



**UNIVERSIDAD MICHOACANA DE
SAN NICOLÁS DE HIDALGO**

**INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN
METALURGIA Y MATERIALES**



Programa de Doctorado en Ciencias en Metalurgia y Ciencias de los Materiales

“Estudio del comportamiento de la fluencia en caliente y determinación de mapas de procesamiento de aceros de plasticidad inducida por maclaje (TWIP) microaleados”

Tesis que para obtener el grado de:

Doctor en Ciencias en Metalurgia y Ciencias de los Materiales

Presenta:

M. C. David Mijangos Espinosa

Asesor:

Dr. Ignacio Mejía Granados

Profesor e Investigador Titular “C”,

Departamento de Metalurgia Mecánica IIMM-UMSNH.

Co-asesor:

Dr. José María Cabrera Marrero

Catedrático de Universidad, Departamento de Ciencia e Ingeniería de Materiales, EEBE,

Universitat Politècnica de Catalunya, Barcelona, Spain.

Morelia Michoacán, México febrero 2023



Instituto de Investigación
en Metalurgia y Materiales

Of. Num. IIMM-ST-001-2023
Morelia Mich., a 03 de Febrero de 2023

M.C. DAVID MIJANGOS ESPINOSA
Presente

Por medio de la presente, esta dirección del Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, tiene a bien informarle que para presentar su examen de grado de Doctor en Ciencias en Metalurgia y Ciencias de los Materiales con la tesis titulada: "ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO DE LA FLUENCIA EN CALIENTE Y DETERMINACION DE MAPAS DE PROCESAMIENTO DE ACEROS DE PLASTICIDAD INDUCIDA POR MACLAJE TWIP MICROALEADOS", le ha sido asignada la siguiente mesa sinodal:

93002670	DR. IGNACIO MEJIA GRANADOS	(PRESIDENTE)
17010001	DR. JOSE MARIA CABRERA MARRERO	(Co-Presidente)
01001531	DR. JOSE LEMUS RUIZ	(Vocal)
01003062	DR. ARNOLDO BEDOLLA JACUINDE	(Vocal)
13010068	DR. PEDRO GARNICA GONZALEZ.	(Vocal)
03003795	DR. HECTOR GUILLERMO CARREON GARCIDUEÑAS	(Suplente)

Agradeciendo de antemano las atenciones que se sirva prestar a la presente, aprovecho para enviarle un cordial saludo.

Atentamente

U. M. S. N. H.



Dr. Víctor Hugo López Morelos
Director

Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales
Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo



AGRADECIMIENTOS

- Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por el sustento económico otorgado durante el periodo de realización de doctorado.
- A la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo (UMSNH) por ser mi casa de estudios en los cuatro años de mis estudios de posgrado.
- Al Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales (IIMM) por brindarme la oportunidad de pertenecer al programa de Doctorado en Ciencias en Metalurgia y Ciencia de los Materiales.
- Al Departamento de Metalurgia Mecánica del IIMM especialmente mi asesor el Dr. Ignacio Mejía Granados, por darme la oportunidad de ser parte de su grupo de trabajo y estar muy atento en la evolución de este proyecto. A mis compañeros y amigos Carlos, Dulce, Marcos, por recorrer parte del camino conmigo y siempre brindarme su apoyo.
- Al Departamento de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de Materiales de la Universidad Politécnica de Cataluña UPC-España por las facilidades otorgadas para realizar los ensayos de deformación de los aceros utilizados en este proyecto, especialmente al Dr. José María Cabrera Marrero.
- A mi comité tutorial Dr. Arnoldo Bedolla Jacuide, Dr. José Lemus Ruiz, Dr. Pedro Garnica Gonzales, Dr. José María Cabrera Marrero. Gracias por transmitirme sus conocimientos, por sus críticas, contribuciones y consejos culminar con éxito este proyecto.
- A todo el personal del IIMM, Directivos, administrativos, técnicos: Tony, Sra. Vicky, Francisco, Sayil, Simón, personal de intendencia y demás compañeros estudiantes, gracias a cada uno por ser parte de esta formación.



DEDICATORIAS

A Dios

Por haberme permitido llegar hasta este punto de mi vida y siempre estar conmigo en el camino.

A mi familia

Por los ejemplos de perseverancia y constancia. Por haberme apoyado en todo momento, por sus consejos, sus valores, por la motivación constante que me ha permitido ser una persona de bien, pero más que nada, por su amor.

A mis Abuelos

Irene y Francisco[†], gracias por todo el apoyo brindado durante muchos años, por ser los pilares en mi vida y brindarme su apoyo, cariño y amor. Abuelito, este logro es para ti, hubiese deseado tenerte conmigo al final de este trayecto. Aunque partiste antes siempre estás en mi corazón.

A mi esposa

A mi esposa el amor de mi vida Lizbeth, que durante todo este trayecto siempre estuvo a mi lado incondicionalmente, por todo el apoyo, motivación, por todas esas noches de desvelo, por mantenerme siempre enfocado, por ser mi fuerza cuando estaba a punto de tirar la toalla, por orientarme y guiarme en el camino, por tu gran amor y cariño TE AMO, este logro es de ambos.

A mis maestros

Por su gran apoyo y motivación para la culminación de mis estudios profesionales de doctorado y para la elaboración de esta tesis, por su apoyo ofrecido, por su tiempo compartido y por impulsar el desarrollo de mi formación profesional.

A mis amigos

Amigos, colegas, compañeros de trabajo, Clemente, Israel, Héctor, Edgar Noemi, Sam, estarán presentes en esta recta final de esta travesía, sé que cuento con su apoyo siempre.



Índice General

Resumen	xv
Abstract.....	xvi
CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN	xii
Introducción.....	xviii
Hipótesis	xx
Objetivos.....	xxii
Justificación.....	xxii
Metas científicas/tecnológicas	xxii
CAPÍTULO 2. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA Y ESTADO DEL ARTE	1
2.1 Generalidades de los aceros TWIP	1
2.1.1 Reseña histórica de los aceros TWIP	1
2.1.2 Definición y clasificación de los aceros AHSS	2
2.1.3 Composición química de los aceros TWIP	3
2.1.4 Propiedades de los aceros TWIP	4
2.1.5 Aplicaciones de los Aceros TWIP.....	4
2.2 Metalurgia de los aceros TWIP.....	5
2.2.1 Sistema binario Fe-Mn	5
2.2.2 Sistema Ternario Fe-Mn-C.....	6
2.2.3 Sistema Fe-Mn-C-Al	7
2.2.4 Efecto de los elementos de aleación (Mn, Al, C, Si).....	8
2.2.4.1 Efecto del Manganese	8
2.2.4.2 Efecto del Carbono	9
2.2.4.3 Efecto del Aluminio	9
2.2.4.4 Efecto del Silicio	10
2.2.5 Diagramas de fase y precipitación de los aceros TWIP	10
2.2.5.1 Diagramas de transformación (TTT, CCT)	10
2.2.5.2 Diagramas de precipitación (PTT)	10
2.2.6 Solidificación de los aceros TWIP	14
2.2.6.1 Velocidad de solidificación	15
2.2.6.2 Segregación de los elementos de aleación y microaleación	15
2.3 Efecto de los elementos de microaleación en los aceros TWIP.....	16



2.3.1	Efecto del Nb.....	16
2.3.2	Efecto del V.....	17
2.3.3	Efecto del Ti.....	17
2.3.4	Efecto del B.....	18
2.3.5	Efecto del Mo.....	19
2.4	Mecanismos de deformación y endurecimiento de aceros TWIP.....	19
2.4.1	Energía de Falla de Apilamiento (EFA) en aceros TWIP.....	19
2.4.2	Deformación por maclado en aceros TWIP.....	20
2.4.3	Endurecimiento por solución sólida.....	21
2.4.4	Endurecimiento por precipitación.....	22
2.5	Deformación plástica en caliente de aceros TWIP.....	22
2.5.1	Endurecimiento por deformación en caliente.....	22
2.5.2	Mecanismos de ablandamiento durante la fluencia en caliente.....	23
2.5.3	Recuperación dinámica durante la fluencia en caliente.....	23
2.5.4	Recristalización dinámica durante la fluencia en caliente.....	23
2.5.5	Energía para la deformación en caliente (Q_{HW}).....	25
2.6	Tratamientos térmico y termomecánicos de los aceros TWIP.....	26
2.7	Mapas de procesamiento de aceros TWIP.....	26
2.8	Estado del Arte.....	31
CAPÍTULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL.....		34
3.1	Diagrama de flujo de procedimiento experimental.....	34
3.2	Materiales y composición química.....	35
3.3	Predicciones JMatPro® 9.1.2.....	36
3.4	Tratamiento térmico y termomecánico de acondicionamiento microestructural.....	36
3.4.1.	Tratamiento térmico de homogenización.....	36
3.4.2.	Tratamiento termo-mecánico de laminación en caliente.....	36
3.4.3	Tratamiento térmico de solubilización.....	37
3.5	Ensayos de deformación plástica en caliente mediante compresión uniaxial.....	38
3.5.1	Maquinado de probetas.....	38
3.5.2	Ensayos de compresión uniaxial en caliente.....	38
3.6	Caracterización microestructural de aceros TWIP en condición de solubilizado y condición de deformación en caliente.....	39
3.6.1	Caracterización microestructural mediante MO y MEB-EDS.....	39



3.6.2 Caracterización estructural mediante difracción de rayos-X	40
3.6.3 Ensayo de microdureza Vickers	41
3.6.4 Caracterización microestructural mediante difracción de electrones retrodispersados (EBSD).....	41
3.7 Métodos Analíticos.....	43
3.7.1 Modelación matemática del comportamiento de la fluencia en caliente	43
3.7.1.1 Modelacion de la etapa I de endurecimiento y recuperación dinámica.....	43
3.7.1.2 Modelacion de la etapa II de ablandamiento y recristalización dinámica	45
3.7.1.3 Modelacion de la etapa III de esfuerzo pico y esfuerzo de estado estable	46
3.7.2 Determinación de la energía de activación aparente para la deformación en caliente (Q_{HW})	48
3.7.3 Validación de los modelos y ecuaciones constitutivas.....	49
3.7.4 Determinación de mapas de procesamiento de aceros TWIP	49
CAPÍTULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN	52
4.1 Predicciones JMatPro	52
4.2 Caracterización microestructural de aceros TWIP en condición de acondicionamiento microestructural.....	54
4.2.1 Caracterización mediante MO.....	54
4.2.1.1 Medición de tamaño de grano promedio	56
4.2.2 Caracterización mediante difracción de rayos-X	57
4.2.3 Análisis de microdureza Vickers de muestras en condición de solubilizado.....	59
4.3 Análisis del comportamiento de fluencia en caliente de aceros TWIP.....	60
4.3.1 Curvas σ - ϵ de compresión uniaxial en caliente.....	60
4.4 La modelación de las curvas de fluencia para la deformación en caliente de los aceros TWIP.	65
4.4.1 Etapa I: endurecimiento por deformación y recuperación dinámica.....	65
4.4.2 Etapa II: ablandamiento y recristalización dinámica	67
4.4.3 Etapa III: Esfuerzo pico (σ_p) y esfuerzo de estado estable (σ_{ss}).....	73
4.5 Validación de los modelos y ecuaciones constitutivas	74
4.6 Energía de activación aparente (Q_{HW}) necesaria para la deformación en caliente	78
4.7 Caracterización microestructural de aceros TWIP en condición de deformación en caliente.	81
4.7.1 Caracterización mediante microscopía óptica (MO).....	81
4.7.1.1 Medición de tamaño de grano en condición de deformación en caliente	87



4.7.2	Caracterización mediante microscopia electrónica de barrido y EDS	90
4.7.3	Caracterización microestructural mediante difracción de electrones retrodispersados (EBSD).....	98
4.7.4	Caracterización mediante difracción de rayos-X de muestras en condición de deformación en caliente	116
4.7.5	Análisis de microdureza Vickers de muestras en condición de deformación en caliente.....	118
8		
4.7.6	Mapas de procesamiento de aceros TWIP.....	121
4.7.6.1	Parámetro de sensibilidad a la velocidad de deformación “m”.....	121
4.7.6.2	Mapas de eficiencia de disipación de energía “ η ”	129
4.7.6.3	Mapas de procesamiento de los aceros TWIP.....	134
4.8	Inestabilidad de la fluencia plástica de los aceros TWIP.....	140
CONCLUSIONES.....		145
REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS		149
PRODUCTIVIDAD CIENTÍFICA		169

Índice de figuras

Figura 2.1. Aceros (AHSS) según ULSAB-AISI [12].....	3
Figura 2.2. Diagrama meta-estable de fases Fe-Mn mostrando las zonas de estabilidad de las fases α , $\alpha + \epsilon$, $\gamma + \epsilon$ y γ , en función del porcentaje en peso de Mn. [27].....	6
Figura 2.3. Diagramas ideales de equilibrio Fe-C-Mn [18, 20] con: a) 4.5% en peso de Mn, y b) 13% en peso de Mn.	7
Figura 2.4. Diagramas de fases de aleaciones Fe-5Mn-(0-3)Al-C calculados con CALPHAD. Los límites de fase muestran austenita (γ), ferrita (α), cementita (θ) y carburo κ , para una composición fija de 5% Mn, como función del contenido de carbono a concentraciones de (a) 0%, (b) 3% Al [31].	8
Figura 2.5. Diagramas de Transformación TTT y CCT de aceros TWIP. a) TTT-TWIP referencia, b) CCT-TWIP referencia, c) TTT-TWIP 0.014%Ti, 0.01%B, d) CCT-TWIP 0.014%Ti, 0.01%B, e) TTT-TWIP 0.298% Mo, f) CCT-TWIP 0.298% Mo [40]	12
Figura 2.6. Líneas de inicio (P_s) y fin (P_f) de precipitación en los diagramas Precipitación-Tiempo-Temperatura (PTT) de los aceros TWIP: a) Acero TWIP-NM (Fe-21.2Mn-1.5Al-1.5Si-0.41C), b) Acero TWIP-Nb (Fe-22.4Mn-1.5Al-1.4Si-0.4C-	



0.006Nb), c) Acero TWIP-V (Fe-22.5Mn-1.6Al-1.4Si-0.43C-0.12V) y d) Acero TWIP-Ti (Fe-22.3Mn-1.6Al-1.4Si-0.4C-0.18Ti) [41].	13
Figura 2.7 Arreglo de los planos de empaquetamiento en un cristal FCC y secuencia de apilamiento ABC ABC [27].	19
Figura 2.8. Relación de la EFA y los mecanismos de deformación activos en metales y aleaciones FCC [27].	20
Figura 2.9. Esquema representativo de la aplicación de un esfuerzo a un cristal produciendo una macla de deformación [73].	21
Figura 2.10. Esquema de la recrystalización diferenciando : a) La formación de un núcleo de recrystalización, b) El crecimiento de un grano estáticamente recrystalizado, c) EL crecimiento de un grano dinámicamente recrystalizado y d) Cinéticas de la recrystalización [81].	24
Figura 2.11. a) Representación esquemática de la ecuación constitutiva de un disipador de energía, b) Disipador lineal ideal.	28
Figura 3.1 Diagrama de flujo de procedimiento experimental.	34
Figura 3.2 Ciclo térmico de homogeneización, laminación en caliente y solubilizado.	37
Figura 3.3 Probeta cilíndrica para ensayos de compresión uniaxial en caliente.	38
Figura 3.4 a) Etapas distintivas de la deformación en caliente, y b) curvas de deformación en caliente típicas de la austenita [117].	43
Figure 4.1 Diagramas de equilibrio obtenidos mediante JMatPro® 9.1.2 de los aceros TWIP bajo estudio a) TWIP-REF, b) TWIP-V, c) TWIP-Ti, d) TWIP-Ti/B, e) TWIP-Nb, f) TWIP-Mo.	53
Figura 4.2 Micrografías en condición de tratamiento térmico de solubilizado a 1200°C a) TWIP-REF, b) TWIP-V, c) TWIP-Nb, d) TWIP-Ti, e) TWIP-Ti/B, f) TWIP-Mo.	55
Figura 4.3 Tamaño de grano promedio de aceros TWIP en condición de acondicionamiento microestructural y solubilizado.	56
Figura 4.4 Patrones de difracción de rayos-X de los aceros TWIP en condición de acondicionamiento microestructural y solubilizado.	58
Figura 4.5. Microdureza Vickers promedio de aceros TWIP en condición de solubilizado.	59
Figura 4.6. Curvas de fluencia en caliente de acero TWIP-REF a cuatro temperaturas (950, 1000, 1050 y 1100°C) y a las cuatro velocidades de deformación (10^{-1} , 10^{-2} , 10^{-3} y $5 \cdot 10^{-4}$).	60



