros TW-Ref y en TW-B, con muy poca definición. La variante que se encontró en la condición de laminado en caliente fue la aparición de la fase ferrita con estructura BCC a un ángulo de $2\theta \approx 66^\circ$ con índices cristalográficos α (200), presentándose solamente en los aceros microaleados con Nb y V.

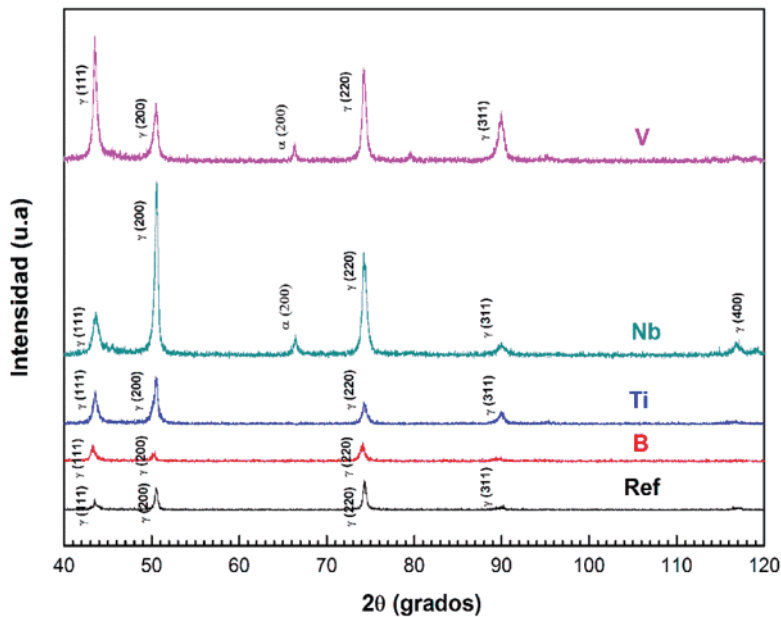


Figura 3.24 Patrones de difracción para la condición de tratamiento termomecánico de los aceros TWIP.

3.3.4 Resultados de microdureza Vickers (HV_{10}).

Los resultados de microdureza Vickers (HV_{10}) en la condición de tratamiento termomecánico, se presentan en la tabla 3.5 y se grafican en la figura 3.25. En este caso, los resultados arrojaron una tendencia de aumento respecto a la condición de referencia. En

función de los elementos de microaleación, se obtuvo un valor máximo de 214 HV₁₀ para el acero TW-Nb, seguido del acero TW-Ti con un valor promedio de 208 HV₁₀. La tendencia general fue que a tamaño de grano menor, valor de microdureza mayor, a excepción del comportamiento presentado en el acero microaleado con B, el cual su tendencia fue de disminución.

Tabla 3.6 Valores de microdureza y desviación estándar correspondientes a cada uno de los aceros TWIP en condición de termomecánico.

Acero TWIP	Microdureza (HV ₁₀)	Desviación estándar (+/-)
TW-Ref	191.3	11.0
TW-B	191.6	9.2
TW-Ti	208.4	10.0
TW-Nb	214	12.3
TW-V	207.6	9.9

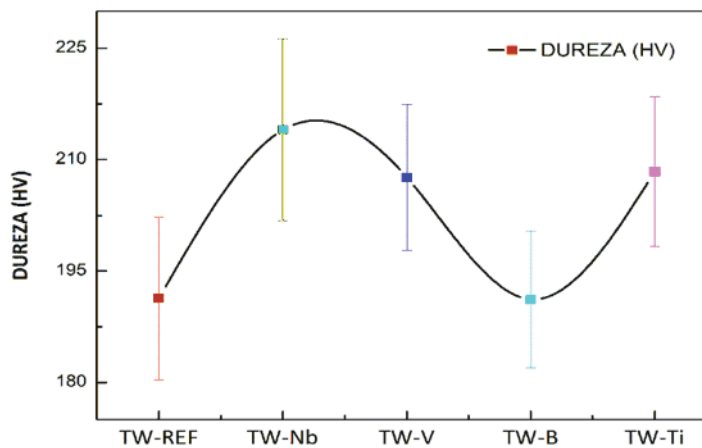


Figura 3.25 Resultados de microdureza obtenidos para los aceros TWIP en condición de tratamiento termomecánico.

3.3.5 Discusión de resultados de la condición de laminación en caliente.

El estudio de la condición de laminación en caliente es de suma importancia para este trabajo de investigación, ya que esta etapa tiene un efecto importante en etapas posteriores de procesamiento, particularmente durante el tratamiento térmico de solubilizado. De los resultados mostrados, es muy evidente que el fenómeno de recristalización dinámica

permite valorar el grado de interacción que tienen los elementos microaleantes respecto al tamaño de grano austenítico final.

Hamada y colaboradores [41] han determinado que el inicio de la recrystalización dinámica se retarda significativamente por los elementos aleantes Mn y Al, de esta manera el tamaño de grano austenítico se refina muy efectivamente mediante este mecanismo, tal y como lo muestran los resultados obtenidos en este trabajo de tamaños de granos refinados respecto a la condición de referencia. Todos los elementos microaleantes refinaron el tamaño de grano austenítico. El acero que presenta el mejor efecto de refinamiento es el TW-Ti, resultando en una relación congruente con los resultados obtenidos de los ensayos de microdureza presentados en el apartado 3.3.4. Es decir, a medida que el tamaño de grano se vuelve más fino, se mejoran las propiedades mecánicas. El mecanismo se explica debido a que las partículas precipitadas de Ti (TiC y/o $Ti(C,N)$) se localizan preferencialmente en los sublímites de la austenita laminada en caliente y la fuerza de anclaje del precipitado es mayor comparada con la fuerza impulsora que origina el crecimiento del grano recrystalizado, obteniéndose un grano refinado.

En el caso del acero TW-B, se presenta un efecto combinado de tamaño de grano fino y burdo (tipo dúplex). Es importante mencionar que el comportamiento de este acero se ve influenciado por la aceleración de la recrystalización dinámica, es decir, el B actúa como un elemento que favorece la cinética de nucleación de nuevos granos, tal y como se muestra en las micrografías obtenidas y mostradas en el apartado 3.3.1, observándose que la recrystalización comienza en los límites de grano de la austenita deformada, y en este mismo sentido se forma una banda densa de granos recrystalizados denominada “estructura tipo collar”.

3.4 Tratamiento térmico de solubilizado.

3.4.1 Resultados de caracterización metalográfica.

En base a las micrografías obtenidas se puede observar que la forma y distribución del grano austenítico presentó ciertas particularidades de acuerdo con la presencia de cada uno de los elementos de microaleación, manifestándose en un tamaño de grano más homogéneo

y equiaxial, así como también se puede observar la presencia de marcas de recocido producto del tratamiento térmico.

Las micrografías (figuras 3.26-3.30) muestran un evidente a fino de grano en los aceros TW-Nb y TW-B, mientras que en los aceros TW-V y TW-Ti el grano austenítico resultó ser más grande en algunas zonas y en otras aparecen granos ligeramente menores. Particularmente, ante la presencia del elemento de microaleación Ti se tiene que la recristalización no se logró de una manera satisfactoria, además de que se observa una alta heterogeneidad de forma y tamaño.

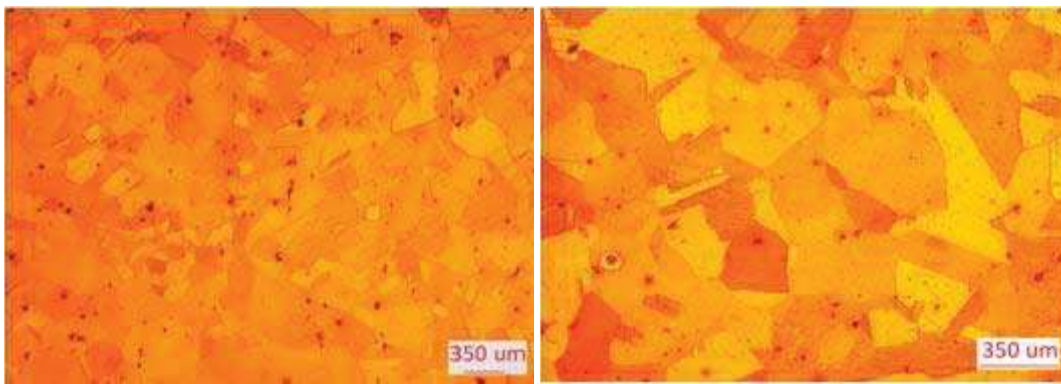


Figura 3.26 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Ref en condición de tratamiento térmico de solubilizado a 5x y 10x.

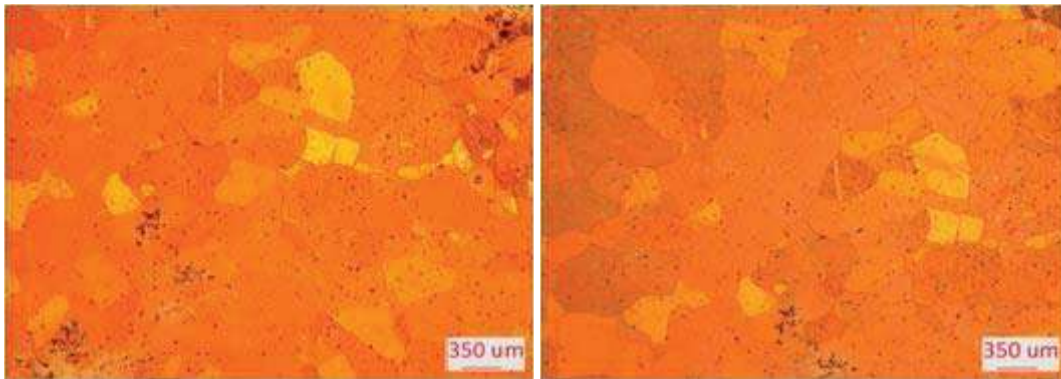


Figura 3.27 Micrografías obtenidas de acero TWIP-B en condición de tratamiento térmico de solubilizado a 5x y 10x.

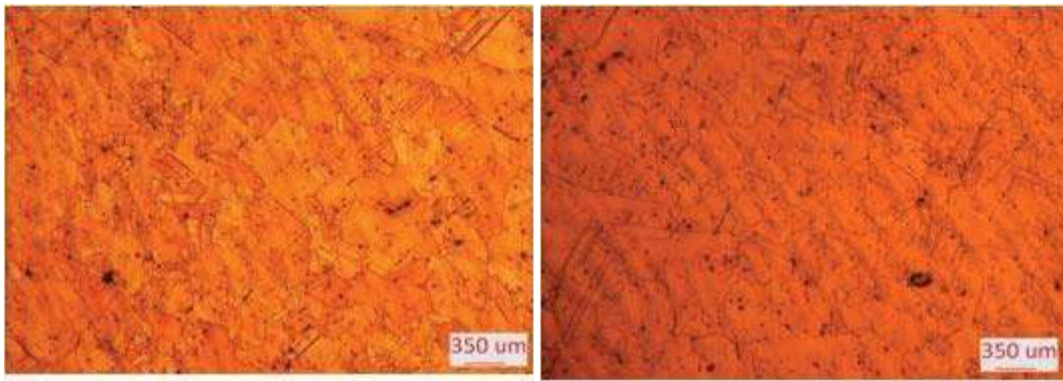


Figura 3.28 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Ti en condición de tratamiento térmico de solubilizado a 5x y 10x.

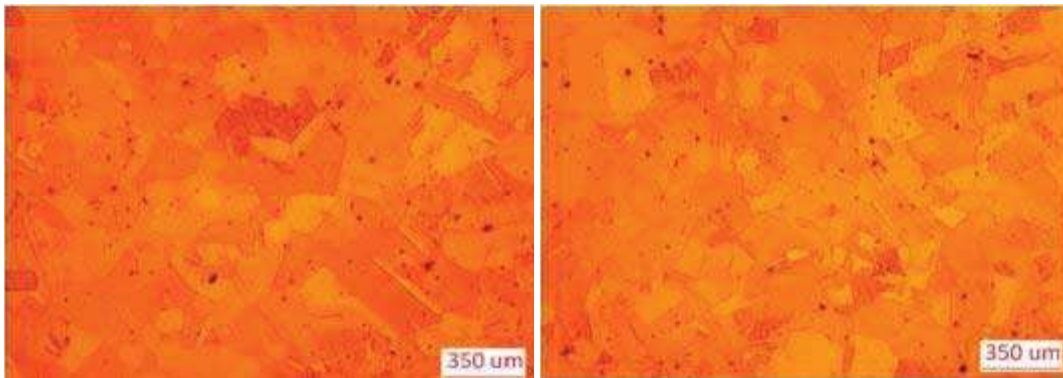


Figura 3.29 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Nb en condición de tratamiento térmico de solubilizado a 5x y 10x.

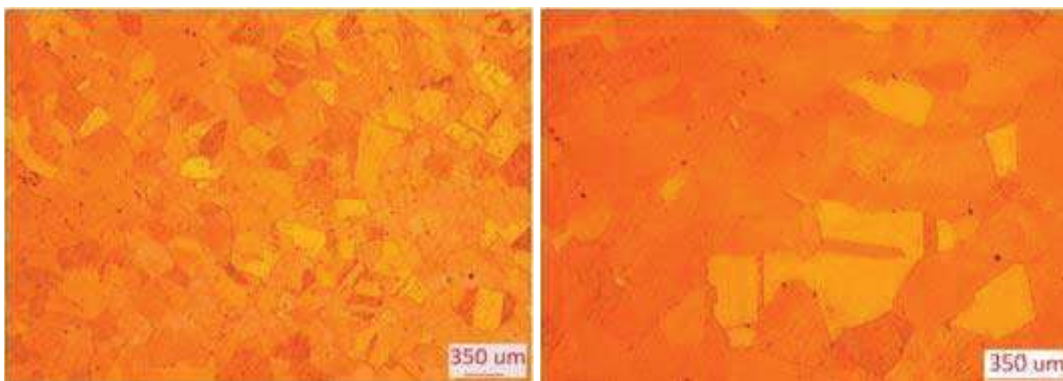


Figura 3.30 Micrografías obtenidas de acero TWIP-V en condición de tratamiento térmico de solubilizado a 5x y 10x.

3.4.2 Resultados de tamaño de grano austenítico promedio.

Un importante y evidente refinamiento de grano se manifiesta en cada uno de los aceros TWIP en condición de solubilizado, cuyos valores de tamaño de grano promedio obtenidos son presentados en la tabla 3.7 y graficadas en la figura 3.31. A partir de esto, se presenta que el mejor grado de refinamiento se obtuvo en el acero TW-B con un tamaño de grano promedio de 67 μm , seguido del acero TW-Nb con un tamaño de 83 μm . Mientras que los aceros microaleados con V y Ti se obtuvieron tamaños de grano de 110 y 109 μm , respectivamente. Los cuales resultan menores respecto a la condición de referencia, en donde se obtuvo un tamaño promedio de 121 μm .

Tabla 3.7 Resultados de tamaño de grano promedio y desviación estándar para los aceros TWIP en condición de tratamiento térmico de solubilizado.

Acero TWIP	Tamaño de grano promedio (μm)	Desviación estándar
TW-Ref	121.0	59.1
TW-B	66.8	33.3
TW-Ti	110.1	65.4
TW-Nb	82.6	42.7
TW-V	109.1	65.4

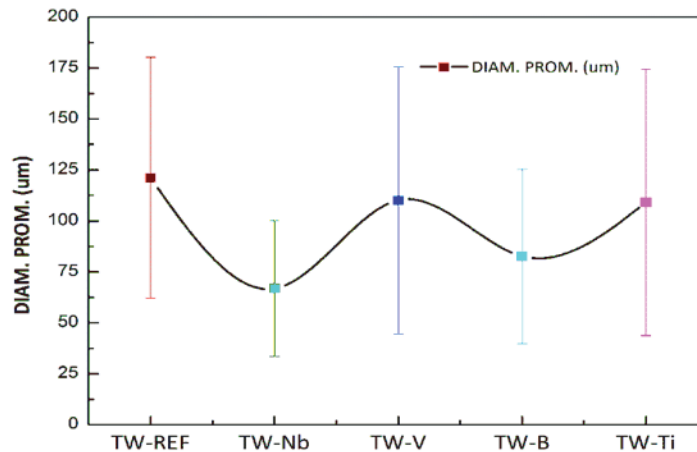


Figura 3.31 Resultados de tamaño de grano promedio de aceros TWIP en condición de tratamiento térmico de solubilizado.

3.4.3 Resultados de difracción de rayos-X.

La figura 3.32 muestra los patrones de difracción para cada acero TWIP. A partir de estos difractogramas se puede observar que el pico correspondiente a fase austenita FCC se encuentra a un ángulo $2\theta \approx 44.5^\circ$ con los índices cristalográficos correspondientes $\gamma(111)$ presentando una intensidad considerable en las cinco aleaciones TWIP. También se muestra la presencia de la fase austenita a un ángulo $2\theta \approx 50.5^\circ$ con índices cristalográficos $\gamma(200)$, y corresponden a los índices cristalográficos en picos con menores intensidades a ángulos $2\theta \approx 74^\circ$ y 90° y $\gamma(200)$ y $\gamma(311)$, respectivamente.

El pico que se encuentra a un ángulo $2\theta \approx 95.5^\circ$ correspondiente a fase austenita FCC, solo se presentó en los aceros microaleados con B, Nb y Ti, identificado como $\gamma(222)$, cuya intensidad es relativamente débil.

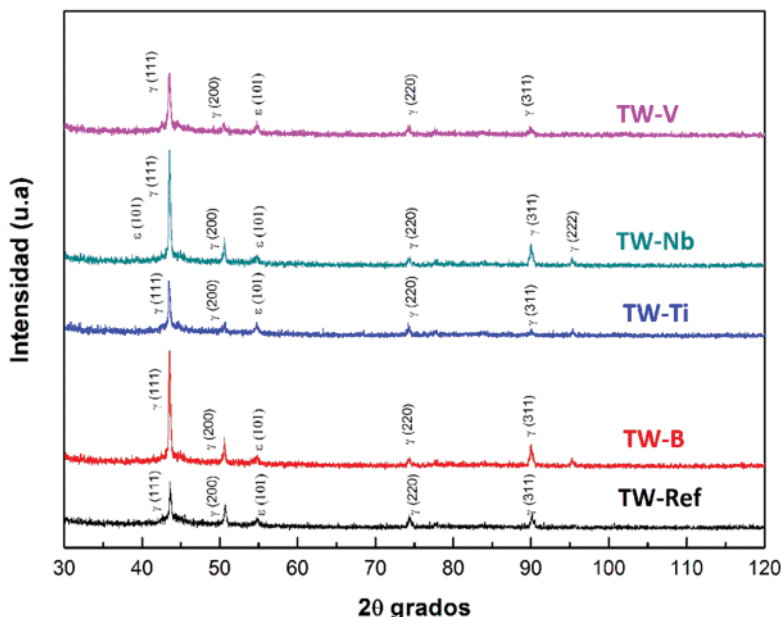


Figura 3.32 Patrones de difracción para la condición de tratamiento térmico de solubilizado de los aceros TWIP.

3.4.4 Resultados de microdureza Vickers (HV_{10}).

Al graficarse los valores de microdureza obtenidos (figura 3.33), se puede apreciar una tendencia de ablandamiento, es decir una disminución de los valores de microdureza promedio, a excepción del acero TW-Nb, cuyo valor resultó de 203 HV_{10} , por encima del valor obtenido para la condición de referencia el cual fue de 189.3 HV_{10} . En la tabla 3.8 se muestran los valores resultantes para cada uno de los aceros TWIP.

Tabla 3.8 Valores de microdureza y desviación estándar correspondientes a cada uno de los aceros TWIP en condición de térmico de solubilizado.

Acero TWIP	Microdureza (HV_{10})	Desviación estándar (+/-)
TW-Ref	189.3	11.4
TW-B	203.2	7.8
TW-Ti	169.2	7.8
TW-Nb	161.2	9.4
TW-V	161.6	5.6

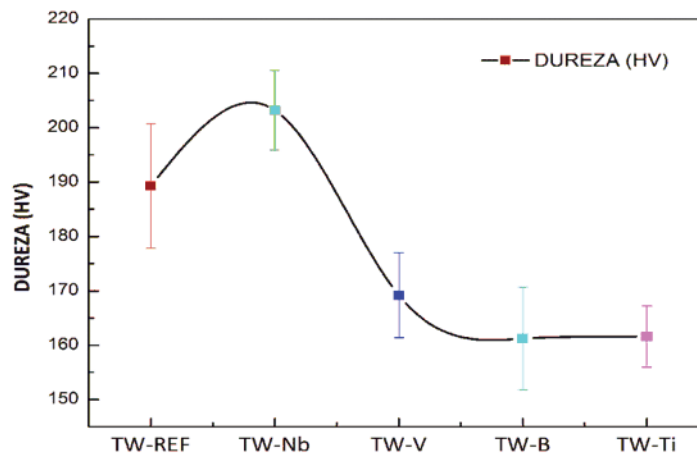


Figura 3.33 Resultados de microdureza obtenidos para los aceros TWIP en condición de tratamiento térmico de solubilizado.

3.4.5 Discusión de resultados de la condición de tratamiento térmico de solubilizado.

Es importante resaltar que el tamaño de grano tiene una fuerte influencia sobre las propiedades mecánicas de las aleaciones metálicas, es por ello que para alcanzar las especificaciones requeridas se emplean generalmente los tratamientos térmicos, ya que en función del correcto manejo de parámetros tales como la temperatura y tiempo, y sin dejar de lado la composición química, se puede alcanzar un tamaño de grano adecuado. Es bien sabido que por efecto de fenómenos de precipitación de sus compuestos (partículas de segundas fases del tipo carburos, nitruros y/o carbonitruros) en los límites de grano, se inhibe el crecimiento de grano, obteniéndose así un refinamiento que repercute directamente en las propiedades mecánicas.

De acuerdo a los resultados obtenidos en el tratamiento térmico de solubilización, la tendencia general fue de inhibición del crecimiento de grano, y como es bien sabido esto repercute en una mejora de las propiedades mecánicas, tal y como se muestra en la investigación de Yoo y colaboradores [36] quienes estudiaron el efecto de la temperatura sobre el tamaño de grano y su influencia sobre las propiedades mecánicas en el tratamiento térmico de solubilizado de un acero TWIP, en donde la resistencia mecánica del acero solubilizado a 1100°C se vio favorecida debido al tamaño de grano obtenido, valores por

arriba de 800 MPa y porcentajes de deformación de hasta 100%, de ahí la importancia de obtener tamaños de grano refinados.

Kang y colaboradores [37] estudiaron el efecto de la precipitación de carburos del tipo M_3C en las propiedades mecánicas de un acero TWIP, y obtuvieron una disminución de la dureza a temperaturas de recocido de entre 900 - 1100°C, lo cual tiene relación directa con la temperatura de disolución de dichos carburos. Este comportamiento explica el obtenido en los resultados de microdureza presentados en el apartado 3.4.4, en donde los valores presentan una notable disminución. Por lo tanto, dicha tendencia se relaciona con la disolución de carburos, nitruros y/o carbonitruros, lo que hace que se presente tal efecto de ablandamiento del material.

En base a los patrones de difracción obtenidos, mostrados en el apartado 3.4.3, a un ángulo de $2\theta \approx 55.5^\circ$, se pudo detectar la transformación de fase $\gamma_{fcc} \rightarrow \epsilon_{hcp}$. Como ya es conocido, dicha transformación toma lugar por la introducción de fallas de apilamiento en cada capa de los planos de la austenita. En los aceros TWIP bajo estudio, dicha transformación se pudo presentar debido a las condiciones de enfriamiento severas (temple), de manera que su aparición se favoreció en función de la elevada velocidad de enfriamiento[39].

3.5 Condición de deformación plástica en frío (40%).

3.5.1 Resultados de caracterización metalográfica.

En las figuras 3.34-3.38 se presentan los resultados obtenidos para los aceros TWIP deformados plásticamente al 40%. Dicha condición es de suma importancia ya que es el antecedente para la posterior realización del tratamiento de recristalización estática. Como se puede observar, en los cinco aceros TWIP se formaron maclas de deformación al interior de los granos, la fracción de maclas presente varía en cada uno de los aceros, así como el número de granos que presentan tal efecto. En el acero microaleado con Ti y Nb (figuras 3.36 y 3.37) se puede apreciar un número mayor de granos maclados y un tamaño de grano más fino, mientras que para los aceros TW-Ref, TW-Ti y TW-V (figura 3.34, 3.36 y 3.38) se observó que el número de granos maclados es menor y sus tamaño de grano son bastos.

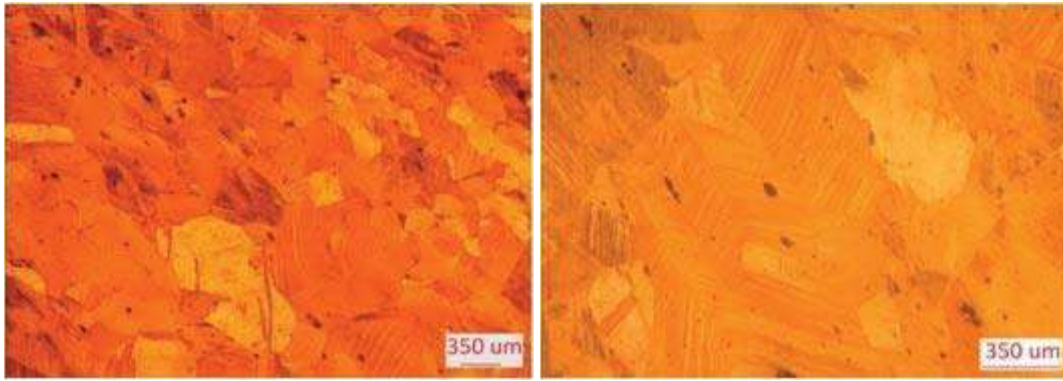


Figura 3.34 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Ref en condición de deformación al 40% a 5x y 10x.

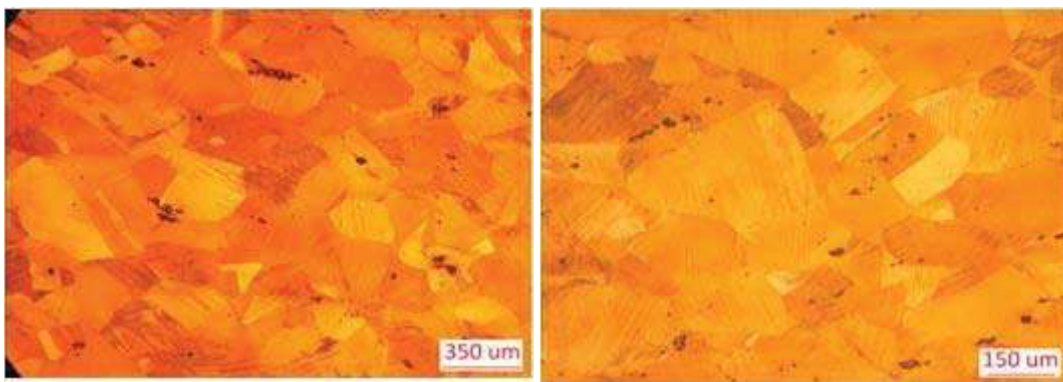


Figura 3.35 Micrografías obtenidas de acero TWIP-B en condición de deformación al 40% a 5x y 10x.

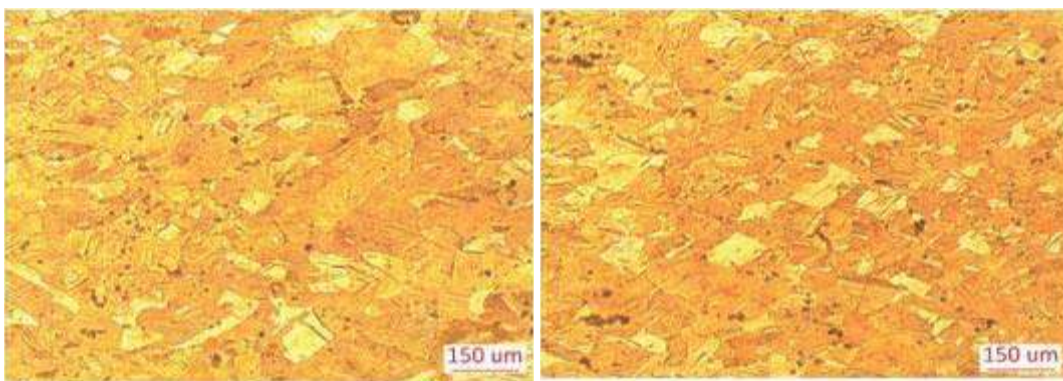


Figura 3.36 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Ti en condición de deformación al 40% a 5x y 10x.

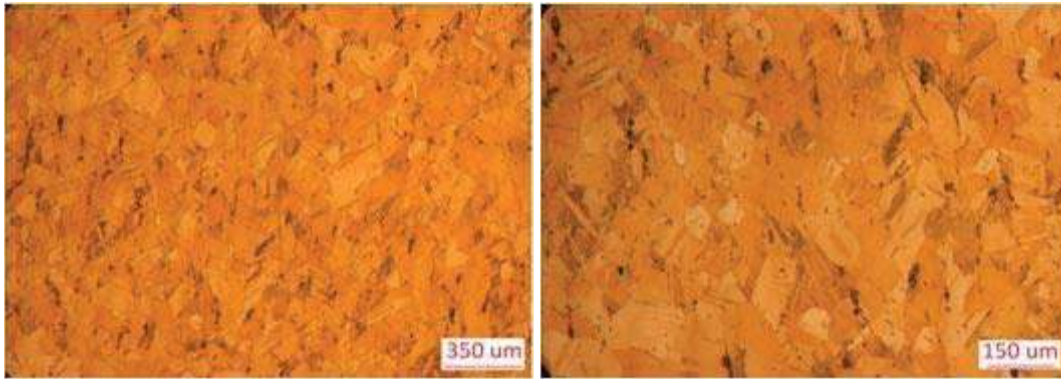


Figura 3.37 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Nb en condición de deformación al 40% a 5x y 10x.

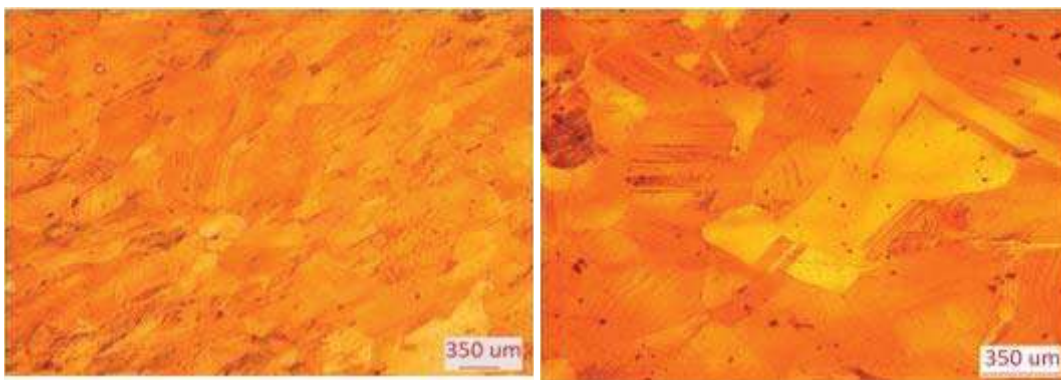


Figura 3.38 Micrografías obtenidas de acero TWIP-V en condición de deformación al 40% a 5x y 10x.

3.5.2 Resultados de microscopía electrónica de barrido (SEM).

Las figuras 3.39 -3.43 presentan detalles de los granos maclados en los diferentes aceros TWIP. Como se puede observar, las maclas de deformación son extremadamente finas, sin embargo el porcentaje de deformación aplicado no fue suficiente para alcanzar el 100% de maclaje de los granos austeníticos de la condición de deformación plástica en frío.