Figura 4.7. Curvas de fluencia en caliente de acero TWIP-V a cuatro temperaturas (950, 1000, 1050 y 1100°C) y a las cuatro velocidades de deformación (10^{-1} , 10^{-2} , 10^{-3} y $5 \cdot 10^{-4}$).	61
Figura 4.8. Curvas de fluencia en caliente de acero TWIP-Nb a cuatro temperaturas (950, 1000, 1050 y 1100°C) y a las cuatro velocidades de deformación (10^{-1} , 10^{-2} , 10^{-3} y $5 \cdot 10^{-4}$).	61
Figura 4.9. Curvas de fluencia en caliente de acero TWIP-Ti a cuatro temperaturas (950, 1000, 1050 y 1100°C) y a las cuatro velocidades de deformación (10^{-1} , 10^{-2} , 10^{-3} y $5 \cdot 10^{-4}$).	62
Figura 4.10. Curvas de fluencia en caliente de acero TWIP-Ti/B a cuatro temperaturas (950, 1000, 1050 y 1100°C) y a las cuatro velocidades de deformación (10^{-1} , 10^{-2} , 10^{-3} y $5 \cdot 10^{-4}$).	62
Figura 4.11. Curvas de fluencia en caliente de acero TWIP-Mo a cuatro temperaturas (950, 1000, 1050 y 1100°C) y a las cuatro velocidades de deformación (10^{-1} , 10^{-2} , 10^{-3} y $5 \cdot 10^{-4}$).	63
Figura 4.12 Dependencia de: a) el esfuerzo pico (σ_p) y b) la deformación pico (ε_p), con respecto al parámetro de Zener-Hollomon (Z) de los aceros TWIP bajo estudio.	65
Figura 4.13 a) Parámetro de ablandamiento (Ω) vs. Z y b) parámetro de endurecimiento ($(\alpha b)^2 U$) vs. Z de los aceros TWIP bajo estudio.	66
Figura 4.14 a) Gráfica de los exponentes de Avrami (n), b) representación del ajuste del exponente de Avrami vs parámetro de Zener Hollomon, para obtener K_n y m_n .	68
Figura 4.15. Curvas de fracción recrystalizada del acero TWIP-REF a cuatro temperaturas (950, 1000, 1050 y 1100 °C) y cuatro velocidades de deformación (10^{-1} , 10^{-2} , 10^{-3} y $5 \cdot 10^{-4}$).	70
Figura 4.16. Curvas de fracción recrystalizada del acero TWIP-V a cuatro temperaturas (950, 1000, 1050 y 1100 °C) y cuatro velocidades de deformación (10^{-1} , 10^{-2} , 10^{-3} y $5 \cdot 10^{-4}$).	70
Figura 4.17. Curvas de fracción recrystalizada del acero TWIP-Nb a cuatro temperaturas (950, 1000, 1050 y 1100 °C) y cuatro velocidades de deformación (10^{-1} , 10^{-2} , 10^{-3} y $5 \cdot 10^{-4}$).	71
Figura 4.18. Curvas de fracción recrystalizada del acero TWIP-Ti a cuatro temperaturas (950, 1000, 1050 y 1100 °C) y cuatro velocidades de deformación (10^{-1} , 10^{-2} , 10^{-3} y $5 \cdot 10^{-4}$).	71
Figura 4.19. Curvas de fracción recrystalizada del acero TWIP-Ti/B a cuatro temperaturas (950, 1000, 1050 y 1100 °C) y cuatro velocidades de deformación (10^{-1} , 10^{-2} , 10^{-3} y $5 \cdot 10^{-4}$).	72



Figura 4.20. Curvas de fracción recrystalizada del acero TWIP-Mo a cuatro temperaturas (950, 1000, 1050 y 1100 °C) y cuatro velocidades de deformación (10^{-1} , 10^{-2} , 10^{-3} y $5 \cdot 10^{-4}$).	72
Figura 4.21 a) $[\dot{\epsilon}_{DT}]^{1/5}$ en función de σ_p ET, b) $[\dot{\epsilon}_{DT}]^{1/5}$ en función de σ_{ss} ET, para los aceros TWIP microaleados mostrando el ajuste mediante la ecuación de seno hiperbólico.	73
Figura 4.22 Comparación de las curvas experimentales vs. modelo teórico a σ_t vs. ϵ_t de deformación en caliente del acero TWIP-REF a distintas temperaturas y velocidades de deformación.	75
Figura 4.23 Comparación de las curvas experimentales vs. modelo teórico a σ_t vs. ϵ_t de deformación en caliente del acero TWIP-V a distintas temperaturas y velocidades de deformación.	75
Figura 4.24 Comparación de las curvas experimentales vs. modelo teórico a σ_t vs. ϵ_t de deformación en caliente del acero TWIP-Nb a distintas temperaturas y velocidades de deformación.	76
Figura 4.25 Comparación de las curvas experimentales vs. modelo teórico a σ_t vs. ϵ_t de deformación en caliente del acero TWIP-Ti a distintas temperaturas y velocidades de deformación.	76
Figura 4.26 Comparación de las curvas experimentales vs. modelo teórico a σ_t vs. ϵ_t de deformación en caliente del acero TWIP-Ti/B a distintas temperaturas y velocidades de deformación.	77
Figura 4.27 Comparación de las curvas experimentales vs. modelo teórico a σ_t vs. ϵ_t de deformación en caliente del acero TWIP-Mo a distintas temperaturas y velocidades de deformación.	77
Figura 4.28 Micrografías de acero TWIP-REF en condición de deformación en caliente a) 950 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, b) 1000 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, c) 1050 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; d) 1100 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	81
Figura 4.29 Micrografías de acero TWIP-V en condición de deformación en caliente a) 950 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, b) 1000 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, c) 1050 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; d) 1100 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	82
Figura 4.30 Micrografías de acero TWIP-Nb en condición de deformación en caliente a) 950 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, b) 1000 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, c) 1050 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; d) 1100 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	83
Figura 4.31 Micrografías de acero TWIP-Ti en condición de deformación en caliente a) 950 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, b) 1000 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, c) 1050 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; d) 1100 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	84
Figura 4.32 Micrografías de acero TWIP-Ti/B en condición de deformación en caliente a) 950 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, b) 1000 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, c) 1050 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; d) 1100 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	85
Figura 4.33 Micrografías de acero TWIP-Mo en condición de deformación en caliente a) 950 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, b) 1000 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, c) 1050 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; d) 1100 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	86



Figura 4.34 Tamaño de grano promedio de aceros TWIP en condición de deformación en caliente, a) TWIP-REF, b) TWIP-V, c) TWIP-Nb, d) TWIP-Ti, e) TWIP-Ti/B, f) TWIP-Mo	88
Figura 4.35 Inclusiones de AlN-MnS encontradas en el acero TWIP-REF en condición de deformación en caliente a $1050\text{ }^{\circ}\text{C } 5\cdot 10^{-4}\text{ s}^{-1}$, b) Análisis EDS, c, d) Mapeo químico.	91
Figura 4.36 Partículas MnS-VC encontradas en el acero TWIP-V en condición de deformación en caliente a $1050\text{ }^{\circ}\text{C } 5\cdot 10^{-4}\text{ s}^{-1}$, b) Análisis EDS, c, d) Mapeo químico.	92
Figura 4.37 Partículas NbC encontradas en el acero TWIP-Nb en condición de deformación en caliente a $1050\text{ }^{\circ}\text{C } 5\cdot 10^{-4}\text{ s}^{-1}$, b) Análisis EDS, c, d) Mapeo químico.....	93
Figura 4.38 Partículas TiN encontradas en el acero TWIP-Ti en condición de deformación en caliente a $1050\text{ }^{\circ}\text{C } 5\cdot 10^{-4}\text{ s}^{-1}$, b) Análisis EDS, c, d) Mapeo químico.....	94
Figura 4.39 Partículas MnS-TiC encontradas en el acero TWIP-Ti/B en condición de deformación en caliente a $1050\text{ }^{\circ}\text{C } 5\cdot 10^{-4}\text{ s}^{-1}$, b) Análisis EDS, c, d) Mapeo químico.....	96
Figura 4.40 Partículas AlN-MoC encontradas en el acero TWIP-Mo en condición de deformación en caliente a $1050\text{ }^{\circ}\text{C } 5\cdot 10^{-4}\text{ s}^{-1}$, b) Análisis EDS, c, d) Mapeo químico.....	97
Figura 4.41 Mapas EBSD a diferentes temperaturas y velocidad de deformación. a), c), e) TWIP-REF, Nb y V a $950\text{ }^{\circ}\text{C y } 5\cdot 10^{-4}\text{ s}^{-1}$ b), d), f) TWIP-REF, Nb y V a $1050\text{ }^{\circ}\text{C y } 5\cdot 10^{-4}\text{ s}^{-1}$	99
Figura 4.42 Mapas EBSD a diferentes temperaturas y velocidad de deformación. a), c), e) TWIP-Ti, Ti/B y Mo a $950\text{ }^{\circ}\text{C y } 5\cdot 10^{-4}\text{ s}^{-1}$ b), d), f) TWIP-Ti, Ti/B y Mo a $1050\text{ }^{\circ}\text{C y } 5\cdot 10^{-4}\text{ s}^{-1}$	100
Figura 4.43 Triangulo de orientación colorimétrica para los mapas IPF y sus direcciones cristalográficas.	101
Figura 4.44 Barra de identificación para relación de ángulos de Euler.	102
Figura 4.45. Imágenes de EBSD del acero TWIP-REF a $950\text{ y } 1050\text{ }^{\circ}\text{C y } 5\cdot 10^{-4}\text{ s}^{-1}$ a), b) Mapa IPF, c), d) Mapa de Kernel, e), f) Mapa de desorientación.....	103
Figura 4.46. Imágenes de EBSD del acero TWIP-V a $950\text{ y } 1050^{\circ}\text{C y } 5\cdot 10^{-4}\text{ s}^{-1}$ a), b) Mapa IPF, c), d) Mapa de Kernel, e), f) Mapa de desorientación.....	104
Figura 4.47. Imágenes de EBSD del acero TWIP-Nb a $950\text{ y } 1050^{\circ}\text{C y } 5\cdot 10^{-4}\text{ s}^{-1}$ a), b) Mapa IPF, c), d) Mapa de Kernel, e), f) Mapa de desorientación.....	105
Figura 4.48. Imágenes de EBSD del acero TWIP-Ti a $950\text{ y } 1050^{\circ}\text{C y } 5\cdot 10^{-4}\text{ s}^{-1}$ a a), b) Mapa IPF, c), d) Mapa de Kernel, e), f) Mapa de desorientación.....	106
Figura 4.49. Imágenes de EBSD del acero TWIP-Ti/B a $950\text{ y } 1050^{\circ}\text{C y } 5\cdot 10^{-4}\text{ s}^{-1}$ a), b) Mapa IPF, c), d) Mapa de Kernel, e), f) Mapa de desorientación.....	107



Figura 4.50. Imágenes de EBSD del acero TWIP-Mo a 950 y 1050°C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ a), b) Mapa IPF, c), d) Mapa de Kernel, e), f) Mapa de desorientación.....	108
Figura 4.51. Mapa ODF del acero TWIP-REF en condición de deformación a 950 y 1050 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	110
Figura 4.52. Mapa ODF del acero TWIP-V en condición de deformación a 950 y 1050 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	111
Figura 4.53. Mapa ODF del acero TWIP-Nb en condición de deformación a 950 y 1050 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	111
Figura 4.54. Mapa ODF del acero TWIP-Ti en condición de deformación a 950 y 1050 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	112
Figura 4.55. Mapa ODF del acero TWIP-Ti/B en condición de deformación a 950 y 1050 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	112
Figura 4.56. Mapa ODF del acero TWIP-Mo en condición de deformación a 950 y 1050 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	113
Figura 4.57 Patrones de difracción de rayos-X de los aceros TWIP en condición de deformación en caliente a 1050 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	117
Figura 4.58 Microdureza Vickers promedio de los aceros TWIP bajo estudio en condición de deformación en caliente.....	119
Figura 4.59. Ajuste cúbico de $\log \sigma$ vs $\log \dot{\epsilon}$ del acero TWIP-REF, a) $\epsilon=0.2$, b) $\epsilon=0.4$, c) $\epsilon=0.8$	121
Figura 4.60. Ajuste cúbico de $\log \sigma$ vs $\log \dot{\epsilon}$ del acero TWIP-V, a) $\epsilon=0.2$, b) $\epsilon=0.4$, c) $\epsilon=0.8$	122
Figura 4.61. Ajuste cúbico de $\log \sigma$ vs $\log \dot{\epsilon}$ del acero TWIP-Nb, a) $\epsilon=0.2$, b) $\epsilon=0.4$, c) $\epsilon=0.8$	122
Figura 4.62. Ajuste cúbico de $\log \sigma$ vs $\log \dot{\epsilon}$ del acero TWIP-Ti, a) $\epsilon=0.2$, b) $\epsilon=0.4$, c) $\epsilon=0.8$	123
Figura 4.63. Ajuste cúbico de $\log \sigma$ vs $\log \dot{\epsilon}$ del acero TWIP-Ti/B, a) $\epsilon=0.2$, b) $\epsilon=0.4$, c) $\epsilon=0.8$	123
Figura 4.64. Ajuste cúbico de $\log \sigma$ vs $\log \dot{\epsilon}$ del acero TWIP-Mo, a) $\epsilon=0.2$, b) $\epsilon=0.4$, c) $\epsilon=0.8$	124
Figura 4.65. Mapa 3D del parámetro de sensibilidad a la velocidad de deformación m del acero TWIP-REF, a) $\epsilon=0.2$, b) $\epsilon=0.4$, c) $\epsilon=0.8$	125
Figura 4.66. Mapa 3D del parámetro de sensibilidad a la velocidad de deformación m del acero TWIP-V, a) $\epsilon=0.2$, b) $\epsilon=0.4$, c) $\epsilon=0.8$	126



Figura 4.67. Mapa 3D del parámetro de sensibilidad a la velocidad de deformación m del acero TWIP-Nb, a) $\epsilon = 0.2$, b) $\epsilon = 0.4$, c) $\epsilon = 0.8$	126
Figura 4.68. Mapa 3D del parámetro de sensibilidad a la velocidad de deformación m del acero TWIP-Ti, a) $\epsilon = 0.2$, b) $\epsilon = 0.4$, c) $\epsilon = 0.8$	127
Figura 4.69. Mapa 3D del parámetro de sensibilidad a la velocidad de deformación m del acero TWIP-Ti/B, a) $\epsilon = 0.2$, b) $\epsilon = 0.4$, c) $\epsilon = 0.8$	127
Figura 4.70. Mapa 3D del parámetro de sensibilidad a la velocidad de deformación m del acero TWIP-Mo, a) $\epsilon = 0.2$, b) $\epsilon = 0.4$, c) $\epsilon = 0.8$	128
Figura 4.71. Mapas de contorno de eficiencia de disipación de energía η del acero TWIP-REF, a) $\epsilon = 0.2$, b) $\epsilon = 0.4$, c) $\epsilon = 0.8$	130
Figura 4.72. Mapas de contorno de eficiencia de disipación de energía η del acero TWIP-V, a) $\epsilon = 0.2$, b) $\epsilon = 0.4$, c) $\epsilon = 0.8$	130
Figura 4.73. Mapas de contorno de eficiencia de disipación de energía η del acero TWIP-Nb, a) $\epsilon = 0.2$, b) $\epsilon = 0.4$, c) $\epsilon = 0.8$	131
Figura 4.74. Mapas de contorno de eficiencia de disipación de energía η del acero TWIP-Ti, a) $\epsilon = 0.2$, b) $\epsilon = 0.4$, c) $\epsilon = 0.8$	131
Figura 4.75. Mapas de contorno de eficiencia de disipación de energía η del acero TWIP-Ti/B, a) $\epsilon = 0.2$, b) $\epsilon = 0.4$, c) $\epsilon = 0.8$	132
Figura 4.76. Mapas de contorno de eficiencia de disipación de energía η del acero TWIP-Mo, a) $\epsilon = 0.2$, b) $\epsilon = 0.4$, c) $\epsilon = 0.8$	132
Figura 4.77. Mapas de procesamiento del acero TWIP-REF, a) $\epsilon = 0.2$, b) $\epsilon = 0.4$, c) $\epsilon = 0.8$	134
Figura 4.78. Mapas de procesamiento del acero TWIP-V, a) $\epsilon = 0.2$, b) $\epsilon = 0.4$, c) $\epsilon = 0.8$	135
Figura 4.79. Mapas de procesamiento del acero TWIP-Nb, a) $\epsilon = 0.2$, b) $\epsilon = 0.4$, c) $\epsilon = 0.8$	136
Figura 4.80. Mapas de procesamiento del acero TWIP-Ti, a) $\epsilon = 0.2$, b) $\epsilon = 0.4$, c) $\epsilon = 0.8$	136
Figura 4.81. Mapas de procesamiento del acero TWIP-Ti/B, a) $\epsilon = 0.2$, b) $\epsilon = 0.4$, c) $\epsilon = 0.8$	137
Figura 4.82. Mapas de procesamiento del acero TWIP-Mo, a) $\epsilon = 0.2$, b) $\epsilon = 0.4$, c) $\epsilon = 0.8$	137
Figura 4.83. Acero TWIP-REF, muestra deformada a 1000 °C y $\dot{\epsilon} = 5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ a) Macrografía de la muestra, b) microestructura de la muestra con presencia de estructuras "necklace"......	141
Figura 4.84. Acero TWIP-V, muestra deformada a 1000 °C y $\dot{\epsilon} = 5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ a) Macrografía de la muestra, b) microestructura de la muestra con presencia de estructuras "necklace"......	141
Figura 4.85. Acero TWIP-Nb, muestra deformada a 1000 °C y $\dot{\epsilon} = 5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ a) Macrografía de la muestra, b) microestructura de la muestra con presencia de estructuras "necklace"......	142



Figura 4.86. Acero TWIP-Ti, muestra deformada a 1050 °C y $\dot{\epsilon}=5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ a) Macrografía de la muestra, b) microestructura de la muestra con presencia de estructuras "necklace".	142
Figura 4.87. Acero TWIP-Ti/B, muestra deformada a 1050 °C y $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ a) Macrografía de la muestra, b) microestructura de la muestra con presencia de estructuras "necklace".	142
Figura 4.88. Acero TWIP-Mo, muestra deformada a 1050 °C y $\dot{\epsilon}=5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ a) Macrografía de la muestra, b) microestructura de la muestra con presencia de estructuras "necklace".	141

Índice de tablas

Tabla 2.1 Propiedades de los aceros TWIP [17]	10
Tabla 2.2 Efecto de los aleantes en aceros con contenidos de Mn elevados [19]	10
Tabla 3.1 Composición química de aceros TWIP bajo estudio (% en peso).	35
Tabla 3.2. Características del equipo usado en los ensayos de compresión uniaxial en caliente....	39
Tabla 3.3. Condiciones de cada ensayo de compresión uniaxial en caliente.	39
Tabla 3.4. Condiciones utilizadas para los ensayos de EBSD de las muestras en condición de deformación en caliente.....	42
Tabla 3.5. Relación de conversión de ángulos de Euler a índices de Miller [116]	42
Tabla 4.1 Parámetros modelados de la etapa I: endurecimiento y recuperación dinámica de los aceros TWIP	67
Tabla 4.2 Parámetros modelados de la etapa II: ablandamiento y recristalización dinámica de los aceros TWIP	69
Tabla 4.3 Parámetros modelados de la etapa III: esfuerzo pico y esfuerzo de estado estable	74
Tabla 4.4 Constantes para determinar Q_{HW} para los aceros TWIP bajo estudio.....	79
Tabla 4.5 Componentes de textura de aceros TWIP bajo estudio en condición de deformación a 950 y 1050 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	114



Resumen

En la última década, se ha intensificado la investigación en el campo de los aceros de plasticidad inducida por maclaje, TWIP (Twinning Induced Plasticity). Parte importante de esta investigación, es la adición de elementos microaleantes, así como el desarrollo de mapas de procesamiento, mejorando el control de los procesos de conformado en caliente de los aceros TWIP, así como sus propiedades mecánicas. El objetivo principal de este trabajo de investigación es determinar el efecto de los elementos microaleantes en aceros TWIP en el comportamiento de la fluencia en caliente y su influencia en la determinación de mapas de procesamiento. Para esto se estudiaron seis aceros TWIP microaleados (TWIP-REF, TWIP-V, TWIP-Nb, TWIP-Ti, TWIP-Ti/B y TWIP-Mo) realizando pruebas de compresión uniaxial en caliente, a diferentes temperaturas (950-1100 °C) y velocidades de deformación (10^{-1} - $5 \cdot 10^{-4}$ s⁻¹). Posteriormente, se realizó la modelación matemática de la fluencia en caliente de estos aceros mediante un modelo que divide la curva en tres etapas y se realizaron los cálculos para la obtención de los mapas de procesamiento. Los resultados de la modelación de la etapa I mostraron que el acero TWIP-REF es el que presentó mayor grado de endurecimiento y el acero TWIP-Nb el mayor grado de ablandamiento. Para la etapa II, se encontró que el Ti retrasa la cinética de recrystalización y, por otra parte, valores del exponente de Avrami se encontraron entre 1 y 2. La modelación mostró que la mayoría de las curvas presenta un buen ajuste entre las curvas modeladas y las experimentales. Los resultados de energía de activación Q_{HW} mostraron que el mayor valor lo obtuvo el acero TWIP-Ti/B. Los resultados de mapas de procesamiento mostraron que para los aceros TWIP bajo estudio la zona segura para el conformado en caliente es a 1100 °C y $5 \cdot 10^{-4}$ s⁻¹ y 0.1 s⁻¹. A $\dot{\epsilon} = 0.01$ s⁻¹ y 0.001 s⁻¹ y 1100 °C la eficiencia de la deformación de los aceros está en valores negativos lo que se relaciona con inestabilidades de la fluencia plástica.

Palabras clave: Aceros TWIP; elementos microaleantes; fluencia plástica en caliente; modelación; recrystalización dinámica; mapas de procesamiento.



Abstract

In the last decade, research has intensified in the field of twinning-induced plasticity steels, TWIP (Twinning Induced Plasticity). An important part of this research is the addition of microalloying elements, as well as the development of processing maps, improving the control of hot forming processes of TWIP steels, as well as their mechanical properties. The main objective of this research work is to determine the effect of microalloying elements in TWIP steels on the behavior of hot forming and its influence on the determination of processing maps. For this, six microalloyed TWIP steels (TWIP-REF, TWIP-V, TWIP-Nb, TWIP-Ti, TWIP-Ti/B and TWIP-Mo) were studied, performing hot uniaxial compression tests at different temperatures (950-1100 °C) and strain rates (10^{-1} - $5 \cdot 10^{-4}$ s $^{-1}$). Next, the mathematical modeling of the hot forming of these steels was carried out using a three stages model and the calculations were made to obtain the processing maps. The results of the modeling of stage I showed that the TWIP-REF steel is the one that presented the highest degree of hardening and the TWIP-Nb steel the highest degree of softening. For stage II, it was found that Ti delays the recrystallization kinetics and, on the other hand, Avrami exponent values were found between 1 and 2. The modeling showed that most of the curves present a good fit between the modeled curves and the experimental ones. The activation energy Q_{HW} results showed that the highest value was obtained in the TWIP-Ti/B steel. The results of the processing maps showed that for the TWIP steels under study, the safe zone for hot forming is at 1100 °C and $5 \cdot 10^{-4}$ s $^{-1}$ and 0.1 s $^{-1}$. At $\dot{\epsilon} = 0.01$ s $^{-1}$ and 0.001 s $^{-1}$ and 1100 °C, the efficiency of the hot forming in the current steels is negative which is related to plastic flow instabilities.

Keywords: TWIP steels; microalloying elements; hot flow behavior; modeled; dynamic recrystallization; processing maps.



CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN



Introducción

Sir Robert Hadfield y Howe descubrieron en 1888 [1] los aceros que llevan su nombre posteriormente conocidos como “Twinning Induced Plasticity steels”, TWIP. Recientemente han sido catalogados como candidatos idóneos para aplicaciones especialmente en el sector automotriz, ya que poseen una excepcional resistencia y ductilidad.

Los aceros avanzados de alta resistencia, (AHSS) de segunda generación (TWIP) fueron reportados en 2004 por el profesor George Frommeyer en el Instituto Max Planck. Estos poseen una gran capacidad de endurecimiento por deformación, lo que produce un excelente equilibrio entre resistencia y ductilidad que supera a las características de un acero convencional. Los aceros TWIP son aceros austeníticos de alta plasticidad y resistencia a la tracción gracias a un porcentaje de Mn elevado (15-30%) que, combinados con el C, aseguran la estabilidad de la fase austenítica, y producen una evolución adecuada del maclado y un alargamiento hasta del 90% sin llegar a la fractura [2]. Elementos como Al y Si, se agregan para aumentar la resistencia en el acero por efecto de endurecimiento por solución sólida.

La plasticidad inducida por maclado se debe a la estructura austenítica, la cual, en los aceros TWIP, tiene una reducida energía de falla de apilamiento (EFA), comprendida entre 12 y 35 mJ/m², lo que a su vez facilita la formación de maclas durante la deformación en frío. Si la EFA es menor se formará martensita-ε, y si es mayor el mecanismo de deformación dominante será el deslizamiento de dislocaciones. Una de las características que ha sido analizada en las últimas dos décadas de los aceros TWIP es su comportamiento durante la deformación en frío ya que estos aceros poseen un alto índice de endurecimiento por deformación, teniendo una gran capacidad de absorción de energía, lo que les permite ser deformados a temperatura ambiente sin sufrir agrietamiento.

Un aspecto importante a destacar en el trabajo sobre los aceros TWIP es la adición de distintos elementos microaleantes (Nb, V, Ti, B y Mo), por lo general menos del 0.20%, los cuales al precipitar por efecto de la temperatura forman fases como carburos, nitruros y carbonitruros. Adicionando estos microaleantes se puede causar un mayor grado de endurecimiento (debido a la formación de precipitados) y un refinamiento de grano, así como inhibir la recrystalización dinámica y estática de la austenita durante el los procesos de deformación en caliente.



Durante la deformación en caliente, el control adecuado de los parámetros de procesamiento como la velocidad de deformación ($\dot{\epsilon}$), la temperatura y la deformación misma es muy importante, ya que dichos parámetros tienen influencia en los mecanismos de deformación, el control microestructural. Además, en combinación con los procesos de recristalización dinámica pueden afectar significativamente las propiedades finales del material. Por todo ello que es interesante utilizar una modelación con base física de las curvas de fluencia σ - ϵ para predecir el comportamiento del material durante la fluencia plástica en caliente y correlacionarlo con los mecanismos de endurecimiento y ablandamiento actuantes. De la misma manera, el desarrollo de mapas de procesamiento basándose en un modelo dinámico del material, es una herramienta de gran utilidad para la optimización del conformado en caliente del material. La utilización de estos mapas se basa en gran medida en determinar las zonas seguras o inseguras para el conformado en caliente del material mediante criterios de inestabilidad y eficiencia. Estas zonas determinan si los parámetros de procesamiento son o no óptimos para utilizarse. Sin embargo, actualmente existe poca información en la literatura sobre mapas de procesamiento para aceros TWIP microaleados.



Hipótesis

i) Argumentos

Los estudios realizados en el campo de los aceros TWIP han demostrado que éstos presentan una excelente combinación entre resistencia y ductilidad.

Mediante la adición de elementos microaleantes tales como B, Nb, V, Ti, Ti/B y Mo, se puede modificar los parámetros de la deformación en caliente (T , ϵ y $\dot{\epsilon}$) de estos aceros para obtener una microestructura más fina y recrystalizada. Es bien sabido que mediante la adición de elementos microaleantes tales como V, Nb, y Ti la recrystalización se ve frenada y se generan partículas precipitadas las cuales pueden llegar a inhibir el crecimiento de grano. La adición de elementos microaleantes también genera un aumento en el esfuerzo máximo de los aceros TWIP a temperaturas elevadas y velocidades de deformación menores. Por otra parte, es sabido que las partículas de segunda fase disminuyen las zonas de inestabilidad si se encuentran distribuidas en límites de grano.

ii) Proposición

Se espera que la adición de elementos microaleantes tales como Nb, V y Ti Ti/B y Mo a aceros TWIP, genere un incremento de la resistencia mecánica en caliente, un aumento en la energía de activación para la deformación, así como promueva un efecto de refinamiento de grano por recrystalización dinámica, lo que resultará en una mayor resistencia y propiedades mecánicas en frío.

Por otro lado, se espera que los microaleantes modifiquen las zonas de inestabilidad, haciéndolas más pequeñas, lo cual permitirá establecer las condiciones óptimas para el conformado y trabajo en caliente de los aceros TWIP.



Objetivos

Objetivo general

Determinar el efecto de los elementos microaleantes en aceros TWIP en el comportamiento de la fluencia plástica en caliente, así como su influencia en los mapas de procesamiento.

Objetivos específicos

1. Realizar un tratamiento térmico de homogeneización, un tratamiento termomecánico de laminación y un tratamiento térmico de solubilización, para acondicionar la microestructura.
2. Realizar ensayos de compresión uniaxial a 950, 1000, 1050 y 1100°C y velocidades de deformación de 10^{-1} , 10^{-2} , 10^{-3} y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.
3. Modelar el comportamiento de la deformación plástica en caliente de los aceros TWIP mediante el uso de ecuaciones constitutivas.
4. Construir los mapas de procesamiento para cada uno de los aceros TWIP y determinar las regiones de inestabilidad y estabilidad a partir del análisis de la fluencia en caliente.
5. Caracterizar metalográfica (MO, MEB-EDS, EBSD), estructural (DRX) y mecánicamente (Microdureza Vickers) cada uno de los aceros TWIP microaleados en condiciones de solubilizado y de deformación en caliente.



Justificación

Con el fin de tener un **impacto científico**, así como contribuir con nuevo conocimiento acerca del comportamiento de la deformación plástica en caliente de aceros TWIP y comprender el efecto que tiene los elementos microaleantes sobre la fluencia en caliente de estos aceros se centrará en investigar más a profundidad su comportamiento, microestructura, y por otra parte, contribuir con la elaboración de mapas de procesamiento a fin de mejorar el proceso de conformado a altas temperaturas ya que hay poca información en literatura especializada en el campo de los aceros TWIP.

Desde la última década, el comportamiento de los aceros TWIP continua bajo investigación y tiene un amplio campo de estudio. El conocimiento del valor del esfuerzo de fluencia necesario para su procesamiento en caliente permite calcular las cargas mínimas necesarias para los equipos empleados, así como la determinación de la deformación a la que se produce el agrietamiento del material y se restringe la secuencia de conformado (**impacto tecnológico**). En este sentido, existen avances considerables en la predicción y control metalúrgico de los aceros TWIP con y sin microaleantes.

A medida que la demanda por reducir las emisiones contaminantes que afectan a la atmósfera ha ido en aumento, las políticas nacionales e internacionales han permitido el desarrollo de nuevas tecnologías con menor impacto en el medio ambiente. La industria automotriz busca el desarrollo de automóviles que consuman menos combustible. Para poder conseguir dicha reducción, se busca la mejora o sustitución en el acero que conforma el armazón del vehículo por materiales más livianos y con mayores propiedades mecánicas (**impacto ecológico**). Uno de estos materiales son precisamente los aceros TWIP, siendo los más aceptados en varias aplicaciones de la industria automotriz por su alta ductilidad y resistencia máxima, lo que se traduce en una alta conformabilidad.

Para encontrar una mejora substancial en los aceros TWIP, es importante buscar procesos que describan el comportamiento del material durante el conformado en caliente, basándose en el modelado de curvas de fluencia a altas temperaturas. En términos de seguridad para los conductores de automóviles (**impacto social**), los aceros TWIP tienen el doble de capacidad de absorción de energía que un acero HSLA, ya que bajo condiciones de impacto se deforman manteniendo la ductilidad debido a un reparto de la energía de deformación, donde el material



primero se alarga, después se endurece y hasta entonces transmite el resto de la energía de deformación.

Metas científicas/tecnológicas

1. Aportar nuevo conocimiento sobre el efecto de los elementos microaleantes en aceros TWIP en el comportamiento de la fluencia plástica en caliente.
2. Obtener tamaños de grano después de la deformación en caliente de los aceros TWIP por debajo de $80\ \mu\text{m}$.
3. Determinar en la etapa de modelación I valores del exponente de ablandamiento $m_{\Omega} < -0.11$ y valores del exponente de endurecimiento $m_U > 0.22$ mediante la adición de los elementos microaleantes en los aceros TWIP.
4. Obtener para la etapa de modelación II valores del exponente de Avrami entre 1 y 2. También en esta etapa obtener un incremento en la energía $Q_{150\%}$ necesaria para la recrystalización dinámica mayores a $87000\ \text{KJ/mol}$
5. Obtener para la etapa de modelación III un valor para la constante A_{σ_p} mayor a 600 y un valor para la constante $A_{\sigma_{ss}}$ mayor a 700.
6. Obtener un ajuste respecto a las curvas de fluencia experimentales y las curvas de fluencia modeladas mayor al 80%.
7. Obtener valores superiores al 15% respecto a un valor de referencia de $286\ \text{kJ/mol}$ en la energía de activación aparente para la deformación en caliente de aceros TWIP por efecto de la adición de elementos microaleantes.
8. Establecer cada uno de los mapas de procesamiento de los aceros TWIP, determinando las zonas donde el parámetro de sensibilidad a la velocidad de deformación $m < 0.6$ y posteriormente obtener valores de eficiencia η mayores al 60%.
9. Determinar las regiones de inestabilidad de la fluencia plástica de acuerdo con el criterio de Prasad.