Las figuras 3.44 y 3.45 muestran espectros SEM-EDS característicos de los diferentes aceros TWIP, a partir de los cuales se aprecian los picos correspondientes a Fe, Mn, Al y Si, los cuales son elementos básicos de los aceros bajo estudio.

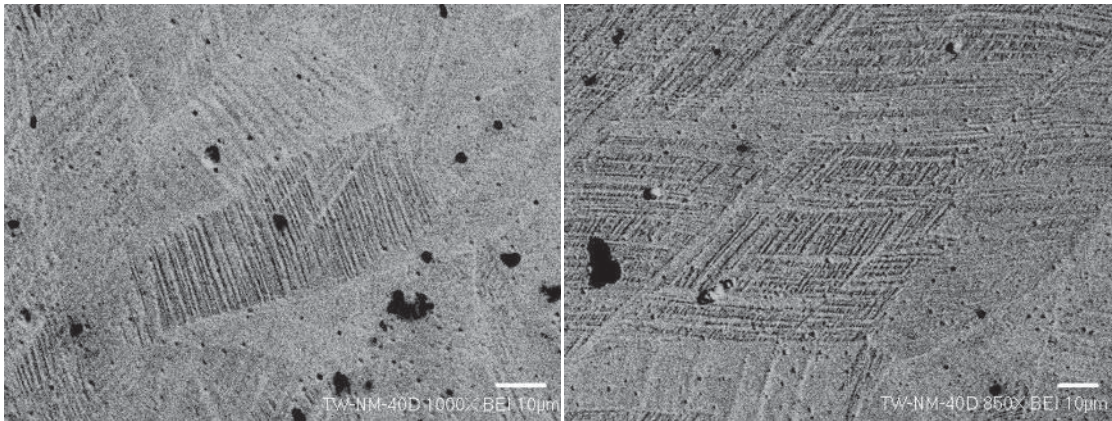


Figura 3.39 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Ref en condición de deformación al 40% (SEM).

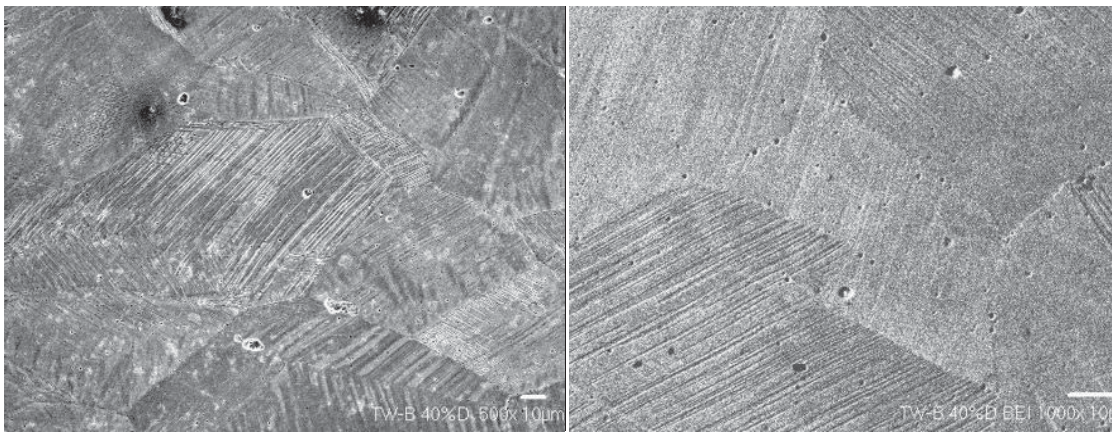


Figura 3.40 Micrografías obtenidas de acero TWIP-B en condición de deformación al 40% (SEM).

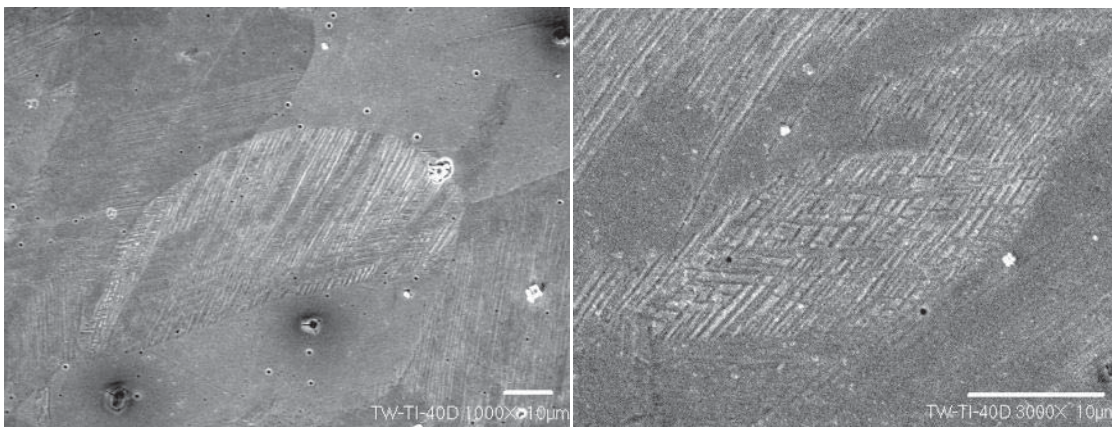


Figura 3.41 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Ti en condición de deformación al 40% (SEM).

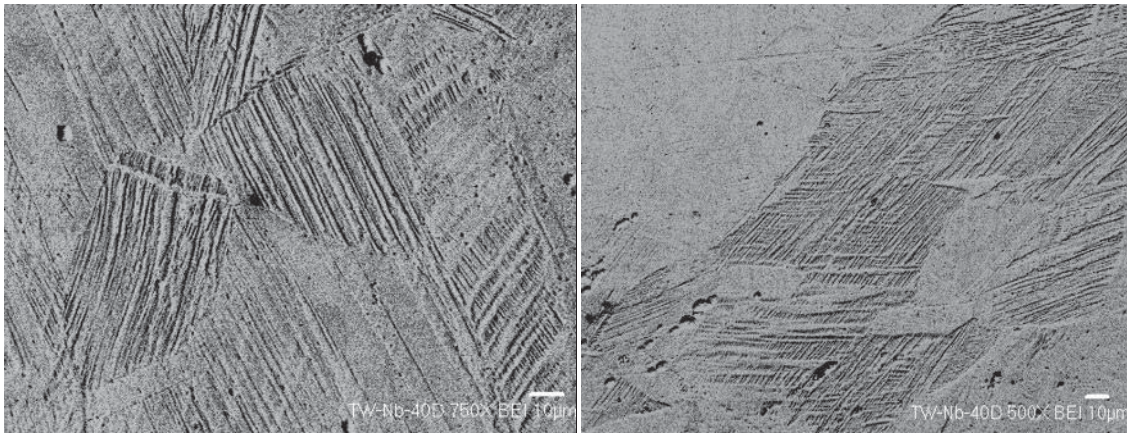


Figura 3.42 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Nb en condición de deformación al 40% (SEM).

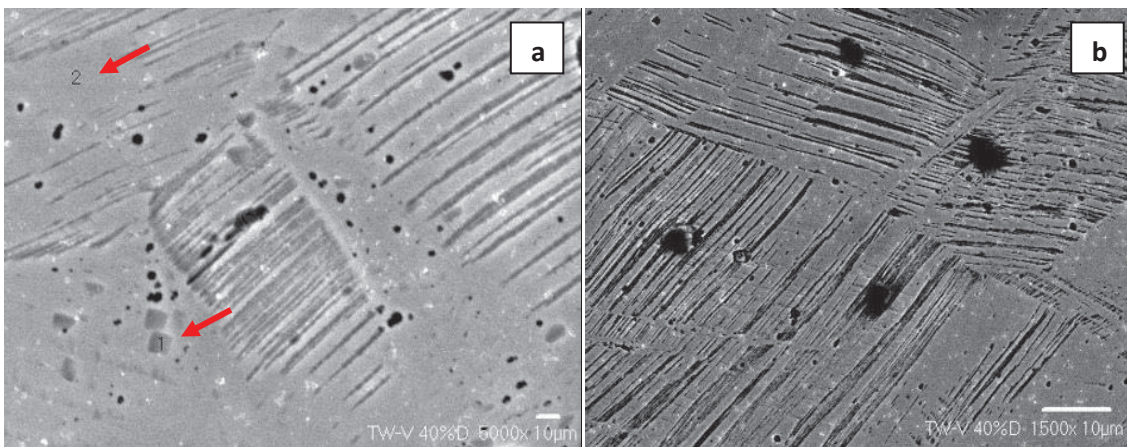


Figura 3.43 Micrografías obtenidas de acero TWIP-V en condición de deformación al 40% (SEM).

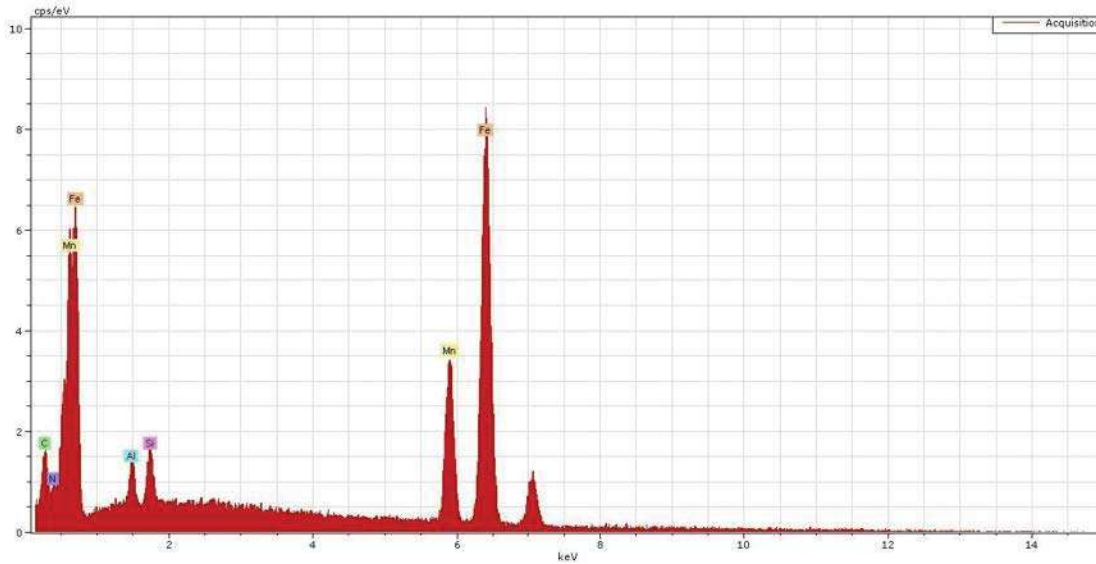


Figura 3.44 Análisis químico puntual para el punto 1 de la figura 3.42 a (SEM-EDS).

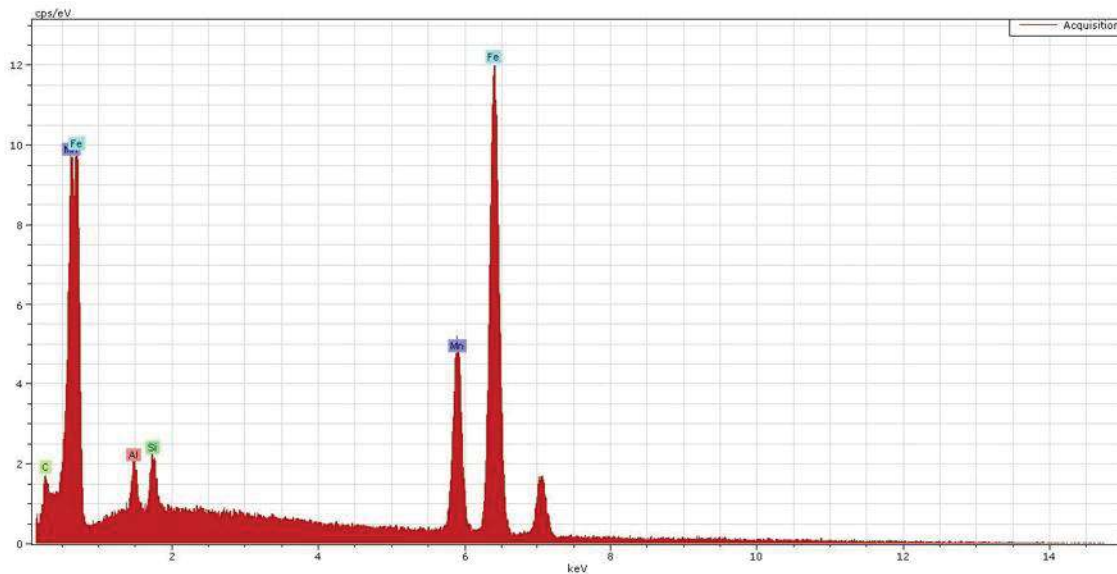


Figura 3.45 Análisis químico puntual para el punto 2 de la figura 3.42 b (SEM-EDS).

3.5.3 Resultados de mediciones de porciones macladas.

En este caso el tamaño de las porciones macladas muestra una tendencia de refinamiento debido a la presencia de los elementos microaleantes, como se muestra en la figura 3.46, en el acero TW-Ti se obtuvo el tamaño más fino de aproximadamente 30 μm , seguido por el acero TWIP microaleado con B con un tamaño promedio de 45 μm . Los valores promedio obtenidos se presentan en la tabla 3.9 para cada uno de los aceros TWIP.

Tabla 3.9 Muestra los resultados de la mediciones de porciones macladas para las aleaciones TWIP en condición de deformación plástica al 40%.

Acero TWIP	Tamaño porción maclada (µm)	Desviación estándar
TW-Ref	71.1	41.9
TW-B	45.4	30.3
TW-Ti	64.6	52.9
TW-Nb	60.6	39.3
TW-V	30.8	16.4

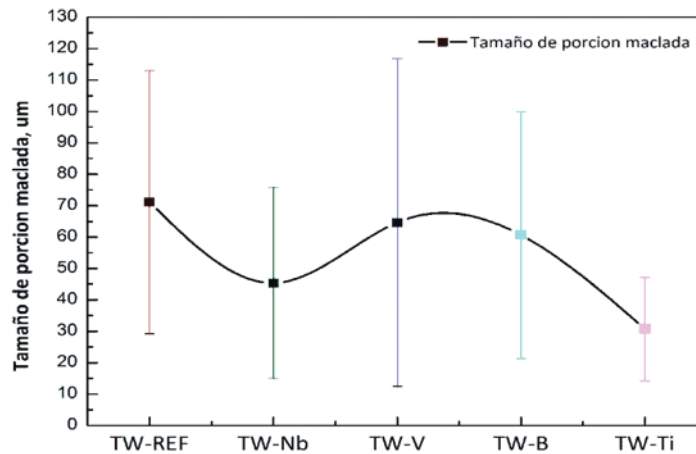


Figura 3.46 Resultados de tamaño de grano promedio de aceros TWIP en condición de deformación plástica al 40%.

3.5.4 Resultados de difracción de rayos-X.

La estabilidad de la fase austenita en condición de deformación plástica 40% se puso de manifiesto en los difractogramas presentados en la figura 3.47. En este caso, no se presentó ninguna transformación de fase a causa de la deformación del 40% impuesta a cada uno de los aceros. El pico de mayor intensidad que corresponde a la fase $\gamma(111)$ FCC se ubica a un ángulo $2\theta \approx 44.5^\circ$, mientras que a ángulos 2θ mayores tales como 50° y 74° , se identificaron picos de austenita FCC perfectamente definidos, a los que les corresponden los índices cristalográficos $\gamma(200)$ y $\gamma(220)$.

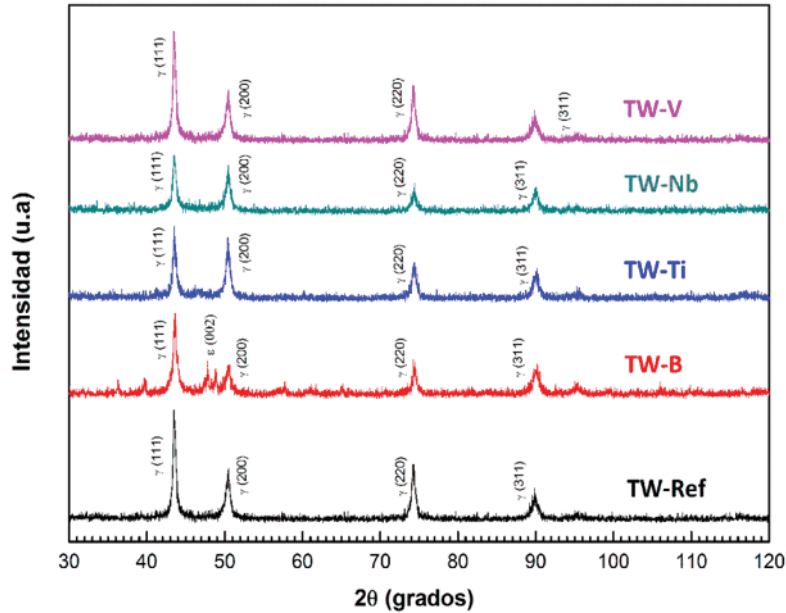


Figura 3.47 Patrones de difracción para la condición de deformación plástica al 40% de los aceros TWIP.

3.5.5 Resultados de microdureza Vickers (HV_{10}).

De los resultados de microdureza Vickers (HV_{10}) para los diferentes aceros TWIP mostrados en la tabla 3.10, resultan valores promedio de microdureza bastante interesantes, ya que superan en gran medida a los obtenidos en el tratamiento térmico de solubilizado. La condición de referencia presenta 320 HV_{10} , mientras que el acero TW-Ti alcanza 313 HV_{10} . Los valores de microdureza más bajos fueron obtenidos en los aceros TWIP microaleados con B y Nb, cuyos valores fueron 254 HV_{10} y 264 HV_{10} , respectivamente. La tendencia general de los valores promedio obtenidos, muestra una disminución respecto a la condición de referencia (figura 3.48). Es importante recalcar que en todos los casos, los valores de microdureza están por encima de los valores obtenidos en la condición de solubilización.

Tabla 3.10 Muestra los valores de microdureza obtenidos para la aleación TWIP en condición de deformación plástica al 40%.

Acero TWIP	Microdureza (HV ₁₀)	Desviación estándar (+/-)
TW-Ref	320.1	11.4
TW-B	254.1	7.8
TW-Ti	313.7	7.8
TW-Nb	262.4	9.5
TW-V	308.3	5.6

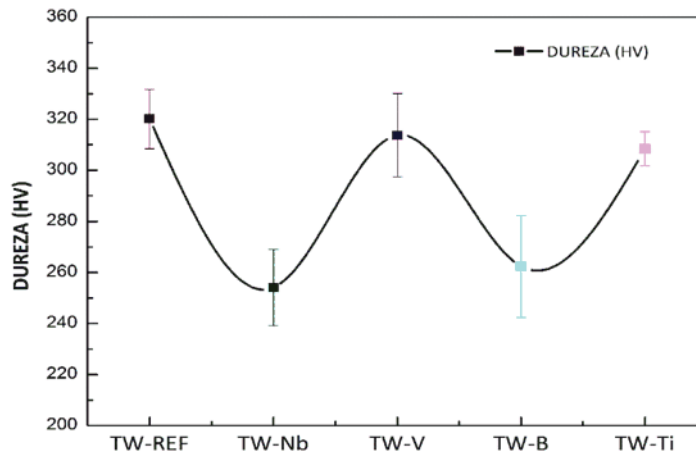


Figura 3.48 Resultados de microdureza obtenidos para los aceros TWIP en condición de deformación plástica al 40%.

3.5.6 Discusión de resultados de la condición de deformación plástica al 40%.

Tal y como se aprecia en las micrografías obtenidas mediante microscopía óptica y electrónica de barrido (SEM), existe un número variable de granos en cada una de las aleaciones como consecuencia de la deformación plástica aplicada. Por otro lado, existe una condición mínima de deformación que permite iniciar los fenómenos de recristalización estática, y de esta manera asociar los fenómenos de velocidad de nucleación y crecimiento que favorezcan la formación del mayor número de granos recristalizados libres de esta deformación, así como un tamaño de grano refinado. Es justamente la condición de

deformación previa, en conjunto con la temperatura de tratamiento de recristalización estática, las variables de mayor relevancia para obtenerlo, sin dejar de lado la influencia que ejercerán los elementos de microaleación presentes.

La presencia del maclaje mecánico tiene como principal característica que uno o dos sistemas de maclas paralelas se encuentran en los granos y la activación de los dos sistemas se presenta de manera secuencial, es decir primero un sistema se activa hasta alcanzar el esfuerzo de cedencia. En esta etapa se generan las maclas y se desarrollan a través de todo el grano, bloqueando su crecimiento por los límites de grano. Dada una deformación en particular, un segundo sistema se activa y maclas de un segundo sistema se desarrollan en los espacios entre las maclas del primer sistema bloqueando, su desarrollo en el tope de dichos espacios. De aquí el patrón de organización que se observa en forma de “escalera”. De esta manera las maclas actúan como fuertes obstáculos para el movimiento de las dislocaciones, tal como los límites de grano y debido a que la fracción de maclas aumenta a medida que la deformación plástica es mayor, el deslizamiento libre promedio de las dislocaciones disminuye, resultando en un elevado valor de endurecimiento [7].

En base a los resultados de microdureza obtenidos, se tiene que se incrementaron los valores en relación a los obtenidos con el tratamiento térmico de solubilizado, presentándose el mayor porcentaje de incremento en los aceros TW-V y TW-Ti con 47 y 46%. Mientras que solo se obtuvo un 20% de incremento en el acero TW-B. Comprobando de esta manera que el grado de endurecimiento presente, es mayor debido a la deformación plástica aplicada.

De acuerdo con los patrones de difracción de rayos-X obtenidos, se pone de manifiesto que la estabilidad de la austenita no se ve afectada por la deformación plástica impuesta, ya que no existe transformación de fase alguna.

3.6 Tratamiento térmico de recristalización estática a 650°C y 750 °C.

3.6.1 Resultados obtenidos de caracterización metalográfica del tratamiento de recristalización estática a 650 °C.

Los resultados de la caracterización metalográfica de los aceros TW-IP en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 650 °C se presentan en las figuras 3.49-3.53. En las cuales es importante destacar que se obtuvieron porcentajes de recristalización bajos, lo cual hace evidente la presencia, en su mayoría, de granos aun maclados producto de la deformación plástica previamente aplicada. En el acero TW-Ref se puede observar en su mayoría una microestructura maclada con algunos indicios de recristalización en los bordes de grano, mientras que en el acero TW-Ti se presentó la menor porción de granos maclados, así como un tamaño de grano recristalizado fino. En el acero TW-B se puede observar un tamaño de grano recristalizado burdo a diferencia del resto de los aceros. El acero que presentó mayor porción recristalizada, es decir libre de maclaje, fue el acero TWIP microaleado con V.

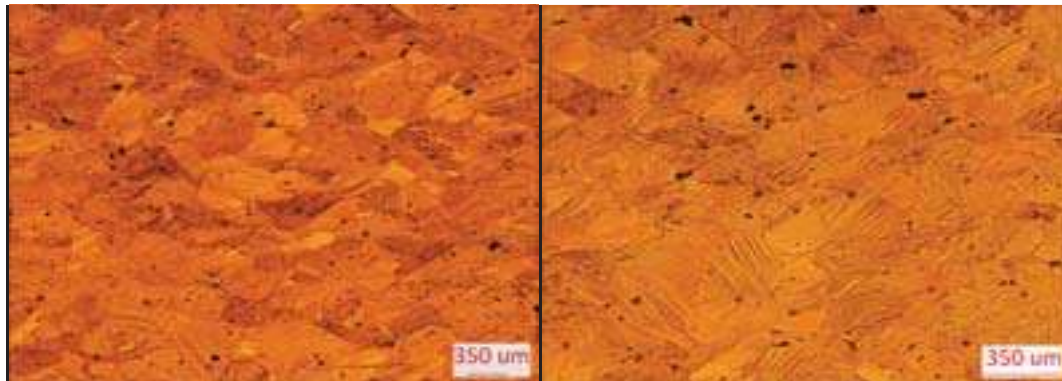


Figura 3.49 Micrografías obtenidas de acero TWIP- Ref en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 650°C a 5 y 10x.

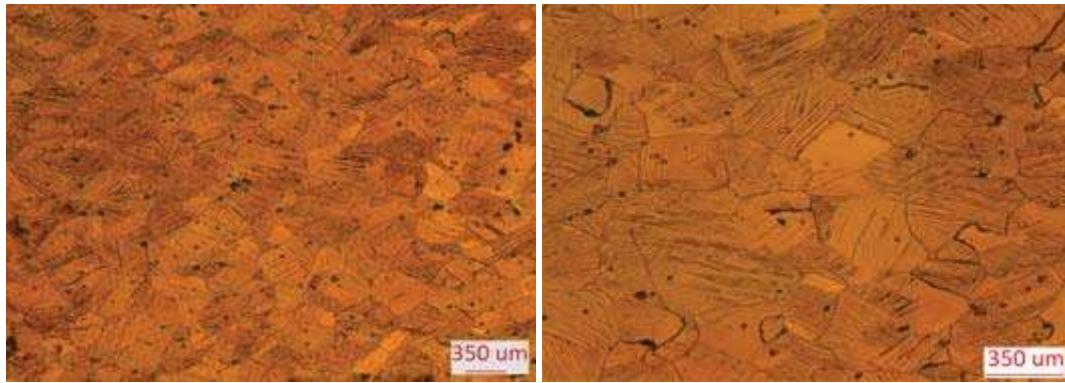


Figura 3.50 Micrografías obtenidas de acero TWIP- B en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 650°C a 5 y 10x.

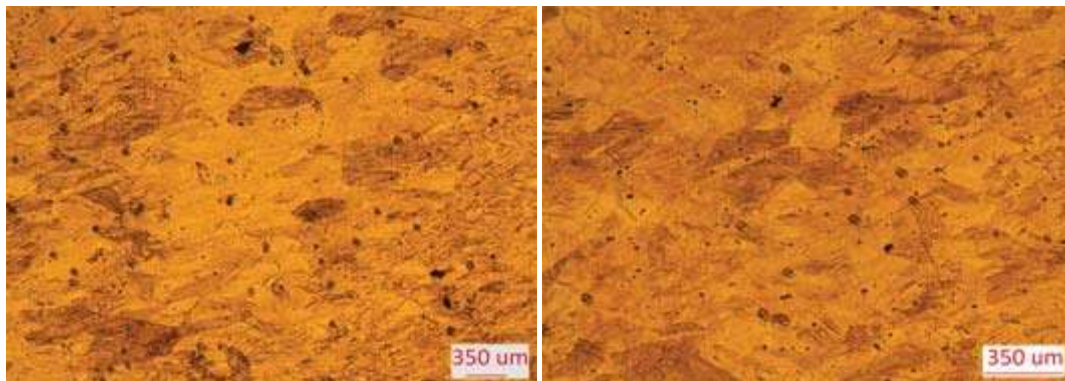


Figura 3.51 Micrografías obtenidas de acero TWIP- Ti en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 650°C a 5 y 10x.

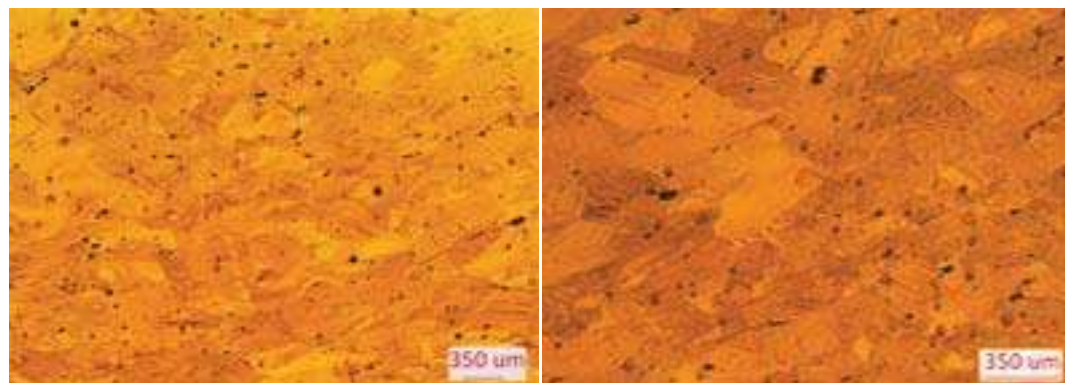


Figura 3.52 Micrografías obtenidas de acero TWIP- Nb en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 650°C a 5 y 10x.

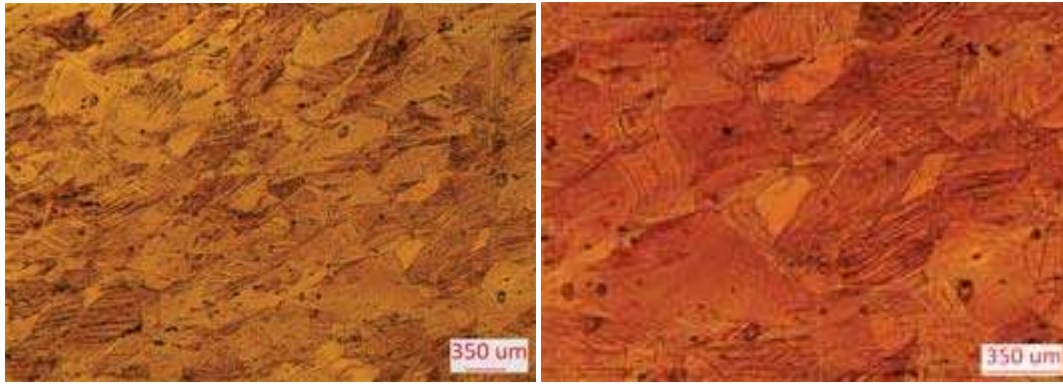


Figura 3.53 Micrografías obtenidas de acero TWIP- V en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 650°C a 5 y 10x.

3.6.2 Resultados del cálculo de fracción recristalizada y tamaño de grano austenítico promedio del tratamiento de recristalización estática a 650°C.

A partir de las mediciones realizadas directamente de las micrografías, se obtuvo la curva de comportamiento de fracción recristalizada mostrada en la figura 3.54. En la cual, la tendencia general es de refinamiento, el acero TW-Ti presentó el mayor grado de refinamiento con un tamaño promedio recristalizado de alrededor de 43 μm . Mientras que en el acero TW-B, se obtuvo un tamaño promedio recristalizado de aproximadamente 70 μm . En la tabla 3.11 se presentan los porcentajes de recristalización en cada uno de los aceros, y se puede observar que el mayor grado de recristalización se obtuvo en el acero TW-B con un porcentaje correspondiente del 15%, seguido del acero TW-V con un 11%.

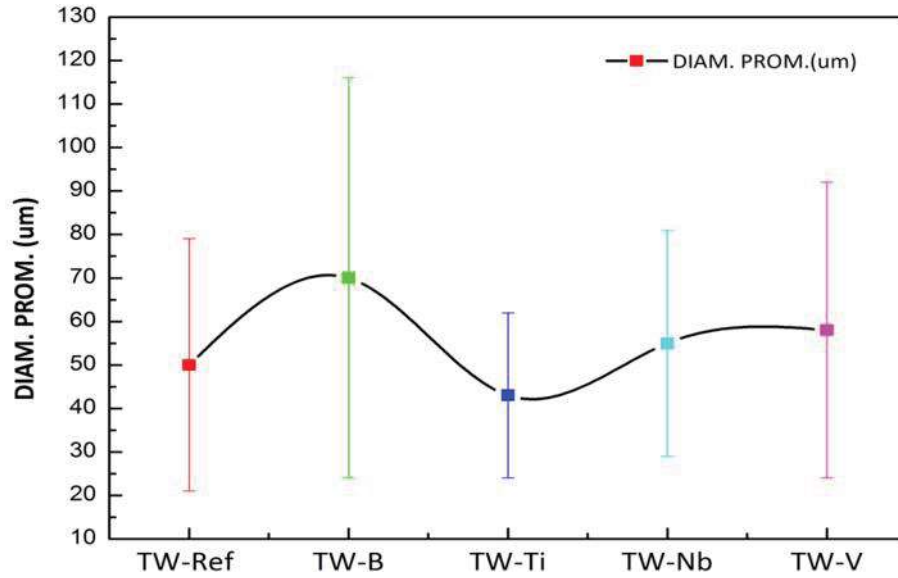


Figura 3.54 Resultados de tamaño de grano promedio recristalizado a 650°C de los aceros TWIP.