CAPÍTULO 2 REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA Y ESTADO DEL ARTE



CAPÍTULO 2. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA Y ESTADO DEL ARTE

2.1 Generalidades de los aceros TWIP

2.1.1 *Reseña histórica de los aceros TWIP*

Hadfield y Howe [1], desarrollaron en 1882 los aceros que después se conocerían como aceros Hadfield y que presentaban un alto contenido de Mn y adiciones de C. En 1929, Hall [2] y Krivobok [3] describieron en detalle la microestructura de estos aceros. Ellos demostraron que se obtenía una microestructura completamente austenítica mediante el calentamiento por encima de los 500 °C y posterior temple [4]. Tofaute y Linden [5] en 1936, demostraron que el contenido de Mn y C requerido para estabilizar esta estructura completamente de austenita se rige por la siguiente fórmula:

$$(\% \text{ peso Mn}) + [13(\% \text{ peso C})] \geq 17 \quad (1)$$

Cheverand [6] fue uno de los primeros investigadores que supuso la formación de fases con mayor resistencia durante el conformado de los aceros Hadfield. Años más tarde, Troiano y colaboradores, [7] determinaron que debido a la transformación de austenita en nuevas fases llamadas martensita- ϵ y martensita- α' se lograba mayor resistencia en este tipo de aceros. Tiempo después se observó que a pesar de la ausencia de martensita se mantenían valores elevados de endurecimiento en los aceros, por lo que se supuso que el endurecimiento era inducido por las llamadas maclas de deformación [8-9], lo que se confirmó mediante microscopia electrónica de transmisión (MET). Posteriormente, varios autores [8-10] mencionaron y confirmaron que debido a valores bajos en la energía de falla de apilamiento (EFA) y debido a la segregación del C hacia las dislocaciones generadas se alcanzaba un alto nivel de endurecimiento.

En la década de los 70's la investigación creció en el campo de los aceros Hadfield a los cuales se les comenzó a modificar la composición química, incrementando el contenido de Mn y disminuyendo el C. Remy y colaboradores [11] reportaron que el movimiento de las dislocaciones podía ser frenado por las maclas de deformación, aumentando la resistencia en el acero.



En la década de los 90's la empresa siderúrgica POSCO en Corea presentó una serie de patentes de un acero con composición de 20%Mn-0.5%C. Esta aleación cambiaría su composición para aumentar el efecto de maclado a temperatura ambiente, gracias a incrementar el contenido de manganeso y la adición de aluminio.

Tiempo después, en el año 2000 el profesor George Fromeyer del Instituto Max Planck desarrolló los que se conocerían como aceros TWIP (Twinning Induced Plasticity), los cuales se convertirían en candidatos idóneos para aplicaciones del sector automotriz y que hasta hoy en día continúan bajo estudio, ya que estos aceros presentan una virtuosa combinación única entre resistencia mecánica y elongación.

2.1.2 Definición y clasificación de los aceros AHSS

La figura 2.1 muestra la clasificación de la ULSAB-AISI (Ultra Light Steel Auto Body-American Iron and Steel Institute) de los aceros AHSS [12]. Los aceros AHSS incluyen todos los aceros martensíticos y multifásicos que tienen una resistencia a la tracción mínima especificada de al menos 440 MPa. Los aceros con una resistencia a la tracción mínima especificada muy alta se denominan a veces aceros de ultra alta resistencia (UHSS). Varias compañías eligen 980 MPa como el umbral donde comienza la "ultra" alta resistencia, mientras que otras utilizan umbrales más altos de 1180 MPa o 1270 MPa. Los aceros UHSS, son más resistentes que un acero convencional, y soportan una misma fuerza o carga con una sección transversal más pequeña. Dentro de los aceros AHSS se encuentran los aceros avanzados de alta resistencia de segunda generación, de los cuales destacan los aceros TWIP [13]. Los aceros TWIP presentan endurecimiento por deformación, por lo cual se compensan tanto en resistencia como en ductilidad ya que estas son superiores a las de un acero convencional. Actualmente, los aceros austeníticos de plasticidad inducida por maclaje tienen un alto contenido de Mn, el cual varía entre 15-30% en peso. Estos aceros ofrecen una resistencia a la tracción de hasta 1400 MPa y una ductilidad por encima del 50% [2].

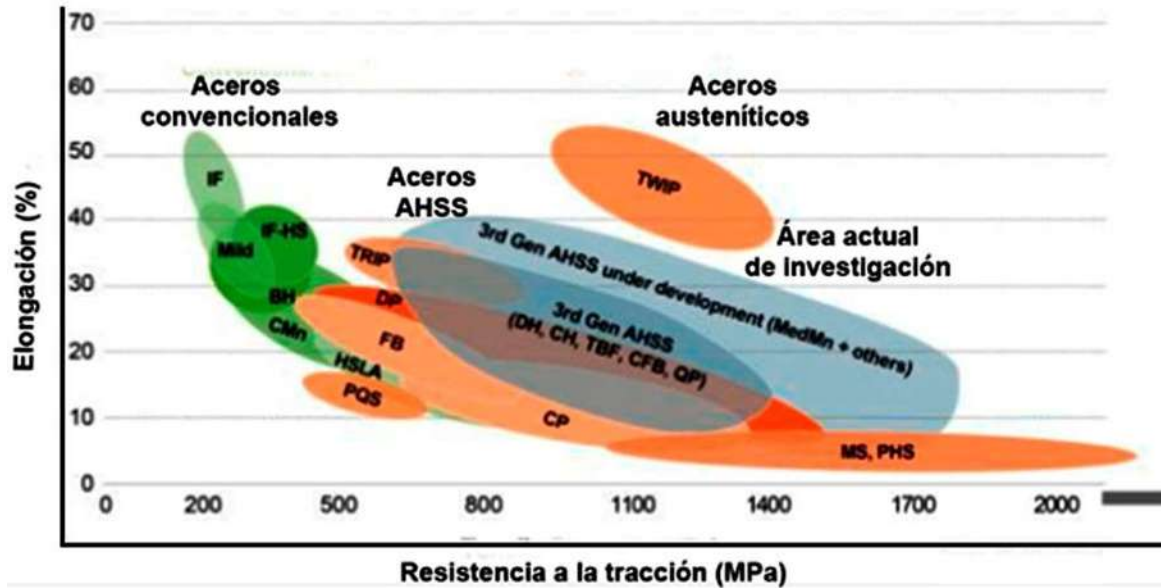


Figura 2.1. Aceros (AHSS) según ULSAB-AISI [12]

2.1.3 Composición química de los aceros TWIP

En las últimas décadas, la composición química de los aceros TWIP al alto manganeso ha sido modificada para mejorar sus propiedades mecánicas. Por ejemplo, en el sistema Fe-C-Mn-Al, las adiciones de Al hacen que el peso específico del acero se reduzca significativamente. Desde el año 2000 hasta la actualidad se han investigado arduamente tres tipos de composiciones:

- Fe-(15, 20, 25, 30) Mn-(2, 3, 4) Si-(2, 3, 4) Al-(100-600ppm) C [14].
- Fe-22Mn-0.6C [15].
- Fe-18Mn-1.5Al-0.6C [16].

Sin embargo, actualmente el campo en la investigación de los aceros TWIP ha tenido un realce, debido a que los investigadores se centran en mejorar la conformabilidad de estos aceros especialmente cuando se trabaja a temperaturas elevadas. Esto se logra gracias a la adición de una amplia variedad de elementos microaleantes los cuales mejoran significativamente las propiedades de los aceros TWIP.



2.1.4 *Propiedades de los aceros TWIP*

Los aceros TWIP obtienen sus mejores propiedades asegurando la estabilidad de la fase austenítica. Esto se logra a través de la composición química (cantidades específicas de Mn y C) y el control de la energía de falla de apilamiento (EFA). [17-18]

La buena combinación resistencia-ductilidad obedece al valor de un importante parámetro que evalúa las propiedades de un material. Dicho parámetro es el exponente de endurecimiento (n). En los aceros TWIP este puede llegar a valores cercanos a 0.7 [19], lo cual es un indicativo de alta resistencia y buena conformabilidad. Este endurecimiento aparece debido al efecto de maclado que se presenta en la matriz austenítica. Esta capacidad de los aceros TWIP para generar mayor endurecimiento se relaciona con la generación constante de maclas ya que éstas impiden el movimiento de las dislocaciones. Wang y colaboradores [20] reportaron que aceros TWIP con altos contenidos de Mn tienen mejores propiedades que aceros convencionales, así como un alto valor de coeficiente de endurecimiento.

Tabla 2.1 Propiedades de los aceros TWIP [17].

Propiedades de los aceros TWIP	
Esfuerzo de cedencia	1100 MPa
Esfuerzo máximo	1400 MPa
% de alargamiento	> 50%
Coeficiente de endurecimiento (n)	0.4-0.7
Energía de falla de apilamiento	20-30 mJ/m ²
Resistencia al impacto	85-105 kN
Absorción de energía (25°C)	0.5 a una velocidad de deformación de 100/s, J/mm ³

2.1.5 *Aplicaciones de los aceros TWIP*

Los aceros TWIP como ya se mencionó con anterioridad, presentan un alto coeficiente de endurecimiento, así como un alto porcentaje de alargamiento sin llegar a la fractura, y altos valores de resistencia. Obviando el hecho de que los aceros TWIP son importantes para el



sector automotriz, las aplicaciones de éstos se vuelven también interesantes para otras industrias como la naval y petrolera. Su investigación y desarrollo ha aumentado recientemente debido a su alta resistencia a la fractura a bajas temperaturas de trabajo, lo que los hace candidatos idóneos para aplicaciones potenciales en la construcción de tanques de gas natural [22-26]. Por otra parte, los fabricantes de automóviles han construido automóviles con diseños de carrocería que hacen hincapié en la seguridad de los pasajeros en caso de colisión. En el tema de la seguridad de los usuarios de automóviles, estos aceros se han vuelto populares debido a su gran capacidad de absorber energía, la cual es el doble respecto a un acero de alta resistencia y baja aleación (HSLA), porque bajo condiciones de impacto se deforman manteniendo la ductilidad debido a un reparto de la energía de deformación, donde el material primero se alarga, después se endurece y hasta entonces transmite el resto de la energía de deformación. Por otra parte, la industria de producción de gas ha centrado su atención en materiales FCC como los aceros de baja densidad, aceros inoxidables y aleaciones Invar [21]. Sin embargo, estos materiales presentan desventajas como: altos costos de producción, procesos complejos de producción y en general dificultades en su manufactura.

2.2 Metalurgia de los aceros TWIP

Las propiedades mecánicas de los aceros TWIP están íntimamente relacionadas con la composición química. Los altos contenidos de Mn, así como el C aseguran la estabilidad de la fase austenítica y la adición de otros elementos aleantes, así como elementos de microaleación, hace que los aceros TWIP destaquen del resto de los aceros AHSS.

2.2.1 Sistema binario Fe-Mn

La figura 2.2 muestra el diagrama metaestable Fe-Mn [27] revisado y analizado por Witusiewicz y colaboradores. [28], el cual revela información sobre la evolución microestructural en condiciones de no equilibrio. Se puede observar en la citada figura que del 3 al 12% en peso de Mn, la microestructura dominante a temperatura ambiente es martensita- α' , y del 12 al 18% de Mn la microestructura se vuelve bifásica con la presencia de martensita- ϵ . Ambos tipos de martensita se producen debido a los esfuerzos aplicados en el acero y por la transformación inducida por deformación de la austenita retenida conforme

disminuye la temperatura. Un contenido por arriba de 25% de Mn asegura completamente la estabilidad de la fase austenita. Para lograr tener la austenita por debajo de 25% de Mn sin la presencia de las fases martensíticas, es necesaria la adición de C, aproximadamente 0.6%. De acuerdo con Schumann y colaboradores [29], otra alternativa para estabilizar la fase austenítica evitando la adición de C, es controlar la EFA.

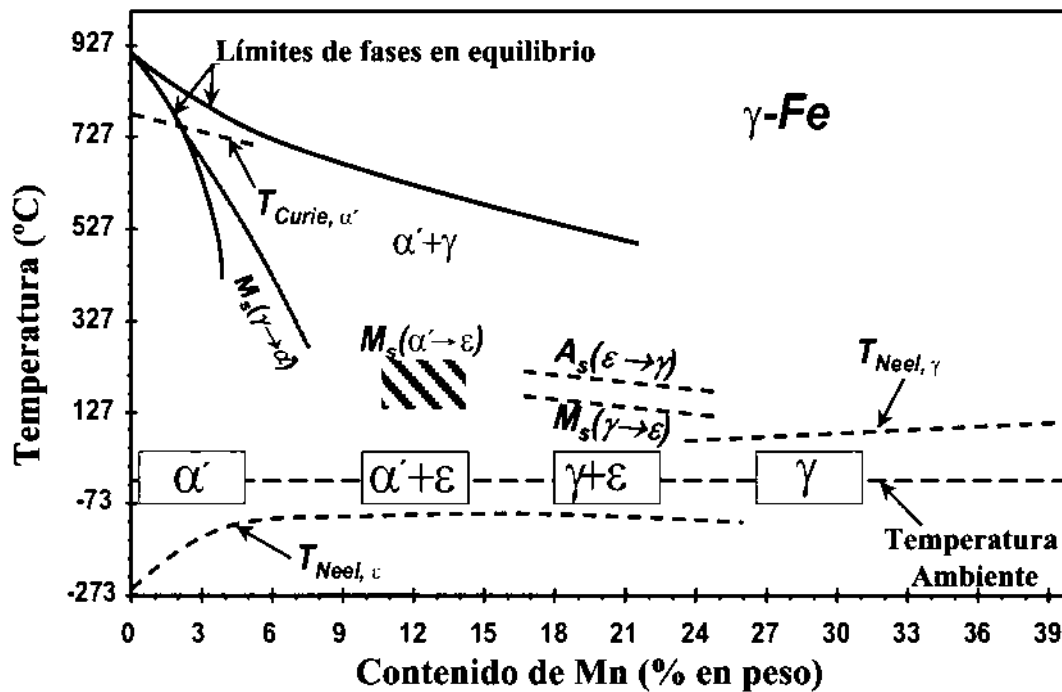


Figura 2.2. Diagrama meta-estable de fases Fe-Mn mostrando las zonas de estabilidad de las fases α , $\alpha + \epsilon$, $\gamma + \epsilon$ y γ , en función del porcentaje en peso de Mn [27].

2.2.2 Sistema Ternario Fe-Mn-C

La figura 2.3 muestra el sistema ternario Fe-C-Mn. Se puede observar que al aumentar el contenido de Mn de 4.5 a 13% el punto de transformación eutectoide se produce a una menor temperatura, de la misma manera que ocurre con un porcentaje más bajo de C. Este desplazamiento permite la transición a menor temperatura hacia la fase γ , α y carburos M_3C producidos a medida que el contenido de carbono aumenta. Sin embargo, los bajos contenidos de C pasan desapercibidos en el sistema al no inducir transformación de fase ni precipitación de carburos.

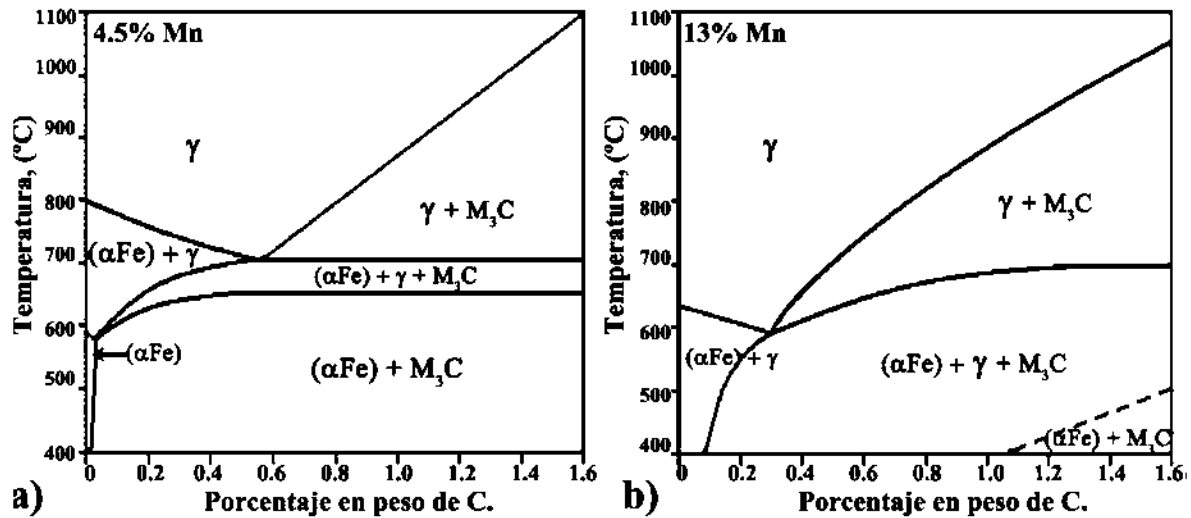


Figura 2.3. Diagramas ideales de equilibrio Fe-C-Mn [18, 20] con: a) 4.5% en peso de Mn, y b) 13% en peso de Mn.

2.2.3 Sistema Fe-Mn-C-Al

Otro método para conseguir un acero TWIP completamente austenítico, sin carburos y transformaciones de fase, es mediante adiciones elevadas de Mn, como se mencionó antes, por encima de 25% en peso y suprimir el contenido de C. Normalmente la composición química de los aceros TWIP suele contener adiciones de Al y Si ya que estos controlan la EFA y favorece el efecto TWIP. Jung y colaboradores [30] determinaron que el Al en pequeñas cantidades facilita el maclado. Así mismo, informaron que la supresión de la martensita- ϵ se da después de incrementar el contenido de Al en un 1.5%, en un acero 15Mn-0.6C.