Tabla 3.11 Porcentajes de recristalización y tamaño de grano promedio a una temperatura de tratamiento de 650°C para los diferentes aceros TWIP.

Acero TWIP	Fracción recristalizada (%)	Tamaño de grano promedio (µm)	Desviación estándar (+/-)
TW-Ref	6	50	29
TW- B	15	70	46
TW- Ti	11	43	19
TW- Nb	8	55	26
TW- V	12	58	34

3.6.3 Resultados de difracción de rayos-X obtenidos del tratamiento térmico de recristalización estática a 650°C.

En este caso, la estabilidad de la fase austenita se puso de manifiesto en el difractograma obtenido (figura 3.55), ya que no ocurrió ninguna transformación. El pico de mayor intensidad que corresponde a la fase $\gamma(111)$ FCC se ubica a un ángulo $2\theta \approx 44.5^\circ$, mientras que a ángulos 2θ mayores tales como 50° y 74° , se identificaron picos de austenita FCC perfectamente definidos, con los índices cristalográficos $\gamma(200)$ y $\gamma(220)$.

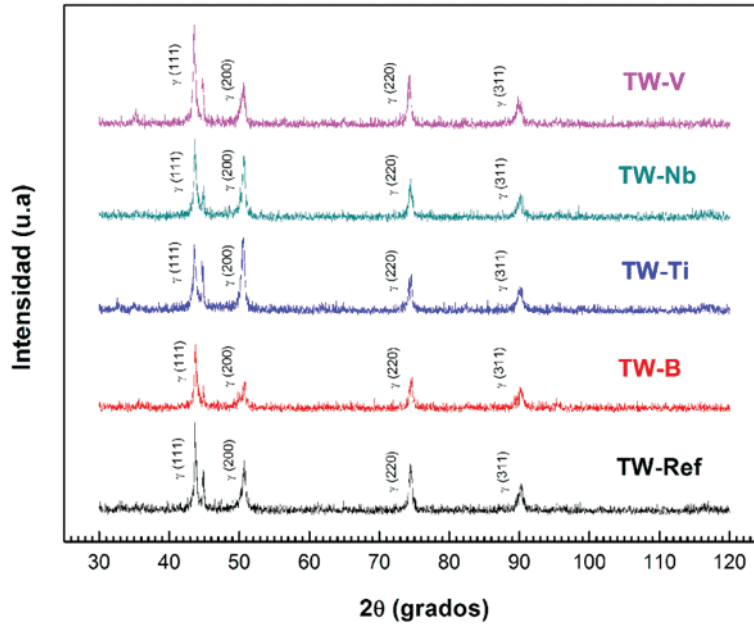


Figura 3.55 Patrones de difracción de rayos-X obtenidos para la condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 650°C de aceros TWIP.

3.6.4 Resultados de microdureza Vickers (HV_{10}) obtenidos del tratamiento térmico de recristalización estática a 650°C.

Los resultados de microdureza HV_{10} obtenidos para los aceros TWIP y presentados en la tabla 3.12, muestran una tendencia de aumento en función de la adición de los elementos de microaleación (figura 3.56). En este caso, se presentó el valor promedio máximo $HV_{10} \approx 286$, para el acero TW-V. Así mismo, el valor más bajo resultó en el acero TW-B, lo cual se relaciona de manera directa con los elevados valores de tamaño de grano promedio recristalizado obtenidos.

Cabe mencionar que los valores obtenidos fueron más bajos respecto a la condición de deformación plástica al 40%, sin embargo, resultaron mayores respecto a la condición de tratamiento térmico de solubilizado.

Tabla 3.12 Valores de microdureza (HV_{10}) obtenidos en la condición de tratamiento térmico de recristalización estática a $650^{\circ}C$ para los diferentes aceros TWIP.

Acero TWIP	Microdureza (HV_{10})	Desviación estándar (+/-)
TW-Ref	269	8
TW-B	263	6
TW-Ti	277	5
TW-Nb	277	10
TW-V	286	8

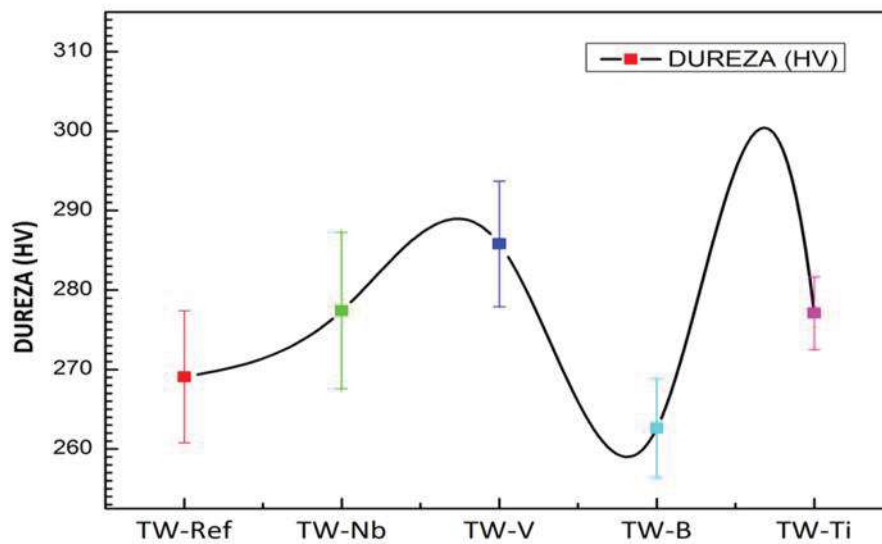


Figura 3.5682 Resultados de microdureza de aceros TWIP en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a $650^{\circ}C$.

3.6.5 Resultados de microscopía de barrido (SEM).

Las figuras 3.57-3.61 presentan con mayor detalle el comienzo de la recristalización estática, ya que es en los puntos triples en donde se puede observar pequeños granos recristalizados sobre la microestructura deformada, así como el elevado porcentaje de área maclada existente aún en los granos del acero TW-B.

En la figura 3.55 que corresponde al acero TW-B, es evidente el elevado crecimiento de grano, al igual que la mezcla existente de granos maclados y granos libres de deformación.

El tamaño de grano más fino se puede observar en las figuras 3.56 y 3.57, que corresponden a los aceros TW-Ti y TW-Nb.

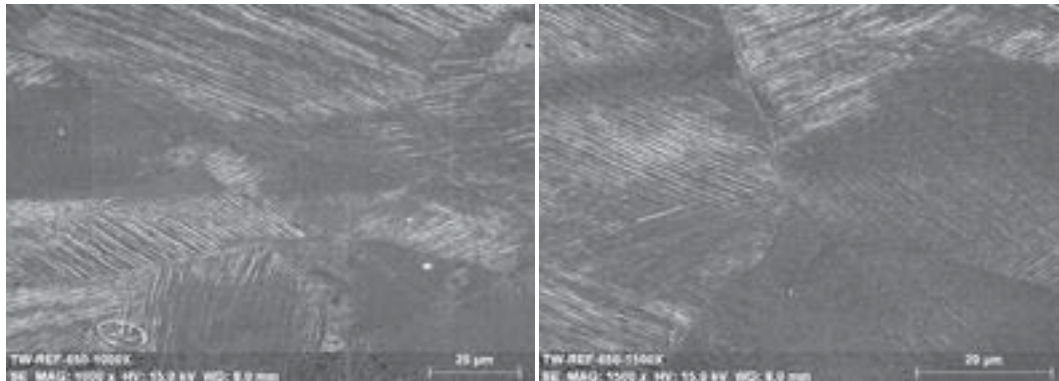


Figura 3.57 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Ref en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 650°C (SEM).

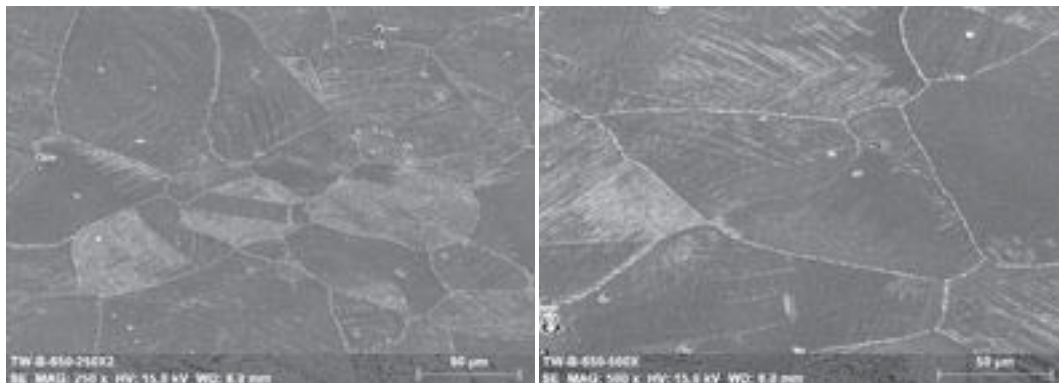


Figura 3.58 Micrografías obtenidas de acero TWIP-B en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 650°C (SEM).

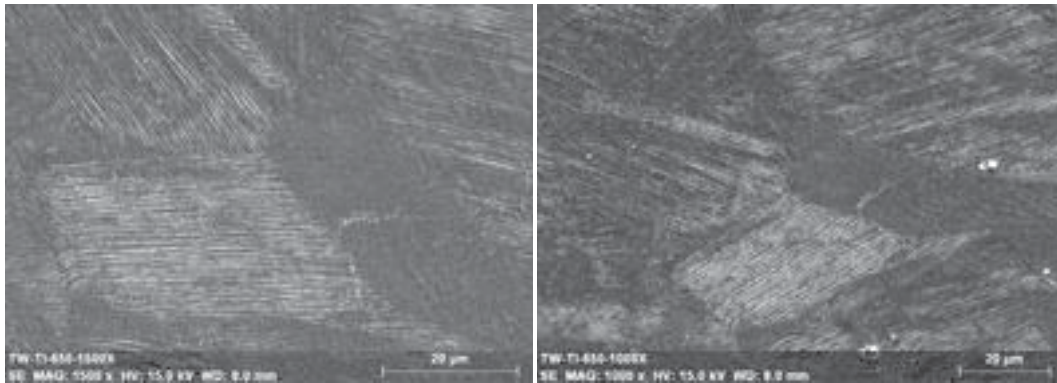


Figura 3.59 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Ti en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 650°C (SEM).

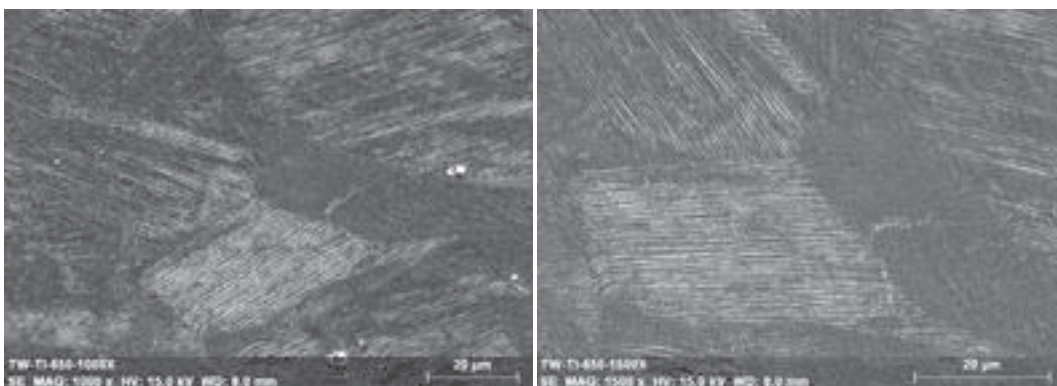


Figura 3.60 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Nb en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 650°C (SEM).

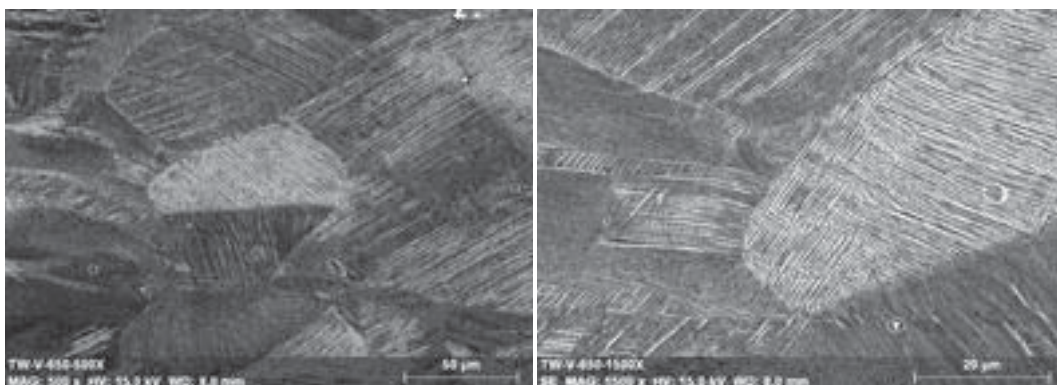


Figura 3.61 Micrografías obtenidas de acero TWIP-V en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 650°C (SEM).

3.6.6 Resultados de caracterización metalográfica del tratamiento de recristalización estática a 750 °C.

Con la finalidad de realizar un estudio comparativo en cuanto al grado del porcentaje de recristalización, así como el tamaño de grano promedio recristalizado en función de la temperatura, se resolvió utilizar una temperatura más elevada sin variar el tiempo, la cual fue de 750°C. En las micrografías obtenidas, se puede observar que el grado de recristalización aumentó de manera considerable presentándose una disminución de las áreas macladas y una distribución más homogénea de los granos recristalizados.

Para este caso, el acero microaleado con Ti (figura 3.64) es el que presenta menores áreas macladas y el tamaño de grano recristalizado más fino. El acero de referencia que se muestra en la figura 3.62 al igual que el acero TW-B (figura 3.63) mostraron un tamaño de grano recristalizado más burdo, al igual que en la condición de tratamiento a 650°C.

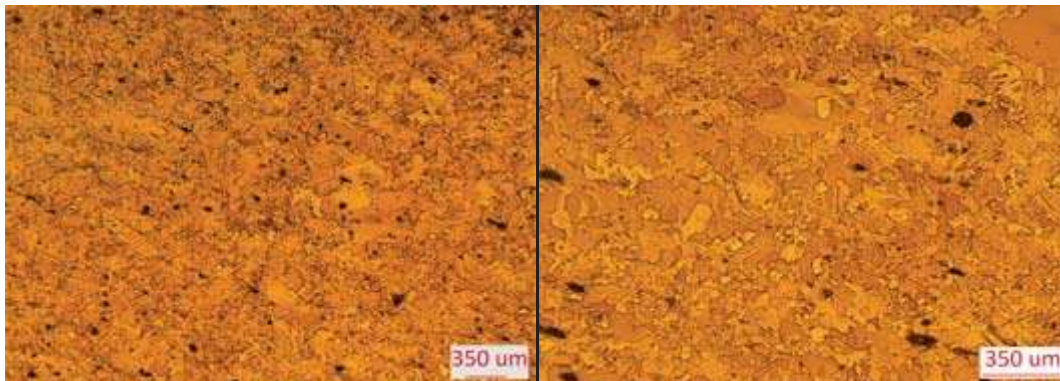


Figura 3.62 Micrografías obtenidas de acero TWIP- Ref en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 750°C a 5 y 10x.