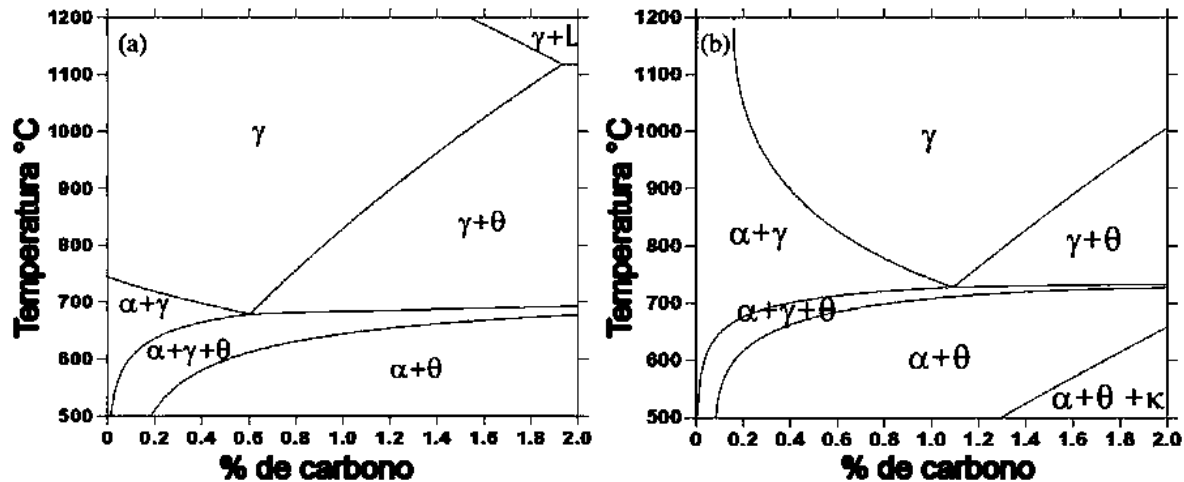


Figura 2.4 Diagrama de fases de aleaciones Fe-5Mn-(0-3)Al-C calculados con CALPHAD. Los límites de fase muestran austenita (γ), ferrita (α), cementita (θ) y carburo κ , para una composición fija de 5% Mn, como función del contenido de carbono a concentraciones de (a) 0%, (b) 3% Al [31].

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

Los elementos de aleación cumplen la función de incrementar la templabilidad en los aceros. Esto se puede ver claramente cuando se aplican los diagramas TTT. Los elementos como el Mn o el Ni que son elementos sustitucionales o elementos como el C o N que son intersticiales, y que se encuentren en solución sólida, retrasan las transformaciones isotérmicas. Los elementos que estabilizan la austenita conocidos como gammágenos, especialmente el Mn, disminuye la temperatura de transformación austenítica y producen un desplazamiento notorio en las curvas de transformación de fase. Por otra parte, elementos como el C (elemento formador de carburos) elevan la temperatura de transformación y amplían la zona de estabilidad de la austenita. Los elementos de aleación en los aceros TWIP cumplen las funciones esenciales de mantener la estabilidad de la fase austenítica y mantener la EFA en los valores que determinen el efecto del maclado.

2.2.4.1 Efecto del Manganeso

El Mn en los aceros TWIP es el elemento de aleación presente en mayor cantidad. Es un elemento sustitucional estabilizador de la fase austenítica disminuyendo las temperaturas de transformación. Mediante la adición de cantidades mayores de Mn la EFA se eleva por



encima de los 20 mJ/m² [32], causando que se pierda el efecto de maclado en los aceros TWIP y favoreciendo al deslizamiento de dislocaciones. Las mejores propiedades de los aceros TWIP se logran cuando su composición química está entre 10-35%Mn, 0-1.2%C y 0-6% Al obteniendo una estabilidad de la austenita a temperatura ambiente y controlando la energía de falla de apilamiento (EFA) [19].

2.2.4.2 Efecto del Carbono

Como se mencionó anteriormente, es bien sabido que el C puede mejorar la estabilidad de la austenita y fortalecer los aceros, así como también, puede inhibir la formación de martensita-ε, incrementando la energía de falla de apilamiento. En combinación con elementos microaleantes como el Nb, V, Ti, Mo, puede dar lugar a la formación de carburos que pueden llegar a tener puntos de fusión elevados, así como producir un endurecimiento por solución sólida. Collinson y colaboradores [33] reportaron que la adición de C en aceros austeníticos puede retrasar también la recrystalización dinámica, aumentar o disminuir el esfuerzo de fluencia cuando se incrementa la velocidad de deformación y disminuye la temperatura [34], así como también avalan incrementar la EFA.

2.2.4.3 Efecto del Aluminio

El Al presenta diferentes efectos en los aceros TWIP. Tiene un efecto de endurecimiento por solución sólida y mejora la resistencia a la corrosión del acero TWIP [35]. El alto contenido de Al en aceros con contenidos de Mn elevados, incrementa la EFA de la austenita [36]. Por otra parte, la formación de martensita-ε es suprimida por la adición de Al. También, la adición de Al puede mejorar la tenacidad a bajas temperaturas. Sin embargo, el Al puede segregarse en los límites de grano durante la solidificación, por lo que el contenido debe ser controlado al mínimo ya que en combinación con el N puede dar paso a la formación de AlN, los cuales pueden segregarse a los límites de grano causando fragilización en el acero y a su vez haciendo más difícil el proceso de conformado a altas temperaturas. Igualmente, como el Mn, este elemento puede causar un retraso en la recrystalización dinámica, lo que ha sido soportado por Hamada y colaboradores [37].



2.2.4.4 Efecto del Silicio

El Si promueve la reducción de la estabilidad de la austenita y promueve la transformación martensítica durante el enfriamiento y/o la deformación. Mediante la adición de un 1 o 2% en peso se incrementa el límite elástico. Sin embargo, la adición en cantidades mayores al 1% disminuye la EFA de los aceros TWIP, decrementando el efecto de maclado [38]. Por otro lado, la adición de Si endurece la fase austenítica por solución sólida, del orden de 50 MPa por cada 1% de Si. Estudios realizados por Serajzadeh y colaboradores [39] demostraron que al aumentar el contenido de Si en aceros austeníticos con bajo y medio contenido de C (0.08-0.7% en peso) se tiene un mejor control del comportamiento de la deformación en caliente como, por ejemplo, en el endurecimiento y el ablandamiento del acero.

La tabla 1 muestra cómo afectan los elementos aleantes a los aceros con contenidos de Mn elevados.

Tabla 2.2 Efecto de los aleantes en aceros con contenidos de Mn elevados [19].

Efecto	Carbono	Manganeso	Silicio	Aluminio
Estabilización de la fase γ	X	X		X
Aumento de la resistencia de la austenita en solución sólida	X		X	X
Refinamiento de martensita- ϵ			X	X
Energía de falla de apilamiento	X	X	X	

2.2.5 Diagramas de transformación y precipitación de los aceros TWIP

2.2.5.1 Diagramas de transformación (TTT, CCT)

Los diagramas de transformación TTT indican el porcentaje de transformaciones de fase en función del tiempo y la temperatura de transformación. Son útiles para entender como ocurre la transformación en condición isotérmica.



La mayoría de los tratamientos térmicos aplican un enfriamiento continuo del material por lo que los diagramas TTT proporcionarían una información limitada. Por lo tanto, se necesita un diagrama con enfriamiento continuo o diagrama CCT. Cuando se habla de enfriamiento continuo existe una velocidad de enfriamiento considerada como velocidad crítica, mínima para generar una estructura 100% martensita. El C y otros elementos de aleación modifican las curvas de enfriamiento continuo, aumentando el tiempo de enfriamiento, así como la velocidad crítica.

Actualmente en el campo de los aceros TWIP no existe información detallada acerca de los diagramas de transformación TTT y CCT, debido a que la austenita de los aceros TWIP es altamente estable y las transformaciones a temperatura constante y enfriamiento continuo requieren de tiempos muy prolongados. La falta de literatura especializada hace difícil el comprender como ocurren de manera certera las transformaciones de fase de los aceros TWIP. El Grupo de Investigación de Metalurgia Mecánica del IIMM-UMSNH ha obtenido la predicción de diversos diagramas TTT y CCT de aceros TWIP microaleados a través del uso del software JMatPro V 9.1.2. La figura 2.5 muestra ejemplos de diagramas TTT y CCT para un acero TWIP-REF (75.5Fe-21Mn-1.6Al-0.54C-1.33Si), TWIP-Ti/B (73.6Fe-23Mn-1.5Al-0.54C-1.26Si-0.014Ti-0.01B) y TWIP-Mo (74.1Fe-22Mn-1.49Al-0.62C-1.43Si-0.298Mo) [40].

En dicha figura cabe destacar que al ser aceros 100% austeníticos, no existe la posibilidad de transformación a martensita o alguna otra fase durante el enfriamiento continuo como se muestra en los diagramas CCT. Por otra parte, en los diagramas TTT se puede observar que por debajo de la temperatura $A_1=568.7\text{ }^{\circ}\text{C}$ se predice una transformación a perlita y conforme avanza el tiempo esta transforma en bainita y por último a ferrita, para cada uno de los diagramas TTT mostrados en la figura 2.5.

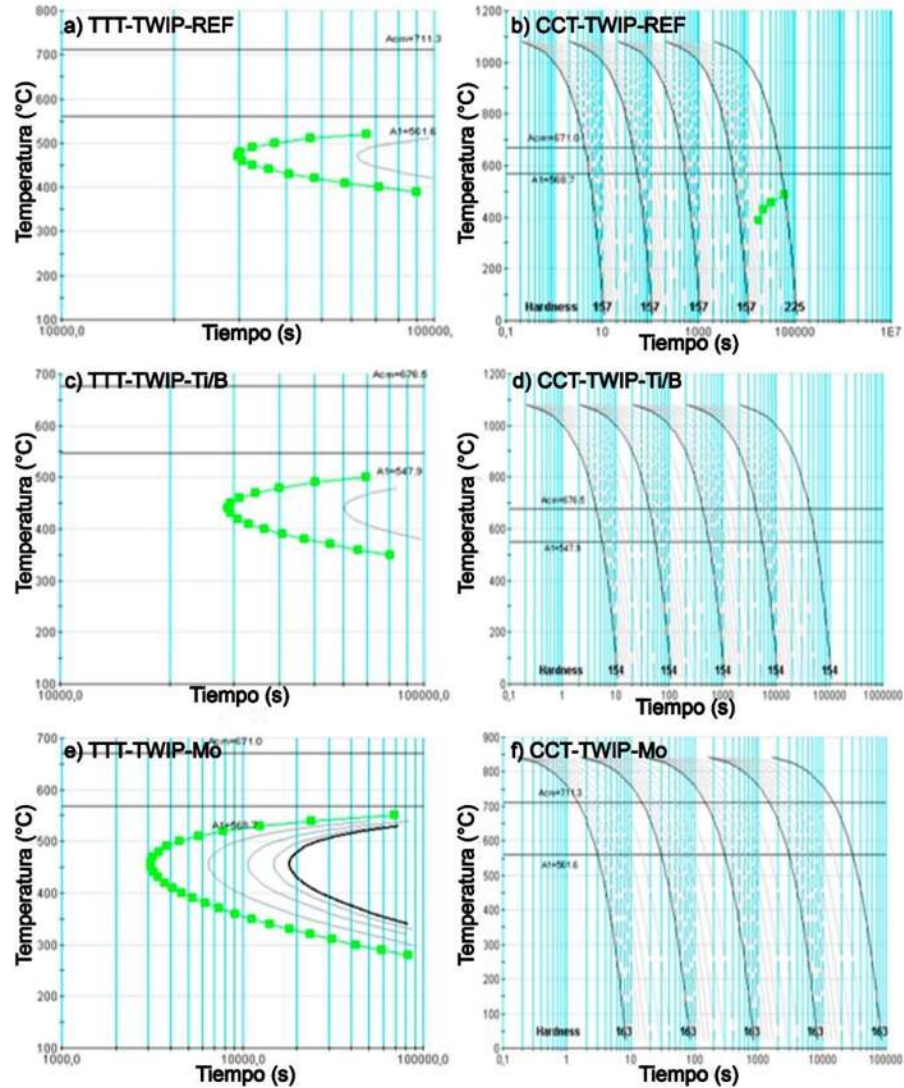


Figura 2.5. Diagramas de Transformación TTT y CCT. a, b) TWIP-REF (75.5Fe-21Mn-1.6Al-0.54C-1.33Si), c, d) TWIP-Ti/B (73.6Fe-23Mn-1.5Al-0.54C-1.26Si-0.014Ti-0.01B), e, f) TWIP-Mo (74.1Fe-22Mn-1.49Al-0.62C-1.43Si-0.298Mo) [40].

2.2.5.2 Diagramas de precipitación (PTT)

Los diagramas de Precipitación-Tiempo-Temperatura se pueden obtener mediante un ensayo de relajación de tensiones, determinando los datos de inicio (P_s) y fin de la precipitación (P_f). Los tiempos de inicio (P_s) y final (P_f) de la precipitación de las curvas de relajación de esfuerzos de los aceros TWIP-NM, Nb, V y Ti [41] se presentan en forma de diagrama PTT en la figura 2.6.

Cuando la precipitación comienza, la recrystalización experimenta un atraso en su inicio y no se sigue la ecuación de Avrami para obtener el 50% de recrystalización en el material. La precipitación es dependiente de la deformación, tamaño de grano, composición química, temperatura y velocidad de deformación. La fuerza impulsora de la precipitación a su vez, está controlada por el grado de sobresaturación de los precipitados presentes en el material. Por encima de la nariz hay menor sobresaturación, haciendo que la velocidad de nucleación sea menor. Por debajo de la nariz, la baja difusividad de los elementos precipitando es la causa de que el tiempo de inicio se prolongue.

Resultados reportados por Reyes-Calderón y colaboradores [41], mostraron que, mediante la aplicación de la técnica de las tangentes se obtiene el tiempo de inicio y final de la precipitación de compuestos formados por elementos tales como C, Al, N, Nb, V y Ti. Dichos elementos tienen influencia en la deformación en caliente de los aceros TWIP. A partir de los diagramas PTT obtenidos, se determinó que únicamente la presencia del Nb y V en el acero TWIP, retardan el inicio de la precipitación, con lo cual se dispone de un mayor tiempo para completar la recrystalización dinámica.

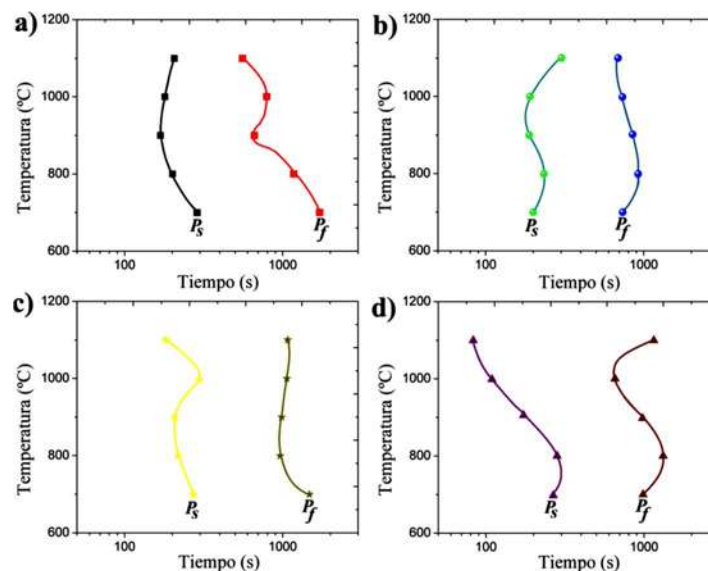


Figura 2.6. Líneas de inicio (P_s) y final (P_f) de precipitación en los diagramas Precipitación-Tiempo-Temperatura (PTT) de aceros TWIP microaleados: a) Acero TWIP-NM (Fe-21.2Mn-1.5Al-1.5Si-0.41C), b) Acero TWIP-Nb (Fe-22.4Mn-1.5Al-1.4Si-0.4C-0.06Nb), c) Acero TWIP-V (Fe-22.5Mn-1.6Al-1.4Si-0.43C-0.12V) y d) Acero TWIP-Ti (Fe-22.3Mn-1.6Al-1.4Si-0.4C-0.18Ti) [41].