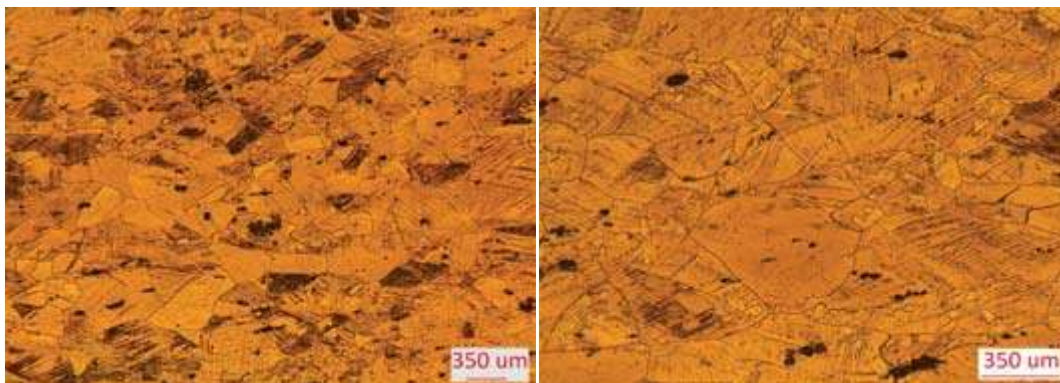


Figura 3.63 Micrografías obtenidas de acero TWIP- B en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 750°C a 5 y 10x.

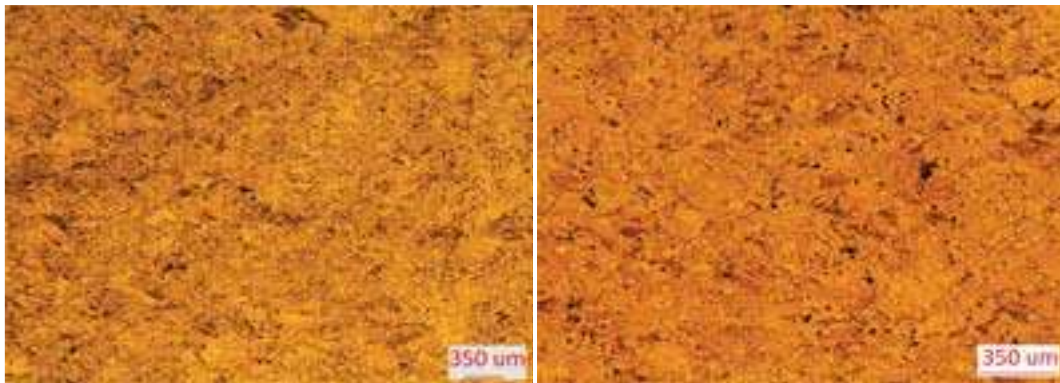


Figura 3.64 Micrografías obtenidas de acero TWIP- Ti en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 750°C a 5 y 10x.

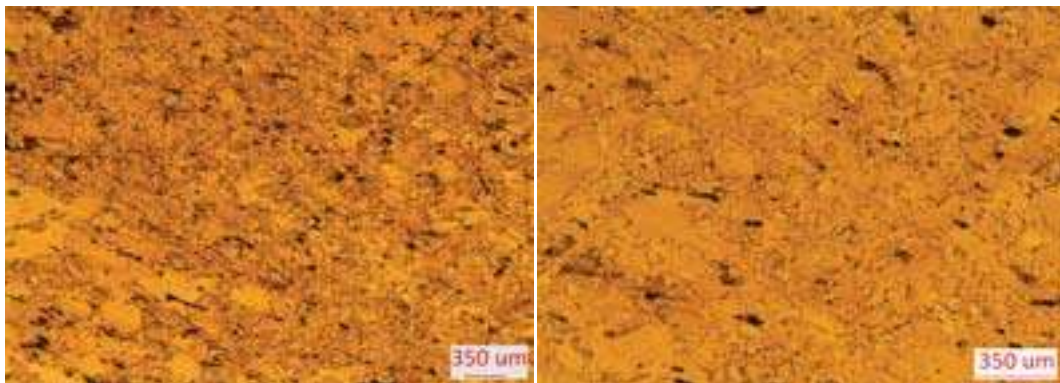


Figura 3.65 Micrografías obtenidas de acero TWIP- Nb en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 750°C a 5 y 10x.

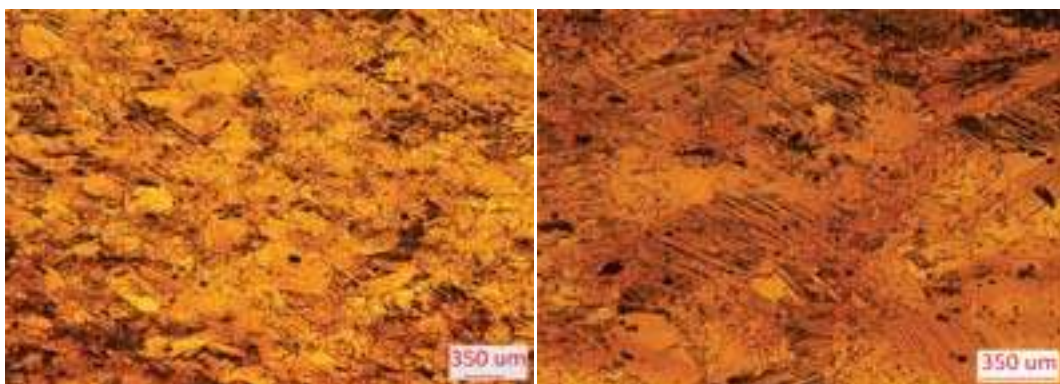


Figura 3.66 Micrografías obtenidas de acero TWIP- V en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 750°C a 5 y 10x.

3.6.6 Resultados del cálculo de fracción recrystalizada y tamaño de grano austenítico promedio del tratamiento de recrystalización estática a 750°C.

En base a las mediciones realizadas para la condición de tratamiento a 750°C se obtuvo un tamaño de grano más fino en todos los aceros, respecto a la temperatura de 650°C. En este caso, el mejor refinamiento de grano lo presenta el acero TW-Ti (27 μm), igual que en la condición de tratamiento a 650°C, tal y como se muestra en la figura 3.67.

En lo que respecta al acero que mayor porcentaje de recrystalización presentó, fue el acero TW-V con un 26% de área recrystalizada, tal y como se muestra en la tabla 3.13.

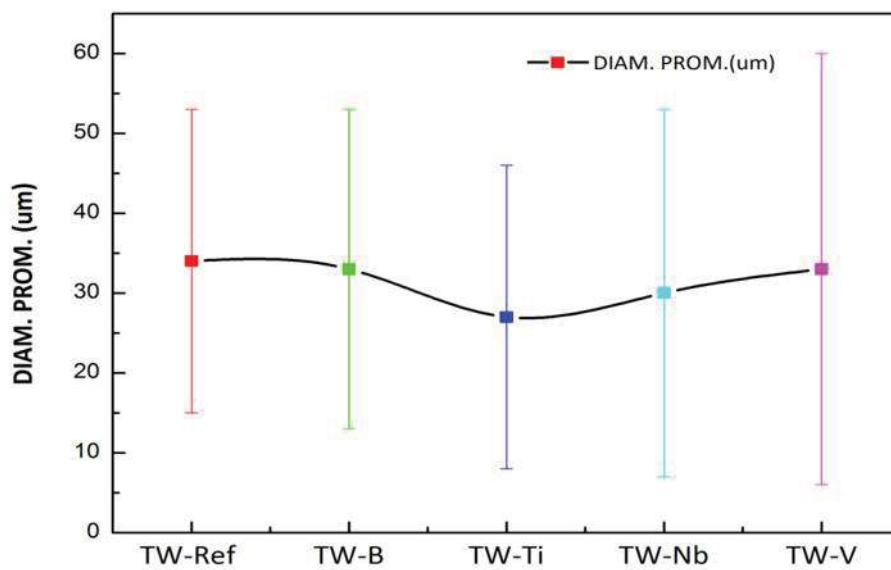


Figura 3.67 Curva de comportamiento del tamaño de grano promedio recrystalizado a 750° de los aceros TWIP.

Tabla 3.13 Porcentaje de recrystalización y tamaño de grano promedio recrystalizado a una temperatura de tratamiento de 750°C para los diferentes aceros TWIP.

Acero TWIP	Fracción recrystalizada (%)	Tamaño de grano promedio (μm)	Desviación estándar (+/-)
TW-Ref	14	34	19
TW- B	16	33	20
TW- Ti	14	27	19
TW- Nb	13	30	23
TW- V	26	33	27

3.6.7 Resultados de difracción de rayos-X obtenidos del tratamiento térmico de recristalización estática a 750°C.

La figura 3.68 muestra los diferentes patrones de difracción de los aceros TWIP, en los cuales se puede observar que el pico correspondiente a fase austenita FCC se encuentra a un ángulo $2\theta \approx 44.5^\circ$ con los índices cristalográficos correspondientes $\gamma(111)$ presentando una intensidad considerable en los cinco aceros TWIP. En los difractogramas también se muestra la presencia de la fase austenita a un ángulo $2\theta \approx 50.5^\circ$ con índices cristalográficos $\gamma(200)$, así como su presencia en picos con menores intensidades a ángulos $2\theta \approx 74^\circ$ y 90° , los cuales fueron identificados con los índices cristalográficos $\gamma(200)$ y $\gamma(311)$, respectivamente.

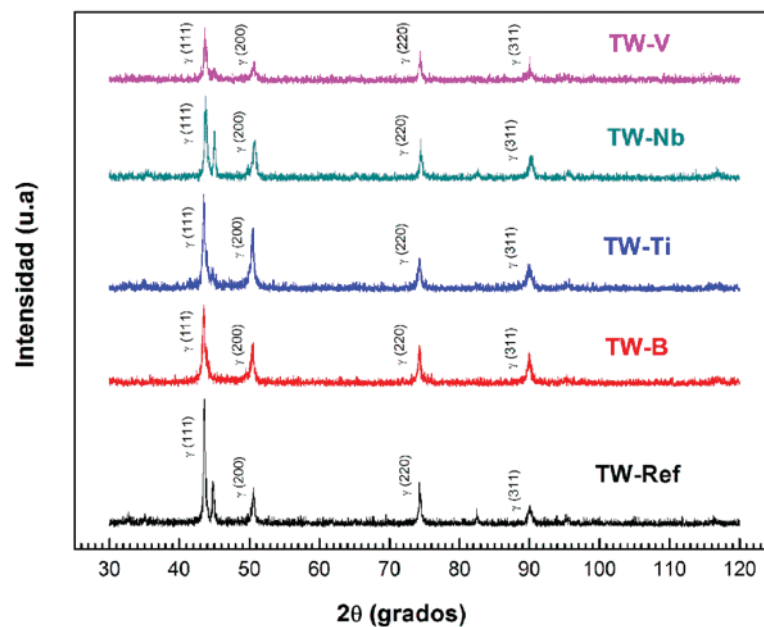


Figura 3.68 Patrones de difracción obtenidos para la condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 750°C de aceros TWIP.

3.6.8 Resultados de microdureza Vickers obtenidos del tratamiento térmico de recristalización estática a 750°C.

La tendencia de crecimiento obtenida en los resultados de microdureza se pone de manifiesto en la figura 3.69. En donde el valor máximo ($HV_{10} \approx 230$) corresponde al acero

TW-V, mismo en el que se obtuvo el mayor porcentaje de recristalización, por lo que resulta evidente el mejoramiento de las propiedades mecánicas. El acero TWIP microaleado con Ti presentó un valor $HV_{10} \approx 218$ haciendo énfasis que en este es donde se obtuvieron los tamaños de grano más finos.

Tabla 3.14 Valores de microdureza (HV_{10}) en la condición de tratamiento térmico de recristalización estática a $750^{\circ}C$ para los diferentes aceros TWIP.

Acero TWIP	Microdureza (HV_{10})	Desviación estándar (+/-)
TW-Ref	182	3
TW-B	208	11
TW-Ti	218	3
TW-Nb	195	3
TW-V	230	7

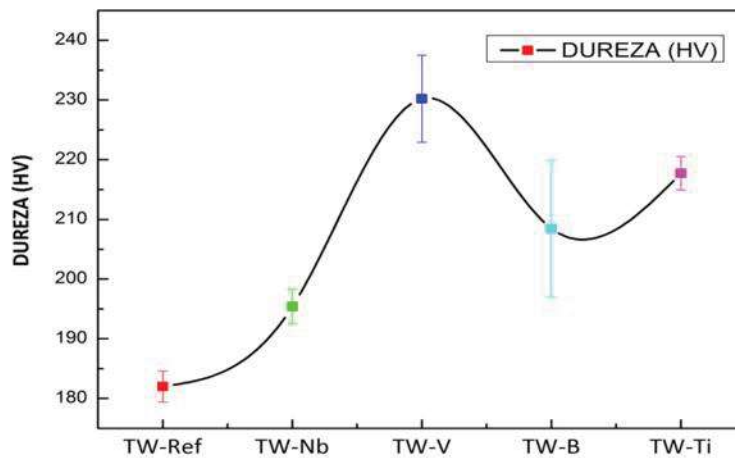


Figura 3.69 Resultados de microdureza de aceros TWIP en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a $750^{\circ}C$.

3.6.9 Resultados de microscopía electrónica de barrido (SEM).

A partir de los resultados de microscopía electrónica de barrido, se corroboró que el acero TW- Nb (figura 3.73) presentó la mayor cantidad de granos maclados, mientras que para el

acero TW-B y TW-V (figuras 3.71 y 3.74) la presencia de granos libres de deformación es más notoria.

Para el caso del acero TW-Ti los granos recristalizados resultaron ser de menor tamaño a diferencia del resto de los aceros, así mismo se detectó la presencia de algunas partículas, cuyo espectro SEM-EDS permitió identificarlas como posibles fases precipitadas de carburo de Ti, tal y como se muestra en la figura 3.72.

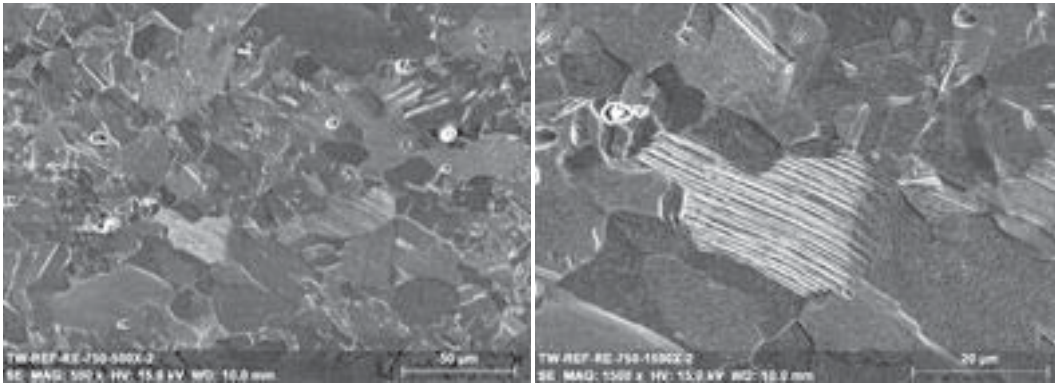


Figura 3.70 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Ref en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 750°C (SEM).