2.2.6 Solidificación de los aceros TWIP

La solidificación se expresa como la obtención de un sólido a partir de un líquido. La solidificación es un fenómeno regido por nucleación y crecimiento. Cada vez que un metal solidifica ocurre cierto grado de subenfriamiento. Se requiere cierta energía para que inicie la solidificación del metal líquido. Cuando se llega a la temperatura adecuada, comienza la formación de pequeños cristales, lo que se conoce como nucleación. Los cristales resultantes dependen de la concentración de los elementos aleantes y del líquido subenfriado en la interfase del frente de solidificación [42]. Estos cristales avanzan hacia zonas donde la energía es mayor lo que se denomina como crecimiento. La dirección de crecimiento se dará siempre en las direcciones de mayor compactación atómica ya que los átomos se encuentran más separados. Al tener altos contenidos de Mn, y mediante la adición de C, se asegura la estabilidad de la fase austenítica durante la solidificación. Sin embargo, estos elementos pueden formar compuestos complejos que pueden llegar a influir sobre las propiedades mecánicas del acero. Por tales motivos, resulta importante conseguir un mayor control del tamaño de grano austenítico durante las operaciones de colada continua de aceros TWIP. El enfriamiento es controlado directamente por la composición química de la aleación, ya que no todas las fases, inclusiones y precipitados solidifican en los mismos rangos de temperaturas. Cuando solidifica un lingote, pueden ocurrir tres fases separadas del proceso de solidificación. El inicio se da en la zona de enfriamiento rápido (zona chill), la cual es la zona formada por una delgada banda que sigue el contorno del molde. Cuando la temperatura del molde comienza a descender, se originan cristales columnares (zona columnar) que comienzan su crecimiento en las paredes del molde. La solidificación termina cuando los granos que se encuentran dentro del líquido del centro del molde comienzan a crecer juntos hasta que bloquean en forma efectiva el movimiento hacia dentro de los granos columnares (zona equiaxial).

En la solidificación de los aceros TWIP, se producen además heterogeneidades producto de la segregación. Algunas de las fases comienzan a solidificar en la zona bifásica L-S (primer sólido), mientras que algunas otras fases les toma más tiempo para alcanzar la temperatura adecuada para comenzar su solidificación. Esto produce cambios en las propiedades mecánicas de los aceros TWIP. La estructura de colada de estos aceros consiste



principalmente de cristales dendríticos, columnares y equiaxiales. Los cristales resultantes dependen de la concentración de los elementos aleantes y del líquido subenfriado en la interfase del frente de solidificación [43].

2.2.6.1 Velocidad de solidificación.

Uno de los aspectos más importantes para pasar del estado líquido al estado sólido, tiene relación con la transformación del calor latente de fusión en energía térmica, lo que hará que la temperatura se acerque a la temperatura de equilibrio. Para que el proceso de solidificación pueda darse, es necesario la extracción de calor del sólido o del líquido, para que el proceso se mantenga por debajo de la temperatura de equilibrio y no llegue a estacionarse. Es por eso que la velocidad de solidificación viene determinada por la extracción del calor latente de fusión. La velocidad de enfriamiento puede afectar directamente a la calidad del producto de solidificación final. Los enfriamientos rápidos de una masa fundida a menudo hacen que la fase líquida se enfríe por debajo del punto de fusión [44].

2.2.6.2 Segregación de los elementos de aleación y microaleación.

El rechazo de soluto o impurezas, puede provocar segregación longitudinal en dirección al centro del producto de colada o macrosegregación. De la misma manera provoca segregación lateral hacia los espacios interdendríticos o microsegregación. La microsegregación que surge durante la solidificación tiene su origen en la distribución heterogénea de soluto en el sólido en comparación con la del líquido y está controlada por fenómenos de difusión. [45]

Este fenómeno ocurre cuando la aleación se enfría repentinamente a alta temperatura y un elemento se difunde de manera no uniforme en otro elemento, lo que provoca una segregación fuera del equilibrio durante la transición del estado líquido al sólido. El fenómeno de segregación tiene una influencia sobre los límites de grano. En estructuras con alta segregación, los límites de grano pueden actuar como zonas de debilidad [46].

La segregación intergranular se produce por la concentración localizada de átomos de soluto en los límites de grano [47]. La segregación de un elemento de aleación se relaciona, primeramente, con el coeficiente de segregación en equilibrio k_0 , el cual se define como la razón entre la concentración de soluto en el sólido C_s y la concentración de soluto en el



líquido C_L en la interfase S-L en equilibrio. Para varios sistemas de aleaciones, se utiliza un coeficiente de concentración, el cual se determina directamente de los diagramas de fase en equilibrio [48].

Para los aceros TWIP que presentan altos contenidos de Mn y adiciones de Al, Si y C, se produce un grado de segregación que provoca un rechazo de soluto (Mn); y la vez elementos como el S y el N que en combinación con el Mn y el aluminio forman impurezas del tipo MnS y AlN, los cuales pueden llegar a segregarse en los límites de grano dendríticos. [49]. Para la mayoría de las aleaciones, estos coeficientes pueden determinarse a partir de sus diagramas de fase en equilibrio [50-51]. Para los aceros TWIP con sistemas multicomponentes, estos diagramas de fase en equilibrio son difíciles de observar en la literatura o son inexistentes. Sin embargo, mediante el uso de software especializado como JMatPro, se pueden obtener estos diagramas de sistemas multicomponentes y a partir de ellos tener una idea más clara de cómo se producirá la segregación y precipitación de elementos aleantes y microaleantes.

2.3 Efecto de los elementos de microaleación en los aceros TWIP

Los elementos de microaleación son aquellos elementos que se adicionan en pequeñas cantidades, generalmente menores al 0.2% en peso. Estos elementos de microaleación, en combinación con la temperatura y velocidad de enfriamiento, inducen la formación de carburos, nitruros y carbonitruros, los cuales afectan directamente las propiedades mecánicas de la aleación final.

2.3.1 Efecto del Nb

Se adiciona principalmente para incrementar la dureza en el material, puede estabilizar la fase austenita y refinar el tamaño de grano de la misma. Produce un efecto retardante en el fenómeno de la recrystalización durante la laminación en caliente, debido a un fuerte efecto de arrastre de soluto cuando está disuelto, así como también a la precipitación de NbC al inducir deformación [52]. Li y colaboradores [53] reportaron que la adición de Nb en aceros inoxidables austeníticos induce el refinamiento del grano y, por lo tanto, previene el crecimiento del mismo. Además, la adición de Nb también puede mejorar la homogeneidad de la microestructura cuando se producen placas de aceros inoxidables austeníticos de gran



sección transversal mediante deformación en caliente, como también expresaron Meng y colaboradores [54]. Por otra parte, Mejía y colaboradores [55] estudiaron el efecto de 0.083% en peso de Nb en el comportamiento de ductilidad en caliente de un acero TWIP 21Mn1.3Al1.5Si 0.5C. Sus resultados indicaron una influencia benéfica de la adición de Nb a los aceros TWIP en el comportamiento de la ductilidad en caliente, especialmente en el rango de temperatura de 800–900°C.

2.3.2 Efecto del V

El V posee una menor influencia sobre el retardo de la recrystalización dinámica en comparación a otros microaleantes como el Nb. Es formador de V(C, N). Primeramente, su influencia en solución sólida es más débil que la del Nb [56], pero, además, la gran solubilidad del VN en la austenita hace que este nitruro sea totalmente soluble a temperaturas comunes de recalentamiento [55]. Por estas razones, el V no podría contribuir mucho al refinamiento de grano austenítico con niveles altos de N. Hannerz [57] ha revelado que la ductilidad en caliente en aceros austeníticos dulces y aceros de baja aleación decae drásticamente con el aumento de la concentración de V en el rango de temperatura de 700 a 950°C, pero si el nivel de V es menor a 0.07% en peso, la ductilidad del acero es similar a la de los aceros al C. Coleman y colaboradores [58] han detectado que la adición de Al a los aceros microaleados con V mejora la ductilidad en caliente. La formación del AlN reduce la precipitación de V (C, N) y disminuye la ductilidad en caliente del acero por el efecto de las partículas AlN sobre el anclaje de los límites de grano [59].

2.3.3 Efecto del Ti

El Ti se caracteriza por fomentar la precipitación de Ti (C, N) los cuales, a alta temperatura, inclusive en el estado líquido son fundamentalmente nitruros. Los TiN fomentan el control del tamaño de grano austenítico a altas temperaturas. Han y colaboradores [60] informaron que en un acero con 5Mn-0.15Ti, la precipitación de TiC suprimió el crecimiento de grano de la austenita. Así mismo, Lee y colaboradores [61] determinaron que en aceros con adiciones de 0.11% de Ti, los precipitados (TiC) formados ayudan al refinamiento de grano e inducen el efecto de endurecimiento por precipitación. Por otra parte, Reyes-Calderón y colaboradores [62] compararon el efecto de microaleantes como Nb, V y Ti en la



deformación en caliente de aceros TWIP. La adición de Ti resultó en un incremento del esfuerzo pico a bajas velocidades de deformación y una microestructura más fina.

2.3.4 Efecto del B

El B combinado con el C puede formar (B_4C) el cual es muy estable, ya que su disolución sólo puede ser a 2350 °C. El B combinado con el N puede formar también nitruros de boro (BN), que son extremadamente resistentes a la temperatura y sólo pueden ser disueltos a 1600 °C. Li y colaboradores [63] investigaron sistemáticamente los efectos de B en la microestructura, las propiedades de tracción, el comportamiento de fractura y la transformación de fase de aceros TRIP+TWIP con 13% de Mn; la adición de B aumentó el límite elástico por la existencia de boruros duros, pero redujo el alargamiento total debido a los diferentes mecanismos de fractura causados por los boruros frágiles. De acuerdo con Kim y colaboradores [64] las adiciones de B en aceros de bajo contenido de C retardan la segregación de ferrita a lo largo de los límites de grano de la austenita. A su vez, determinaron que en un acero Fe-0.983Mn-0.081C-0.139Si-0.02Nb-0.002B, la adición de B incrementaba significativamente la ductilidad en caliente. De igual manera determinaron que los precipitados de B ($Fe_{23}(BC)_6$) fueron de tamaño grande y que éstos mejoran significativamente la ductilidad en caliente del acero ya que las partículas precipitadas de B se alojaron en los límites de grano. El trabajo de investigación realizado por López-Chiprés y colaboradores [65] demostraron que en aceros microaleados con B, a mayor contenido de B se reduce el inicio de la recristalización dinámica, y se mejora la ductilidad en caliente lo cual está asociado con la cohesión del límite de grano. Por otra parte, Hondros y Seah [66] reportaron que el B segregado en los límites de grano de la austenita cambia las características termodinámicas de estos límites lo que puede llegar a causar un efecto de ablandamiento de la austenita durante el trabajado en caliente. Mejia y colaboradores [67] reportaron el hallazgo de partículas precipitadas de B en forma de $Fe_{23}(BC)_6$ en un acero TWIP 23Mn-0.014Ti-0.004B mediante microscopía electrónica de transmisión usando réplicas de C. Las partículas precipitadas de B mejoraron significativamente la fluencia en caliente del acero TWIP. Por otra parte, es bien sabido que las adiciones de B que han sido utilizadas anteriormente en aceros TWIP han causado un efecto de endurecimiento por precipitación [63].

2.3.5 Efecto del Mo

El Mo es usado en aleaciones ferrosas debido a que mejora la templabilidad, reduce la temperatura de fragilización, promueve la resistencia a la corrosión (agrietamiento por hidrógeno y sulfuros), incrementa la resistencia a alta temperatura y mejora la soldabilidad. En general, el contenido de Mo en los diferentes grados de aceros oscila entre 0.2 a 0.5% en peso y, rara vez excede el 1%. Así mismo, el Mo ayuda a mejorar la maquinabilidad de las aleaciones ferrosas. Se ha argumentado que el molibdeno es un elemento generador de carburos. Estos se forman en los límites de grano y son de la forma $(Fe, Mo)_3C$ [68-69], lo cuales previenen el crecimiento del mismo [70]. Razavi y colaboradores [71] estudiaron como influye el Mo en un acero TWIP (Fe-33Mn-3Si-2Al) y mostraron que la adición de Mo incrementa las propiedades mecánicas en el acero al incrementar su esfuerzo máximo y su porcentaje de elongación. Mediante la adición de 1.3% en peso de Mo se logró obtener un aumento en el esfuerzo máximo desde 400 hasta los 700 MPa

2.4 Mecanismos de deformación y endurecimiento de aceros TWIP

2.4.1 Energía de Falla de Apilamiento (EFA) en aceros TWIP

Una falla de apilamiento está definida como un defecto de tipo planar consiste en una interrupción de la secuencia de una capa de la estructura cristalina. Este defecto tiene una energía asociada que se conoce como energía de falla de apilamiento (EFA). La figura 2.7 muestra a grandes rasgos una secuencia de apilamiento en un material FCC. Estas tienen un papel muy importante ya que generan energía para que el efecto TWIP pueda llegar a darse.

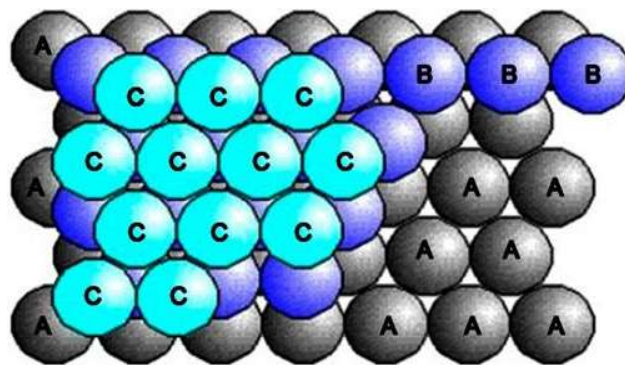


Figura 2.7 Arreglo de los planos de empaquetamiento en un cristal FCC y secuencia de apilamiento ABCABC [27].

La EFA define el tipo de mecanismo de deformación principal que actuara en la aleación. Si la EFA tiene un valor medio, el mecanismo de maclaje se dará con mayor facilidad. Por otra parte, si la EFA tiene valores altos favorecerá el mecanismo de deslizamiento de dislocaciones. Valores de EFA muy bajos promueven la transformación martensítica (efecto TRIP). La figura 2.8 muestra la relación de la EFA con los mecanismos de deformación activos en metales y aleaciones FCC.

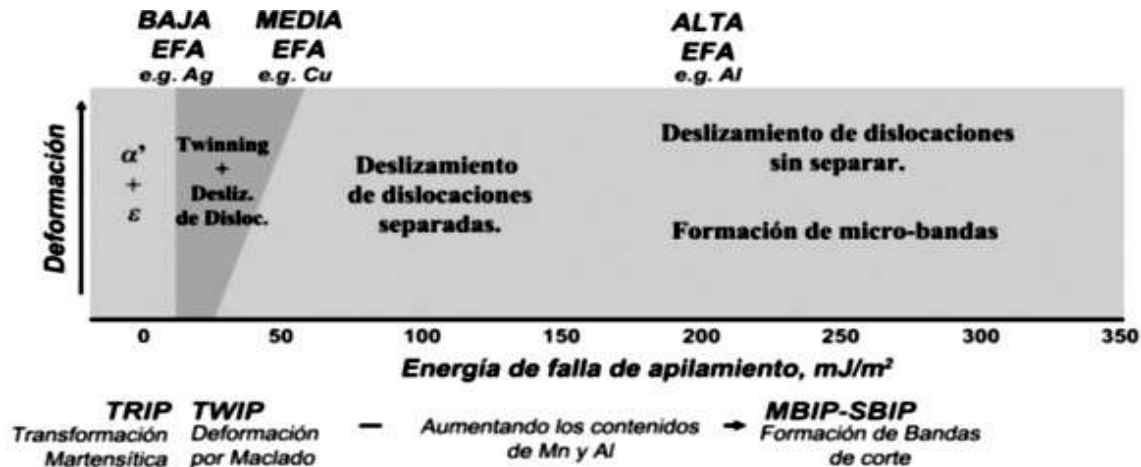


Figura 2.8. Relación de la EFA y los mecanismos de deformación activos en metales y aleaciones FCC [27].

Algunos autores [27, 72], han reportado estructuras austeníticas totalmente estables en aceros TWIP con energías de EFA= 20-30 mJ/m^2 .

2.4.2 Deformación por maclado en aceros TWIP

El maclaje mecánico o por deformación es el segundo mecanismo más importante de deformación plástica. Cuando un cristal deforma plásticamente por maclado ocurren desplazamientos atómicos y aparece una región de la red cristalina que es una imagen simétrica respecto a un plano de otra (figura 2.9). Las maclas se producen cuando una fuerza de corte uniforme incide a lo largo del límite de macla, y hace que los átomos se reorienten. Este cambio de orientación produce una pérdida de las distancias entre los átomos situados a cada uno de los lados del plano de macla, lo que produce una distorsión en la red. En general, las maclas se forman durante la solidificación, el tratamiento térmico o durante la deformación.

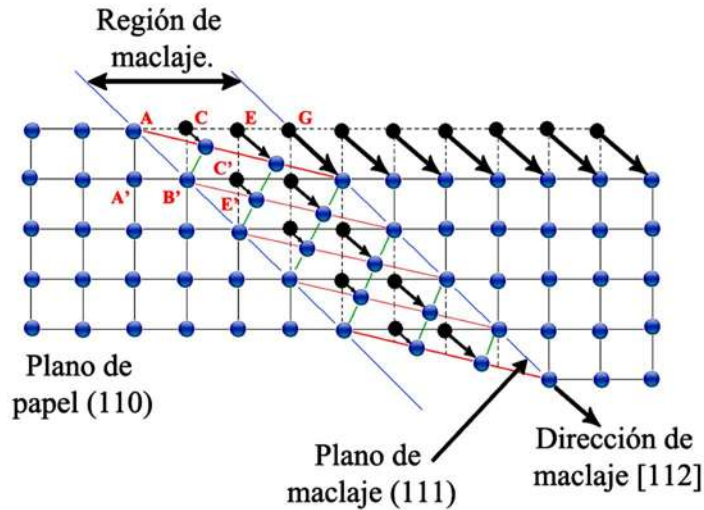


Figura 2.9. Esquema representativo de la aplicación de un esfuerzo a un cristal produciendo una macla de deformación [73].

Uno de los aspectos más relevantes es que el maclado en los aceros TWIP se reduce cuando la temperatura de conformado aumenta [74].

2.4.3 Endurecimiento por solución sólida

Cuando la movilidad de una dislocación en un sólido está restringida por la introducción de átomos de soluto, el endurecimiento es conocido por endurecimiento por solución sólida. El endurecimiento para un material en específico puede alcanzarse por el aumento en el límite de cedencia debido al incremento en la cantidad de soluto. Los átomos de C y N que tienen posiciones intersticiales en la red del Fe, tienen un efecto de endurecimiento mucho mayor que los átomos sustitucionales del Mn. Debe considerarse también el aumento en el esfuerzo para lograr que la dislocación se mueva sobre su plano de deslizamiento debido a la presencia de átomos de soluto. Es posible determinar esta fuerza a partir del número de átomos de soluto que rodean a la dislocación. Las interacciones entre las dislocaciones y los átomos de soluto conducen a los átomos intersticiales hacia la dislocación formando una atmósfera (atmósfera de Cottrell), lo que hace que se requiera mayor esfuerzo para liberar a la dislocación.



2.4.4 Endurecimiento por precipitación

El efecto del endurecimiento por precipitación depende fuertemente de la naturaleza del precipitado (composición química) y de su tamaño. Los precipitados finamente distribuidos representan una barrera efectiva al movimiento de las dislocaciones. Existen 2 mecanismos que explican el endurecimiento por precipitación. Cuando las partículas son pequeñas y coherentes con la matriz las dislocaciones requerirán un esfuerzo menor para atravesarlas. Por el contrario, si una matriz dúctil tiene partículas incoherentes precipitadas alojadas en el camino de la dislocación, esta requerirá un mayor esfuerzo para que la dislocación pueda moverse, por lo que este esfuerzo hará que la dislocación tenga que curvarse para superar a los precipitados. La importancia de añadir microaleantes en los aceros austeníticos proviene de la necesidad de fortalecerlos y mejorar el control de las variables durante las operaciones de deformación en caliente. Los elementos microaleantes presentes en los aceros TWIP tienden a formar partículas precipitadas. En el caso de los aceros TWIP bajo estudio las partículas precipitadas de los elementos microaleantes son: VC para el acero TWIP-V, Ti (C, N) para el acero TWIP-Ti, TiB_2C_{32} para el acero TWIP-Ti/B, NbC para el acero TWIP-Nb y Mo_6C para el acero TWIP-Mo como se presentará en los diagramas de equilibrio en secciones posteriores. Dichas partículas precipitadas ayudan al retardo del mecanismo de recuperación dinámica, la recrystalización dinámica, así como en ocasiones contribuyen a suprimir el crecimiento de grano. Durante el recalentamiento, los elementos microaleantes precipitan y se acomodan en los límites de grano, inhibiendo así el crecimiento del mismo. Este efecto retarda el progreso de la recrystalización [75] y a su vez, estos precipitados también incrementan la resistencia del material a altas temperaturas [76].

2.5 Deformación plástica en caliente de aceros TWIP

2.5.1 Endurecimiento por deformación en caliente

El endurecimiento por deformación es debido a la limitación de las dislocaciones a su movimiento con barreras de la red cristalina como pueden ser los límites de grano, los precipitados y las propias dislocaciones. Debido a la interferencia mutua de granos vecinos, el deslizamiento múltiple ocurre fácilmente, y por consiguiente se presenta un



endurecimiento por deformación al principio de la deformación. Adicionalmente, existen otros factores que influyen en el endurecimiento por deformación [77]:

1. EFA.
2. Composición química.
3. Orientación cristalográfica (textura preferencial).
4. Temperatura y velocidad de deformación.

2.5.2 Mecanismos de ablandamiento durante la fluencia en caliente

Durante el trabajado en caliente, los mecanismos de endurecimiento y ablandamiento se compensan al mismo tiempo, por lo que la curva tensión-deformación verdadera alcanza un valor de saturación. Los fenómenos que ocurren bajo condiciones dinámicas son los fenómenos de recuperación dinámica y recrystalización dinámica [78].

2.5.3 Recuperación dinámica durante la fluencia en caliente

Comienza con la aniquilación de pares de dislocaciones, su reordenamiento y la formación de subgranos, es decir, celdas con densidad de dislocaciones relativamente bajas rodeadas de límites con densidad de dislocaciones altas. Tienen lugar en materiales de alta EFA. La restauración dinámica implica la generación y aniquilación de dislocaciones continuamente, por lo que se llega a un estado estable. La energía libre tiende a aumentar debido a la generación de un gran número de dislocaciones. Uno de los efectos más importantes de la recuperación sobre las propiedades se debe a la eliminación de esfuerzos residuales en el material. Los cambios microestructurales que puedan llegar a darse producto de la recuperación dinámica son medidos generalmente por cambios en el esfuerzo de cedencia o cambios en la dureza del material [79]

2.5.4 Recrystalización dinámica durante la fluencia en caliente

La fase recrystalizada se produce por la nucleación de nuevos granos sin deformar que crecen y consumen la matriz deformada. La velocidad a la cual se transforma el volumen de granos recrystalizados es función del número de núcleos que se forman por segundo en un centímetro cúbico de matriz que aún no ha recrystalizado (velocidad de nucleación), así como del régimen de cambio en el diámetro del nuevo grano recrystalizado (velocidad de crecimiento).

La nucleación de nuevos granos ocurre por coalescencia de subgranos. Los nuevos granos se forman a expensas de los últimos granos y están prácticamente libres de deformaciones y encerrados por límites de grano de ángulo grande, que barren (crecen) y borran todo rastro de los cristales antiguos. Cuando todos los granos se han formado a expensas de los primeros granos y estos presentan una forma equiaxial libre de deformación, la estructura ha alcanzado el 100% de recrystalización [80].

La figura 2.10 muestra a grandes rasgos el proceso de recrystalización en un acero.

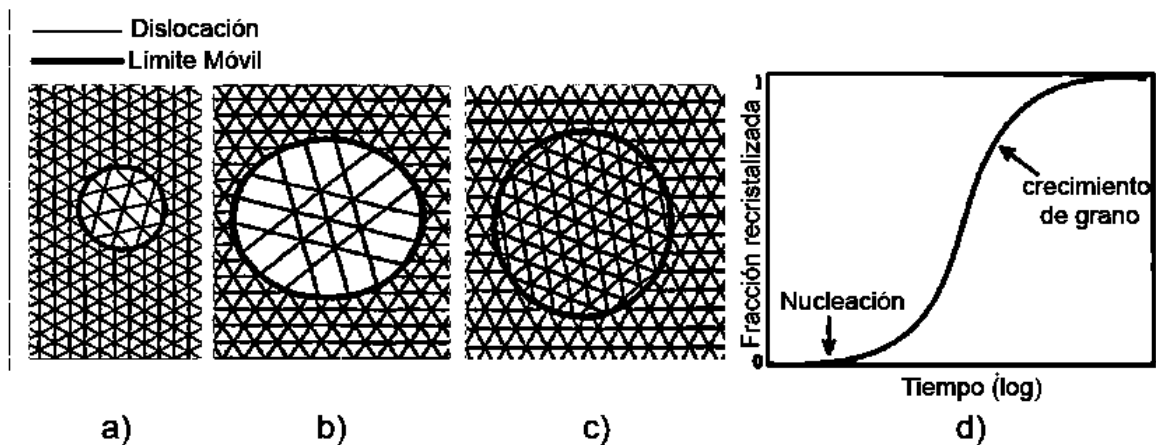


Figura 2.10. Esquema de la recrystalización diferenciando: a) La formación de un núcleo de recrystalización, b) El crecimiento de un grano estáticamente recrystalizado, c) El crecimiento de un grano dinámicamente recrystalizado y d) Cinéticas de la recrystalización [81].

Debido a la recrystalización dinámica que ocurre al mismo tiempo que la deformación, los nuevos granos tienen la densidad de dislocación como al comienzo de la deformación, por lo que los efectos del endurecimiento por deformación se compensan con los efectos de la recrystalización lo que termina manteniendo constante la densidad de dislocaciones. La velocidad de crecimiento de un grano recrystalizado es proporcional al tiempo. Si se incrementa la energía almacenada en el material por efecto de la deformación aplicada se incrementará la velocidad de crecimiento. Por otra parte, la velocidad de nucleación se incrementa con la deformación, ya que tiene que haber una cierta cantidad de deformación, conocida como deformación crítica, para iniciar la recrystalización [82]. También la velocidad de nucleación tiene un efecto muy marcado con el tamaño de grano. Mientras más



pequeño sea el tamaño de grano, la velocidad de nucleación será mayor. La dependencia de la temperatura que tiene la velocidad de nucleación sigue una ley de tipo Arrhenius donde tiene influencia la energía de activación para la velocidad de nucleación [80]. El término “recristalización-dinámica” hace referencia a que la recristalización empieza y termina con el proceso de conformado todavía en marcha, al contrario del caso estático donde la recristalización ocurre durante el recocido después de pasar por un proceso (o varios) de conformado en frío. El término “continuo” se refiere a que el proceso de formación de nuevos granos se consigue de forma continua y progresiva con la deformación. Por otra parte, la recristalización dinámica discontinua, puede ser de pico simple (bajas temperaturas y/o altas velocidades de deformación) o cíclica (altas temperaturas y/o bajas velocidades de deformación). A nivel microestructural esto conduce a un afinamiento de grano en el primer caso y a un crecimiento en el segundo. El término discontinuo hace referencia al proceso de nucleación y crecimiento de nuevos granos libres de dislocaciones. Se trata de un proceso de ablandamiento compuesto que implica diferentes mecanismos elementales: endurecimiento, restauración dinámica, nucleación y crecimiento [80-81].

2.5.5 Energía para la deformación en caliente (Q_{HW})

La energía de activación aparente (Q_{HW}) requerida para la deformación en caliente depende de la naturaleza del material y de su microestructura. La energía de activación aparente Q_{HW} relaciona directamente el esfuerzo de fluencia, la temperatura necesaria para la deformación y la velocidad de deformación mediante la ecuación de Zener-Hollomon. Para estimar como se comportará el material (acero TWIP) a altas temperaturas es de vital importancia la determinación de su valor.

Hoy en día hay muy poca información de referencia acerca de los parámetros de la deformación en caliente de aceros TWIP, particularmente el efecto de los elementos de microaleación, en el comportamiento de flujo en caliente. Cabañas y colaboradores [83] estudiaron el efecto de contenido de Mn en el comportamiento en tensión a elevadas temperaturas con un cálculo de la energía de activación usando pruebas de torsión. Ellos reportaron una energía de activación Q_{HW} de 230.43 a 349.96 kJ/mol y determinaron que el valor encontrado está relacionado con el contenido de Mn. Por otra parte, Hamada y colaboradores [84] estudiaron la resistencia de diferentes aceros TWIP con alto contenido de



manganeso con un flujo de temperatura elevado, variando el contenido de aluminio y usando pruebas de compresión; ellos obtuvieron valores de Q_{HW} desde 300 hasta 397 kJ/mol.

2.6 Tratamientos térmicos y termomecánicos de los aceros TWIP

Una de las herramientas para asegurar las propiedades y mejorar la calidad de los aceros es a través de los tratamientos térmicos y termomecánicos, los cuales se aplican con la finalidad de promover cambios en la microestructura, eliminar la segregación química de los elementos aleantes y microaleantes, así como la precipitación de segundas fases, las cuales influyen directamente sobre la microestructura y propiedades mecánicas de los materiales. En los aceros TWIP, el tratamiento térmico de homogeneización tiene la finalidad de igualar los volúmenes de composición química producidos por una solidificación heterogénea. Este se lleva a cabo a altas temperaturas, generalmente de los 1100 hasta los 1200 °C con tiempos de permanencia muy largos seguido de un enfriamiento muy lento. En este tratamiento se obtiene un tamaño de grano burdo. Este tipo de tratamiento también es conocido como recocido de difusión. Por otro lado, el procesamiento termomecánico es una combinación sofisticada de operaciones de deformación bien establecidas y tratamientos térmicos bien definidos en una sola etapa de la producción para controlar la microestructura del material. Finalmente, el tratamiento térmico para la solubilización del acero austenítico se realiza con la finalidad de refinar los granos austeníticos altamente deformados provenientes del proceso de laminación en caliente e impide que las partículas de segunda fase precipiten hacia los límites de grano.

2.7 Mapas de procesamiento de aceros TWIP

Es bien sabido [41, 86, 87] que parámetros como la temperatura, cantidad deformación y velocidad de deformación, tienen gran influencia sobre la deformación en caliente de metales en general y de aceros TWIP en particular. Se ha podido concluir que, efectuando un control apropiado de estas variables se pueden conseguir las mejores condiciones microestructurales y propiedades mecánicas, junto con una apropiada composición química [88].

Los ensayos de compresión uniaxial en caliente permiten simular procesos industriales donde la temperatura de trabajo es de gran importancia. A partir de ellos, se obtienen las curvas esfuerzo verdadero (σ_t) versus deformación verdadera (ϵ_t) que reflejan su comportamiento a



altas temperaturas [89]. Por otro lado, los mapas de procesamiento consisten en la superposición de un mapa de disipación de energía (η) y un mapa de inestabilidad de la fluencia plástica (ξ) que muestran las zonas de seguridad para el procesamiento de los materiales a altas temperaturas, así como los límites para evitar la formación de microestructuras indeseables. De esta manera, el uso de mapas de procesamiento específicos para un material metálico permite la predicción de los mecanismos de deformación que actúan en dicho material tales como fracturas intergranulares, maclaje, recristalización dinámica y estática, a ciertas condiciones de deformación [90]. Así mismo, los mapas de deformación permiten conocer las zonas en las cuales es seguro deformar el material a cierta temperatura (T), deformación (ε) y velocidad de deformación ($\dot{\varepsilon}$). De la misma manera se muestran las zonas que deben ser evitadas en los procesos de deformación en caliente.

La optimización del conformado de un material requiere una comprensión del comportamiento mecánico, estructural y microestructural del material en condiciones de procesamiento. Frost, Ashby y Raj [91-92] intentaron comprender los efectos de la deformación, la velocidad de deformación, la temperatura y la microestructura en el comportamiento de la fluencia plástica de los metales durante el procesamiento. Ellos desarrollaron mapas que describen los modos de deformación y fractura que ocurren durante el procesamiento. Sin embargo, su aplicabilidad estaba limitada a bajos rangos de velocidades de deformación y a aleaciones simples. Gegel [93] introdujo el concepto de modelo dinámico de materiales (DMM) usado seguidamente por Prasad y colaboradores [94-96] y posteriormente modificado por Murty y Rao [97] mostrando mejoras satisfactorias en la optimización de los parámetros de procesamiento para una variedad de materiales como: aceros inoxidables [98], aceros martensíticos [99], aceros ferríticos [100], aleaciones de magnesio [101], aleaciones de titanio [102], y aleaciones de aluminio [103].

Tomando como base las características de una pieza de trabajo, el esfuerzo efectivo ($\bar{\sigma}$) de la pieza de trabajo a la velocidad de deformación aplicada ($\dot{\varepsilon}$) para imponer una deformación plástica a una temperatura constante (T) y para un historial de conformado previo del material (M), se puede emplear la siguiente ecuación para calcular dicho esfuerzo efectivo:

$$\bar{\sigma} = K \dot{\varepsilon}^m|_{T, M} \quad (2)$$

donde: K y m son constantes del sistema. La figura 2.10a, muestra una representación esquemática donde se observa que el total de la energía disipada en un instante está representado por el área rectangular observada en la imagen $(\bar{\sigma}, \dot{\epsilon})$. La ecuación constitutiva describe el patrón elegido para el sistema para alcanzar el rango de deformación aplicada (condición límite). Una condición límite diferente será elegida para el material para un rango de deformación específico, por lo tanto, la ecuación tendrá diferentes valores de K y m para dicho material. El total de energía (P) consiste en dos funciones complementarias: el contenido de G y el co-contenido de J [93]:

$$P \cong G + J = \bar{\sigma} \cdot \dot{\epsilon} \quad (3)$$

donde:

$$G = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} \quad (4)$$

G representa la mayor energía de entrada disipada en forma de un incremento de temperatura y donde J representa la energía disipada por cambios microestructurales en el material y se define como:

$$J = \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \quad (5)$$

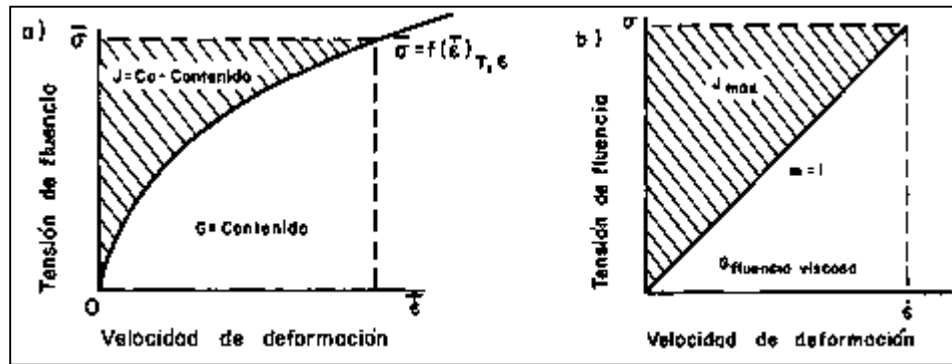


Figura 2.11. a) Representación esquemática de la ecuación constitutiva de un disipador de energía, b) Disipador lineal ideal.