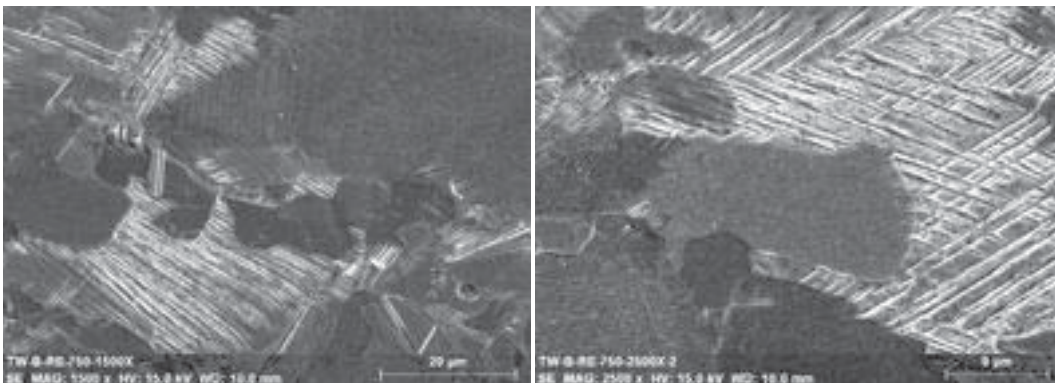


Figura 3.71 Micrografías obtenidas de acero TWIP-B en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 750°C (SEM).

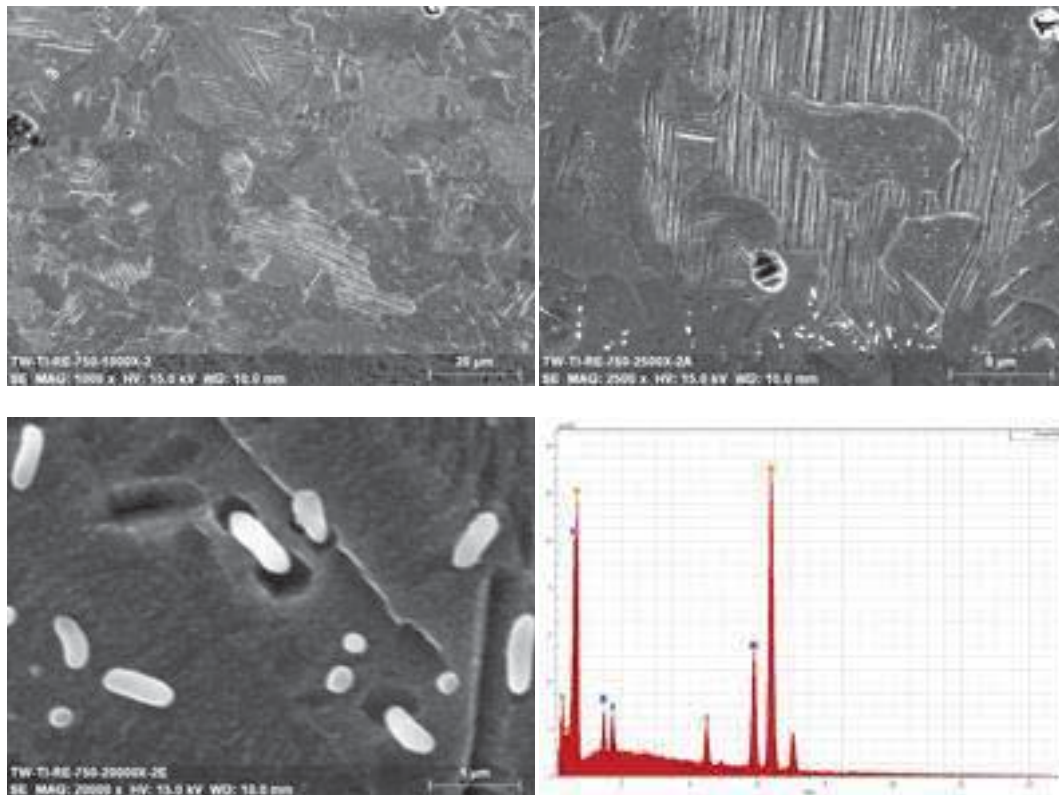


Figura 3.72 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Ti en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 750°C (SEM).

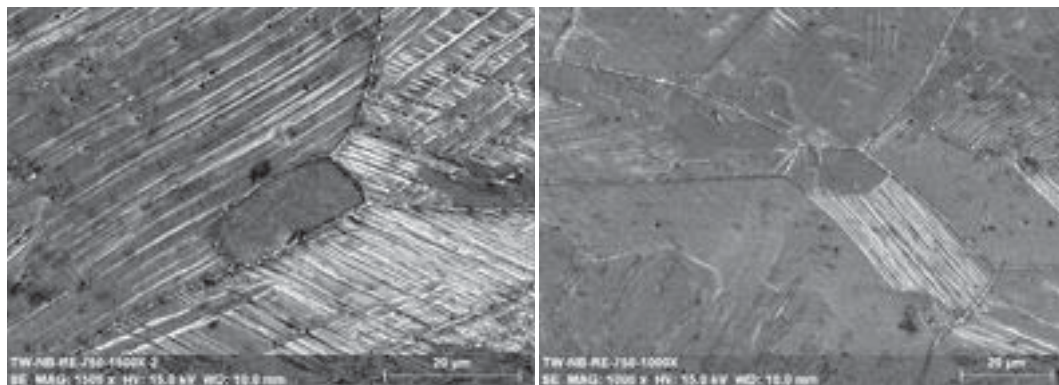


Figura 3.73 Micrografías obtenidas de acero TWIP-Nb en condición de tratamiento térmico de recristalización estática a 750°C (SEM).

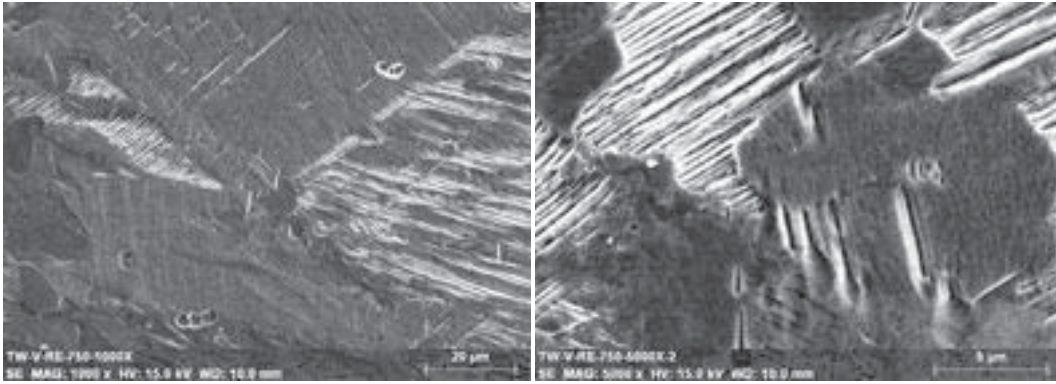


Figura 3.74 Micrografías obtenidas de acero TWIP-V en condición de tratamiento térmico de recrystalización estática a 750°C (SEM).

3.6.10 Discusión de resultados de la condición de tratamiento térmico de recrystalización estática a 650° y 750°.

De acuerdo con los resultados obtenidos del tratamiento térmico de recrystalización estática a 650 y 750°C, se establece que los porcentajes de áreas recrystalizadas mayores se obtuvieron a la temperatura de 750°C en los aceros TW- B y TW-V. No obstante el tamaño de grano recrystalizado más fino se presentó en el acero TW- Ti con un diámetro promedio aproximado de 27 µm. Este efecto de refinamiento está asociado con el efecto térmico sobre la velocidad de nucleación sobre las porciones con mayor grado de maclaje, aunado a la presencia de los elementos microaleantes, los cuales inhiben positivamente sobre el mecanismo de nucleación en el acero. Es importante mencionar, que existe una mezcla considerable de granos recrystalizados y parcialmente recrystalizados. Por lo tanto, las mediciones aquí presentadas son de referencia y deberán tomarse con reserva, ya que en ninguno de los dos casos (650 y 750°C), se presentó una recrystalización total. Teniendo en consideración que el tiempo de tratamiento térmico fue insuficiente. Por otro lado, se corrobora la nucleación de granos recrystalizados preferencialmente en límites de granos o porciones altamente macladas.

Los resultados de microdureza obtenidos a la temperatura de tratamiento térmico de 750 °C comparados con los obtenidos en tratamiento térmico de solubilizado, muestran una notable disminución, esto tiene relación con el estudio realizado por Kang y colaboradores [37] en el cual, establecieron que la temperatura de la disolución de los carburos del tipo M_3C se

encuentra en el rango de 700 y 800°C, y es justamente en este rango, donde obtienen una disminución de la dureza, aún y cuando el porcentaje de granos recristalizados es mayor, tal y como sucedió en nuestro caso. Los difractogramas presentados muestran la estabilidad de la fase austenita en ambos tratamientos térmicos llevados a cabo, siendo el pico $\gamma(111)$ a un ángulo $2\theta \approx 44.5^\circ$ el más intenso y estable.

CAPÍTULO IV

CONCLUSIONES.

A partir de los resultados obtenidos en la presente investigación sobre el efecto de elementos microaleantes (Nb, Ti, V, B) sobre la microestructura de aceros alto manganeso de plasticidad inducida por maclaje (TWIP) bajo diferentes condiciones de tratamiento térmico, se pueden establecer las siguientes conclusiones:

Condición de solidificación.

En esta condición, los aceros TWIP presentan una estructura dendrítica típica de solidificación, con ejes primarios de gran longitud, y dureza relativamente baja. La adición de elementos microaleantes como Nb, V y Ti propicia el refinamiento de la estructura debido a la acción nucleante e inhibición del crecimiento de grano, generando dendritas más finas y dureza mayor, aunque con la adición de B se genera un efecto contrario. En todos los casos predomina la fase austenita-FCC, aunque hay indicios de formación de martensita- ϵ , particularmente en el acero TWIP microaleado con Ti. En general, el acero TWIP microaleado con Nb presenta el más alto grado de refinamiento.

Tratamiento térmico de homogenización.

En esta condición los aceros TWIP presentan una estructura austenítica burda, producto de la descomposición de la estructura dendrítica previa, debido al crecimiento de grano excesivo favorecido por procesos de difusión. La dureza está por debajo de la presentada en condición de solidificación. La adición de elementos de microaleantes como Nb, V, B y Ti, propicia un refinamiento de grano austenítico significativo, el cual se atribuye al efecto de inhibición del crecimiento por anclaje de partículas precipitadas en límites de grano. La estabilidad de la fase austenita-FCC se mantiene en todos los aceros, aunque hay indicios de transformación martensítica en los aceros de referencia, y microaleados con Nb y Ti. En general, el acero TWIP microaleado con Nb presenta el tamaño de grano más fino.

Condición de laminación en caliente.

La estructura general que presentan los aceros TWIP en esta condición, es de granos austeníticos excesivamente crecidos y orientados en el sentido de laminación. La influencia de los elementos microaleantes Ti, V y Nb se puso de manifiesto en un refinamiento de grano considerable, resultando en relación congruente con los valores de microdureza obtenidos. El acero TWIP microaleado con B, presentó un comportamiento distinto, se evidencia que el B favorece la cinética de nuevos granos, al observarse recristalización dinámica. La estabilidad y definición de fase austenita FCC se conserva en todos los aceros. El mayor grado de refinamiento se obtuvo en el acero TW-Ti.

Tratamiento térmico de solubilizado.

La tendencia general del comportamiento del grano austenítico, en relación a la presencia de los elementos microaleantes Ti, B, Nb y V, fue de refinación del tamaño de grano, favorecido por los fenómenos de precipitación de sus compuestos, en los límites de grano. Obteniendo granos con un tamaño más homogéneo y distribución uniforme, descomponiendo la estructura de laminación. La disminución considerable de los valores de dureza, respecto a los obtenidos en la condición de tratamiento termomecánico, es producto de la disolución de carburos, nitruros y/o carbonitruros, provocando ablandamiento en todos los aceros. La estabilidad de la fase austenita FCC persiste en todos los aceros, aunque se detectó la presencia de transformación martensítica, en los cinco aceros TWIP, inducida por condiciones de enfriamiento. En general, el tamaño de grano austenítico más fino se presenta en el acero TW-B.

Condición de deformación plástica al 40%.

La estructura presente en esta condición de estudio, es de granos parcialmente maclados, lo que permite concluir que el porcentaje de deformación aplicado fue insuficiente para alcanzar el 100% de maclaje en los granos austeníticos. Los valores de dureza respecto a los obtenidos en la condición de solubilizado presenta un incremento, debido al elevado endurecimiento que provoca la presencia de maclas de deformación. La estabilidad de la fase austenita FCC en los aceros TWIP no se vio afectada por la deformación plástica

impuesta, ya que no se presentó transformación de fase alguna. En general, en el acero TW-B se obtuvieron los tamaños de grano maclado más refinado.

Tratamiento térmico de recristalización estática a 650 y 750°.

En ambas condiciones de tratamiento, no se obtuvo una recristalización total, por lo que la estructura predominante, es de granos parcialmente recristalizados y algunos con recristalización completa, con lo que se concluye que el tiempo de permanencia fue insuficiente, para activar los mecanismos de nucleación y crecimiento de nuevos granos. El tamaño de grano recristalizado más fino se obtuvo en el acero microaleado con Ti a la temperatura de 750°C, producto del efecto térmico sobre la velocidad de nucleación sobre las porciones con mayor grado de maclaje, aunado a la presencia de los elementos microaleantes presentes B, Nb y V. La notable disminución de los valores de dureza a la temperatura de 750°C, respecto a los obtenidos a 650°C, se atribuye a la disolución de carburos, cuyo rango de disolución se encuentra entre 700°C y 800°C. La estabilidad de la fase austenita FCC, se evidencia en ambos tratamientos térmicos llevados a cabo.

RECOMENDACIONES Y TRABAJO A FUTURO.

Se recomienda realizar un estudio de microscopía electrónica de transmisión (TEM) para determinar la naturaleza, composición química, tamaño, morfología y distribución de los precipitados formados en la región adyacente al límite de grano. Para lo cual se puede usar técnicas de alta resolución HRTEM y EELS.

De igual manera, se recomienda dar continuidad de los estudios de recristalización estática (SRX) para determinar las curvas de recristalización completas a diferentes temperaturas en el rango de 550° C- 750°C.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.

- 1.- World Auto Steel: “*Advanced high strength steels (AHSS) application guidelines*”, (Ver. 4.1) (2009) pp. 1-38.
- 2.- Observatorio Tecnológico del Metal: “*Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS)*”, (2008) pp. 2-3.
- 3.- O. Bouaziz, S. Allain, C. P. Scott, P. Cugy, D. Barbier: “*High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships*”, Current Opinion in Solid State and Materials Science, vol. **15**(4), (2011) pp. 141-168.
- 4.- S. Allain, J.P. Chateau, and O. Bouaziz: “*A physical model of the twinning-induced plasticity effect in a high manganese austenitic steel.*”, Materials Science and Engineering: A, vol. **387**, (2004) pp. 143-147.
- 5.- O. Grässer, L. Krüger, G. Frommeyer, L. Meyer: “*High strength Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP steels development-properties-application*”, International Journal of Plasticity vol.(15), (2000) pp. 1391-1409.
- 6.- G. Frommeyer and E. J. Drewes, La Revue de Métallurgie (2000) pp. 1245-1253.
- 7.- S. Allain, J .P. Chateau, D. Dahmoun and O. Bouaziz: “*Modelling of mechanical twinning in a high manganese content austenitic steel*”, Materials Science and Engineering A, (387-389), (2004) pp. 272-276.
- 9.- K.Sato, K.Tanaka and Inoue: “*Determination of the α/γ Equilibrium in the Iron Rich Portion of the Fe-Mn-Al System*”, ISIJ International vol. (29), (1989) pp.788-792.
- 10.- H.Schumann, J . Kristall Technik: “*Driving Force for $\gamma \rightarrow \epsilon$ Martensitic Transformation and Stacking Fault Energy of $\gamma \rightarrow \epsilon$ in Fe-Mn Binary System*”, Metall Mater Trans A vol.31 A, (2000) pp. 355-360.
- 11.- P.Y. Volosevich, V.N. Grindnev, Y.N. Petrov: “*Stacking-Fault Energy in Iron-Manganese Alloys*”, Phys Met Metallography vol.42, (1976) pp.126-130.
- 12.- Y.K. Lee and C.S. Choi: “*Driving Force for $\gamma \rightarrow \epsilon$ Martensitic Transformation and Stacking Fault Energy of γ in Fe-Mn Binary System*”, Metall Mater Trans A vol. 31A, (2000) pp. 355-360.
- 13.- D. Cornette, P. Cugy, A. Hildenbrand, M. Bouzekri and G. Lovato: “*Ultra High Strength FeMn TWIP Steels for automotive safety parts*”, Rev Metall vol.12, (2005) pp.905-918.

- 14.- O. Grässel, G. Frommeyer, C. De rder, H.Hofmann: “*Phase Transformation and Mechanical Properties of Fe-Mn-Si-Al TRIP-Steels*”, J Phys IV vol.110, (1997) pp. 383 - 388.
- 15.- S. Vercammen: “*Processing and Tensile Behaviour of TWIP steels Microstructural and Texture Analysis*”. Ph.D. Thesis katholieke Universitet Leuven, Belgium, (2004).
- 16.- J Charles, A. Berghe´zan, A. Lutts: “*Structural and Mechanical Properties of High-Alloy Manganese-Aluminum Steels*”, J Phys vol. 43, (1982) pp. C4-435.
- 17.- R.E. Schramm, R.P . Reed: “*Stacking fault energies of seven commercial austenitic stainless steels*”, Metall Trans A vol. 6A, (1975) pp. 1345-1351.
- 18.- S. Takaki, T. Furuya and Y. Tokunaga: “*Effect of Si and Al Additions on the Low Temperature Toughness and Fracture Mode of Fe-27Mn Alloys*”, ISIJ International vol.30 (8), (1990) pp. 632-638.
- 19.- S. Illescas: “*Estudio del efecto de los elementos microaleantes en un acero HSLA, en Ciencia de los materiales e Ingenieria Metalurgica de la Universidad de Barcelona*. (2007), Universidad Barcelona, España.
- 20.-E. López Chipres: “*Estudio del comportamiento de la fluencia en caliente de aceros microaleados al B*”. Tesis de doctorado en Instituto de Investifgaciones Metalurgicas, UMSNH. (2008) pp.(1-225).
- 21.-M.G. Herrero: “*Aspectos diferenciales de la evolución microestructural de los aceros microaleados (Nb, V) durante la deformación en caliente en condiciones isotérmicas y de enfriamiento continuo: Recristalización estática, percipitación, transformación de fase*”. Escuela Técnica Superior de Ingenieros de Minas. Universidad Politécnica de Madrid, (2004) pp. 633.
- 22.- G.I. Sil`man: “*Phase diagram of alloys of the Fe-C-Mn system and some estructural effects in this system. Part 2 Calculation and construction of Isothermal sections of the diagram*”, Metal Science and Heat Treatment vol. 47, (2005) pp. 3-9.
- 23.- G.I. Sil`man, “*Phase diagram of alloys of the Fe-C-Mn system and some structural effects in this system. Part 3 Polythermal sections and projections of the diagram*”, Metal Science and Heat Treatment vol. 47, (2005) pp. 3-7.
- 24.-G.E. Dieter, *Mechanical Metallurgy*, SI Metric Edition, Mc Graw Hill, (1988) pp. 132-135.
- 25.- S.C. Oh, Y.G. Kim, W .S and S.H. Hong: “*Effect of Aluminium on deformation mode and mechanical properties os austenitic Fe-Mn-Cr-Al-C alloy*”, Materials Science Engineering,(1995) pp.147-156.

26. A. Rohatgi, K.S. Vecchio, G.T. Gray: "*The influence of stacking fault energy on the mechanical behavior of Cu and Cu-Al alloys: deformation twinning, work hardening, and dynamic recovery*" Metallurgical Materials Transactions A vol.32-A, (2001) pp. 135-145.
- 27.- J. Christian, S. Mahajan: "*Deformation Twinning*", Progress in Materials Science Pergamon vol. 39, (1995) pp. 1-157.
- 28.- R. Hill: "*Inhomogeneity of plastic deformation*", ASM Metals Park vol.11, (1973) pp. 285.
- 29.- G. F. Bolling and R. H. Richman, Acta Metallurgica vol.13, (1965) pp. 709, 723, 745.
- 30.- A.R. Rosenfield, B.L. Averbach, M. Cohen, Acta Materialia vol. 11, (1963) pp. 1100.
- 31.- N.A. Boucher, J.W. Christian, Acta Metallurgica vol.20, (1972) pp. 581.
- 32.- S. Mahajan, Phys. Stat. Sol.vol. A2, (1970) pp.217.
- 33.-C.J. Mc Hargue and McCoy, Transactions Metallurgical Society American Engineering vol. 227, (1963) pp.1170.
- 34.- S.Mahajan, S. Jin, D. Brasen, Acta Materialia vol.28, (1980) pp. 971
- 35.- B.Bhattacharya, A.S. Sharma, S. S. Hazra, R.K. Ray: "*A Study of Microstructures and Tensile Properties of Two Fe-Mn-Al-Si-C Alloys*", Metallurgical and materials transactions A vol.40(5), (2009) pp. 1190-1202.
- 36.- J.D. Yoo, S. W. Hwang, and K.T Park, "*Factors influencing the tensile behaviour of a Fe-28Mn-9Al-0.8C steel*", Materials Science and Engineering A vol. 508, (2009) pp. 234-240.
- 37.- S. Ka ng, Y.S. J ung, J.H. Jun, Y.K. L ee, "*Effects of recrystallization annealing temperature on carbide precipitation, microstructure, and mechanical properties in Fe-18Mn-0.6C-1.5Al TWIP steel*", Materials Science and Engineering A vol.527,(2010) pp.745-751.
- 38.- M. Sasaki, K. Matsuura, K. Ohsasa and M. Ohno: "*Effects of addition of titanium and boron on columnar austenite grain in carbon steel*", ISIJ International, Vol. 49 (9), (2009) pp. 1367-137.
- 39.-P. Sahu, A.S Hamada, R.N. Ghosh and L.P. Karjalainen: "*X- Ray diffraction study on cooling-rate-induced martensitic transformation in cast-homogenized Fe-26Mn-0.14C austenitic steel*", Metallurgical and Materials Transactions A vol. **38**(a), (2007) pp. 1991-2000.
- 40.- H. K. Hee: "*The microstructures and mechanical properties of an austenitic Nb-bearing Fe-Mn-Al-C alloy processed by controlling rolling*", Materials Science and Engineering A vol. 279(2), pp. 1-9.

41.- A.S. Hamada, L. P. Karjalainen, M.C. Somani: "*The influence of aluminum on hot deformation behavior and tensile properties of high-Mn TWIP steels*", Materials Science and Engineering: A vol. 467(1), (2007) pp. 114-124.

42.- S.S. Hansen, J.B. Vander Sande, and M. Morris Cohen, Metallurgical Transactions A vol.11, (1980) pp. 387-402.

ANEXOS

Anexo A. Picos de difracción de rayos-X reportados en aceros TWIP.

Base de datos recopilada para los planos e índices identificados en trabajos previos para los aceros TWIP, que sirvió como guía de identificación para los diferentes difractogramas presentados.

Autor: J. D. Yoo, S. W. Hwang, and Kyung-Tae Park, “Factors influencing the tensile behaviour of a Fe-28Mn-9Al-0.8C steel”, Materials Science and Engineering A vol. 508, (2009) pp. 234-240..

Condición	Composición	Ángulos	Índices
Solubilizado (1000°C hasta 1 hr.)	Fe- 28 Mn- 9 Al- 0.8 C	43,49,72,88,92	γ (111); γ (200); γ (220); γ (311); γ (222)
		43,49,72,88,92	γ (111); γ (200); γ (220); γ (311); γ (222)
		43,49,72,88,92	γ (111); γ (200); γ (220); γ (311); γ (222)
Solubilizado a varias temperaturas por 1 hr.	Fe- 28 Mn- 9 Al- 0.8 C	43,44,49,64,72,81,88,92	γ (111); α (110); γ (200); α (200); γ (220); α (211); γ (311); γ (222)
		43, 44,49,72,81,88,92	γ (111); α (110); γ (200); γ (220); α (211); γ (311); γ (222)
		43, 49,72, 88,92	γ (111); γ (200); γ (220); γ (311); γ (222)
Ensayado a varias temperaturas con una velocidad de deformación inicial de 10 ⁻³ s ⁻¹ después de romper	Fe- 28 Mn- 9 Al- 0.8 C	43, 49, 72, 88,92	γ (111); γ (200); γ (220); γ (311); γ (222)
		43, 49,72,88	γ (111); γ (200); γ (220); γ (311)
		43, 44, 49, 64, 72, 81, 88,	γ (111); α (110); γ (200); α (200); γ (220); α (211); γ (311)
		43, 44, 49, 64, 72, 81, 88, 92	γ (111); α (110); γ (200); α (200); γ (220); α (211); γ (311); γ (222)

Autor: X.D. Wang, B.X. Huang y Y.H. Rong, “Mechanical behaviour and martensitic transformation of an Fe-Mn-Si-Al-Nb alloy”, Materials Science and Engineering: A vol.43(40), (2006) pp. 306-311.

Homogenización a 1230°C por 1 hr. y después laminadas en caliente a 1150°C	Fe-20Mn-2Si-2Al	43, 50, 74	γ (111); γ (200); γ (220)
		42, 43,44, 46, 51,64, 74	ϵ (100); γ (111); α (110); ϵ (002); ϵ (102); α (200); γ (220)

Autor: Yaping Lu, Bevis Hutchinson, Dmitri A. Molodov, Gunter Gottstein, “Effect of deformation and annealing on the formation and reversion of ϵ -martensite in an Fe-Mn-C alloy”, Acta Materialia vol. 58(8), (2010) pp. 3079-3090.

Antes de laminación en frío, laminadas en frío y las muestras recocidas a 630°C por 16 seg.	Fe-22 Mn-0.376 % C	25, 45	γ (111) ; γ (220)
		25.5, 27.5	γ (111); ϵ (101)
		25.5, 27.5	γ (111); ϵ (101)
		26,27.5	ϵ (002); ϵ (101)
		26,27.5,37,51	ϵ (002); ϵ (101); ϵ (102); ϵ (103)

Autor: LI Da-zhao, WEI Ying-hui , LIU Chun-yue, HOU Li-feng, LIU Dong-leng, JIN Xian-zhe, “*Effects of high strain rate on properties and microstructure evolution of TWIP steel subjected to impact loading*”, Journal of Iron and Steel Research, International vol.17(6), (2010) pp. 67-73.

Forjado y recocido a 1100°C por una hora.	Fe- 29.85Mn-3.07Al-2.98Si-0.01S-0.0068P	43,50,74	γ (111); γ (200); γ (220)
		43,50,74	γ (111); γ (200); γ (220)
		43,50	γ (111); γ (200)
		43,50,74	γ (111); γ (200); γ (220)
		43,50,74	γ (111); γ (200); γ (220)

Autor: J.A. Jiménez, G. F frommeyer, “*Analysis of the microstructure evolution during tensile testing at room temperature of high-manganese austenitic steel*”, Materials Characterization vol. 61, (2010) pp. 221-226

Sin deformacion	22% Mn-0.6%C	43,51,75	γ (111); γ (200); γ (220)
-----------------	--------------	----------	--

Autor: Autor: X.D. Wang, B.X. Huang y Y.H. Rong, “*Mechanical behaviour and martensitic transformation of an Fe-Mn-Si-Al-Nb alloy*”, Materials Science and Engineering: A vol.43(40), (2006) pp. 306-311.

	Fe-23Mn-2Si-2Al-Nb	44,51,75	γ (111); γ (200); γ (220)
		41,43,44,47,51,62,64,74	ϵ (100); γ (111); α (110); ϵ (002); γ (200); ϵ (102); α (200); γ (220)
		41,43,44,47,51,62,64,74	ϵ (100); γ (111); α (110); ϵ (002); γ (200); ϵ (102); α (200); γ (220)

Autor: A.S. Hamada, L.P. Karjalainen, M.C. Somani: “*The influence of aluminum on hot deformation behavior and tensile properties of high-Mn TWIP steels*”, Materials Science and Engineering: A vol. 467(1), (2007) pp. 114-124.

Deformacion en caliente con velocidades de deformacion de 5 s-1 seguido de enfriamiento al aire o agua	Fe-26Mn-0.14C	44,44.5,47,51,62,74.5,83,90.5,95.5	γ (111); ϵ (002); ϵ (101); γ (200); ϵ (102); γ (220); ϵ (103); γ (311); γ (222)
		44,47,51,74.5,90.5,95.5	γ (111); ϵ (101); γ (200); γ (220); γ (311); γ (222)
		44, 47, 51, 74.5, 90.5, 95.5	γ (111); ϵ (101); γ (200); γ (220); γ (311); γ (222)

Autor: A. Grajcar, W. Borek, "Thermo-mechanical processing of high-manganese austenitic TWIP-type steel", Archives of Civil and Mechanical Engineering vol.8, (2008) pp.29-38.

Forja abierta de ancho 220 mm y un espesor de 20 mm	27Mn-4Si-2Al-Nb-Ti	51, 54.5, 59, 88.5, 111	γ (111); ϵ (101); γ (200); γ (220); γ (113)
		51,59, 88.5,111	γ (111); γ (200); γ (220); γ (113)
		51,59, 88.5,111	γ (111); γ (200); γ (220); γ (113)

Autor: L.A. Dobrzanski, A. Grajcar, W. Borek, "Microstructure evolution and phase composition of high-manganese austenitic steels, Journal of achievements in Materials and Manufacturing Engineering vol.38(2), (2008) pp. 218-225.

Forja abierta de ancho 220 mm y un espesor de 20 mm	27Mn-4Si-2Al-Nb-Ti	51, 44.5, 68, 89.5,111.5	γ (111); ϵ (101); γ (200); γ (220); γ (113)
---	--------------------	--------------------------	--

Autor: L.A. Dobrzanski, A. Grajcar, W. Borek, "Microstructure evolution of high-manganese steel during the thermomechanical processing" Journal of achievements in Materials and Manufacturing Engineering vol. 37(2), (2009) pp.69-76.

Forja abierta de ancho 220 mm y un espesor de 20 mm	26Mn-3Si-3Al-Nb-Ti	51, 59, 89.5,110.5	γ (111); γ (200); γ (220); γ (113)
	27Mn-4Si-2Al-Nb-Ti	51, 54.5,59,89.5,111.5	γ (111); ϵ (101); γ (200); γ (220); γ (113)
	27Mn-4Si-2Al-Nb-Ti	51, 54.5,59,89,111	γ (111); ϵ (101); γ (200); γ (220); γ (113)
		51,54.5,59,89,111	γ (111); ϵ (101); γ (200); γ (220); γ (113)
		51,54.5,59,89,111	γ (111); ϵ (101); γ (200); γ (220); γ (113)
		51,54.5,59,89,111	γ (111); ϵ (101); γ (200); γ (220); γ (113)
		51,54.5,59,89,111	γ (111); ϵ (101); γ (200); γ (220); γ (113)

Autor: Dai Yong, Tang Di, Mi Zhen-li, Lu Jian-Chong, "Microstructure characteristics of an Fe-Mn-C TWIP steel after deformation", Journal of Iron and Steel Research International vol.17(9), (2010) pp. 53-59.

Forja abierta de ancho 220 mm y un espesor de 20 mm	26Mn-3Si-3Al-Nb-Ti	51, 59, 89.5,110.5	γ (111); γ (200); γ (220); γ (113)
	27Mn-4Si-2Al-Nb-Ti	51, 54.5,59,89.5,111.5	γ (111); ϵ (101); γ (200); γ (220); γ (113)
	27Mn-4Si-2Al-Nb-Ti	51, 54.5,59,89,111	γ (111); ϵ (101); γ (200); γ (220); γ (113)
		51,54.5,59,89,111	γ (111); ϵ (101); γ (200); γ (220); γ (113)
		51,54.5,59,89,111	γ (111); ϵ (101); γ (200); γ (220); γ (113)
		51,54.5,59,89,111	γ (111); ϵ (101); γ (200); γ (220); γ (113)
		51,54.5,59,89,111	γ (111); ϵ (101); γ (200); γ (220); γ (113)