Para encontrar el valor (dinámico) instantáneo de G y J para la deformación a una temperatura dada y a una cierta velocidad de deformación, m es la constante escogida por el sistema, mientras que, para diferentes velocidades de deformación, m dependerá del rango de deformación. Las interpretaciones físicas de G y J se derivan de los principios



termodinámicos expuestos por Malvern [104]. La cantidad total de energía disipada está relacionada con la variación de entropía producida:

$$P = \bar{\sigma} \dot{\epsilon} = \frac{d^i S}{dt} T \geq 0 \quad (6)$$

donde $\frac{d^i S}{dt} T$ = relación de producción de entropía, y la necesidad de que sea mayor o igual de cero aplica para una deformación irreversible. Malvern [104] ha demostrado que la variación total de entropía producida consiste en dos partes separables: entropía de entrada y entropía térmica. Estos dos términos corresponden a la entropía producida debido a cambio metalúrgicos (entropía de entrada) y debido a la conducción de calor en el material (entropía térmica). En general la mayor parte de la disipación es debida a un incremento en la temperatura y sólo una pequeña parte de energía es disipada a través de cambios microestructurales. La partición de energía entre G y J es controlada por el comportamiento del flujo constitutivo del material y ésta es decidida por la relación de la sensibilidad a la deformación (m) al esfuerzo y viene dado por:

$$\frac{dJ}{dG} = \frac{\dot{\epsilon} d\bar{\sigma}}{\bar{\sigma} d\dot{\epsilon}} = \frac{\dot{\epsilon} \bar{\sigma} d \ln \bar{\sigma}}{\bar{\sigma} \dot{\epsilon} d \ln \dot{\epsilon}} \approx \frac{\Delta \log \bar{\sigma}}{\Delta \log \dot{\epsilon}} = m \quad (7)$$

Para un disipador ideal lineal (m=1), figura 2.11b, J alcanzará su valor máximo ($J_{\max}$) lo que implica que:

$$J_{\max} = \frac{\sigma \dot{\epsilon}}{2} = \frac{P}{2} \quad (8)$$

El proceso de disipación metalúrgica estará caracterizado por la variación de J con la temperatura y la velocidad de deformación, pero la normalización con la energía interna ($\sigma \dot{\epsilon}$) implica una variación. En comparación con un disipador de energía lineal (m=1), figura 2.11b en donde el máximo de disipación posible a través del contenido de J es $J_{\max} = \frac{\sigma \dot{\epsilon}}{2}$ lleva al camino de un parámetro adimensional, llamado eficiencia de disipación de energía (η) dada por la siguiente expresión:

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (9)$$



De la ecuación 9, m es el parámetro clave que define la partición entre la energía generada por generación de calor y la energía producida por los cambios microestructurales. Por otra parte, Ziegler, Kumar y Prasad [105, 106] propusieron el siguiente criterio para predecir la aparición de inestabilidades de la fluencia plástica durante la deformación en caliente, basándose en el modelo dinámico del material (DMM) y la teoría del flujo plástico:

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln(m/m+1)}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m > 0 \quad (10)$$

Bajo condiciones de velocidad de deformación constante ($\dot{\epsilon}$), el parámetro ($\xi(\dot{\epsilon})$) debe ser evaluado en función de la temperatura y de la velocidad de deformación, para obtener el mapa de inestabilidad en las que las regiones del flujo inestable durante la deformación plástica ocurren a valores negativos de este parámetro.

El uso de mapas de procesamiento ha sido ampliamente aceptado para optimizar la trabajabilidad y el control en caliente de la microestructura del material sin utilizar costosos métodos de prueba y error que consumen mucho tiempo. En años recientes se han hecho numerosos aportes acerca del comportamiento de aceros TWIP de alto manganeso en deformación en caliente. Sin embargo, poco se ha ahondado en el estudio del uso de los mapas de procesamiento en estos aceros.

Autores como Zhang y colaboradores [107] establecieron el mapa de procesamiento para un acero TWIP Fe-0.19C-23Mn-1.86Al-0.15Si en el rango de temperaturas de 900-1150 °C y velocidades de deformación de 0.001-20 s⁻¹, mostrando la comparación de resultados entre diferentes criterios de inestabilidad basados en el DMM. Por otra parte, Marandi y colaboradores [108] establecieron el mapa de procesamiento para un acero TWIP/TRIP Fe-0.11C-21Mn-1.6Al-2.7Si determinando la zona específica donde se presenta la recrystalización dinámica.



2.8 Estado del Arte

La investigación en el campo de los aceros TWIP presenta un aumento notorio en la última década. Sin embargo, lo que existe reportado hasta ahora acerca del comportamiento de estos aceros a altas temperaturas con la adición de elementos microaleantes sigue siendo mínimo. De la misma manera, la investigación y elaboración de mapas de procesamiento que permitan predecir el comportamiento y mejorar los procesos de conformado de los aceros TWIP aún se encuentra en desarrollo. Algunos trabajos de investigación más recientes acerca del comportamiento de la fluencia en caliente, construcción de mapas de procesamiento, así como la influencia de elementos microaleantes en este tipo de aceros, se mencionan a continuación.

Por una parte, Liang y colaboradores [109], demostraron que mediante la adición de elementos de microaleación como Nb y Ti en aceros TWIP, se provoca un incremento en la tasa de endurecimiento por deformación y un refinamiento de los granos durante el proceso de deformación en caliente. Otra investigación que demuestra el refinamiento de grano inducido por la presencia de elementos microaleantes es la realizada por Gwon y colaboradores [110]. Determinaron que mediante la adición de V a un acero TWIP Fe-17Mn-0.45C-1.5Al-1Si-xV la reducción en el tamaño de grano se promueve mediante la formación de partículas precipitadas VC que se alojan en los límites de grano, lo que resulta en un aumento en la resistencia del acero. Investigación acerca del comportamiento de los aceros TWIP durante su conformado en caliente, es la realizada por Torganchuk y colaboradores [111]. Ellos reportaron que al momento de realizar el rolado del acero TWIP Fe-18Mn-0.6C a una temperatura de 800 °C, se desarrolló una microestructura que presentó recristalización dinámica discontinua, lo que tiene relación con el tipo de microestructura encontrada en los aceros TWIP de este trabajo de investigación.

Por otra parte, al hablar de la elaboración de mapas de procesamiento para el conformado en caliente de aceros TWIP y determinar las áreas seguras y de inestabilidad de la fluencia plástica para el conformado, Kang y colaboradores [112] determinaron los mapas de procesamiento para un acero Fe-30Mn-0.11C. Determinaron que las zonas de seguridad donde el conformado del material es óptimo se encuentra en el rango de temperaturas entre 1000-1200 °C con velocidades de deformación de 0.01-0.6 s⁻¹. De igual manera determinaron



que la mejor microestructura se obtiene a la temperatura de 1000 °C con una velocidad de deformación de 0.01 s^{-1} . En el mismo orden de ideas, Zhang y colaboradores [107] determinaron el mapa de procesamiento para un acero TWIP Fe-0.19C-23Mn-1.86Al-0.15Si en el rango de temperaturas de 900-1150 °C y velocidades de deformación de $0.001\text{-}20 \text{ s}^{-1}$. Zhao y colaboradores [113] también determinaron las zonas de seguridad para el conformado en caliente mediante la obtención de un mapa de procesamiento de un acero austenítico Fe-Mn-Al-C microaleado con Nb-V. Dichas zonas se encontraron a deformación de 0.7 y temperaturas de 894-1025 °C con velocidades de deformación de $0.01\text{-}0.14 \text{ s}^{-1}$, al igual que a temperaturas de 1050-1200 °C y velocidades de deformación de $0.03\text{-}0.95 \text{ s}^{-1}$. Por otra parte, Popkiadeh y colaboradores [90] determinaron en un mapa de procesamiento tres zonas distintas para el conformado de un acero TWIP Fe-30Mn-3.75Al-0.54C. La primera zona nombrada zona de inestabilidad fue determinada a 750–850 °C y velocidad de deformación de $0.001\text{-}0.01 \text{ s}^{-1}$. La segunda zona nombrada zona segura fue determinada a 750–850 °C y velocidad de deformación de $0.1\text{-}0.5 \text{ s}^{-1}$. Por último, determinaron que la tercera zona era la que presentaba mayor índice de recrystalización dinámica encontrada a 900–1000 °C y velocidad de deformación de $0.01\text{-}0.5 \text{ s}^{-1}$. Para un acero microaleado con V, Gwon y colaboradores [110] demostraron que la adición de V a un acero TWIP Fe-17Mn-0.45C-1.5Al-1Si-xV aumenta la zona de inestabilidad para el conformado en caliente, por lo que al suprimir la adición de V se tiene un mayor rango de condiciones óptimas para la deformación.

Como se ha mencionado, se ha avanzado en la investigación del comportamiento de la fluencia en caliente de aceros TWIP, sin embargo, aún hay poca información acerca de mapas de procesamiento que permitan determinar los parámetros óptimos para el conformado de los aceros TWIP, especialmente cuando estos están microaleados.



CAPÍTULO 3 DESARROLLO EXPERIMENTAL

CAPÍTULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL

3.1 Diagrama de flujo de procedimiento experimental

El presente trabajo de investigación se realizó en base a las etapas experimentales mostradas en el diagrama de flujo de la Figura 2.1.

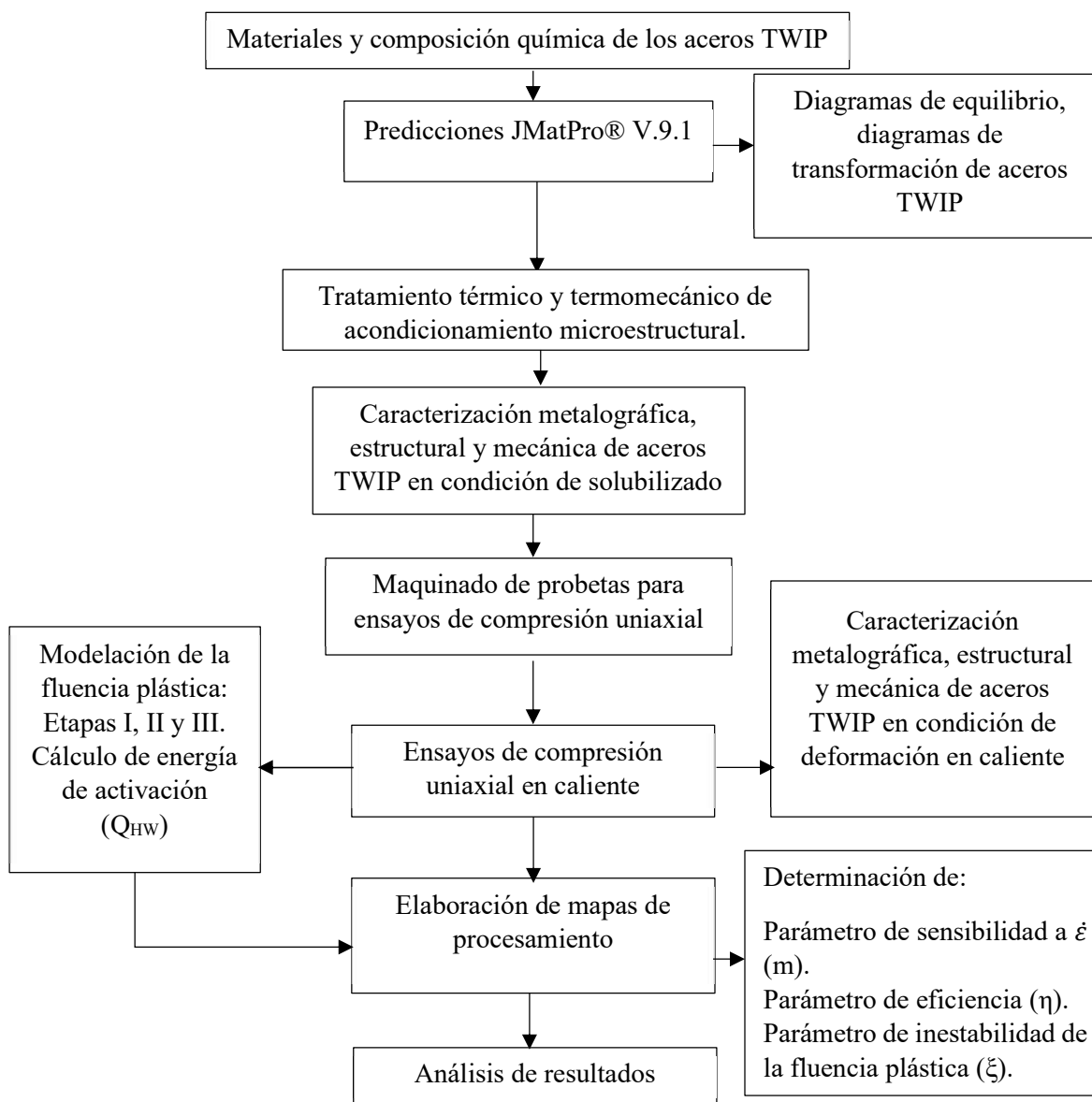


Figura 3.1 Diagrama de flujo de procedimiento experimental.



3.2 Materiales y composición química

El presente estudio se centró en seis aceros TWIP, uno sin elementos de microaleación (TWIP-REF), y cinco aceros microaleados por separado con V, Nb, Ti, Ti/B y Mo denominados como TWIP-V, TWIP-Nb, TWIP-Ti, TWIP-Ti/B y TWIP-Mo, respectivamente. La fusión y colada de los aceros TWIP se llevó a cabo en el laboratorio de fundición del IIMM-UMSNH-México, haciendo uso de un horno de inducción de atmósfera abierta con capacidad máxima de 32 kg obteniendo lingotes de 6.4 cm x 7.6 cm x 22 cm de cada acero. El análisis de la composición química de los aceros TWIP estudiados se obtuvo mediante el uso de un espectrómetro de emisión de chispa. Las composiciones químicas obtenidas se reportan en la Tabla 3.1.

Tabla 3.1 Composición química de los aceros TWIP bajo estudio (% en peso).

	Fe	Mn	Al	Si	C	N	P	S	Mo	V	Ti	B	Nb
TWIP-REF	Bal.	21	1.6	1.33	0.54	0.012	0.01	0.001	-	-	-	-	-
TWIP-V	Bal.	21	1.46	1.3	0.56	0.012	0.01	0.001	-	0.1	-	-	-
TWIP-Nb	Bal.	20	1.45	1.29	0.45	0.012	0.01	0.001	-	-	-	-	0.083
TWIP-Ti	Bal.	22	1.8	1.24	0.56	0.012	0.01	0.001	-	-	0.0216	-	-
TWIP-Ti/B	Bal.	23	1.5	1.26	0.54	0.012	0.01	0.001	-	-	0.014	0.018	-
TWIP-Mo	Bal.	22	1.49	1.43	0.62	0.012	0.01	0.001	0.3	-	-	-	-

Es importante señalar que los aceros TWIP bajo estudio fueron fabricados con hierro de alta pureza con bajos contenidos de C, S, P y N, por lo que los contenidos de S y N son relativamente menores en comparación con los aceros fabricados con chatarra convencional. En los aceros TWIP con alto contenido de Mn es muy importante mantener niveles bajos de S y N ya que estos elementos tienden a formar MnS y AlN, que afectan negativamente las propiedades mecánicas, particularmente la tenacidad.



3.3 Predicciones JMatPro® 9.1.2

JMatPro®V.9.1.2 es un software de simulación que calcula diagramas de fase y propiedades para aleaciones multicomponentes. No solo es una base de datos de propiedades calculada a partir de varias referencias bibliográficas, sino que incorpora modelos de materiales basados en elementos físicos que han sido ampliamente validados mediante experimentación. Mediante el uso del software JMatPro® 9.1.2, se obtuvo información relevante acerca de los diagramas de fase en equilibrio de cada uno de los aceros TWIP bajo estudio. Los cálculos para predecir los diagramas de equilibrio, las transformaciones de fase y formación de partículas precipitadas de los elementos microaleantes se realizaron en un rango de temperatura de 0 a 1600°C que es la temperatura cuando todos los elementos del material coexisten en estado líquido.

3.4 Tratamiento térmico y termomecánico de acondicionamiento microestructural

Una vez obtenido el material en condición de colada y después de haber obtenido las predicciones correspondientes de los diagramas de equilibrio y transformación, para cada uno de los aceros se realizaron distintos tratamientos térmicos y termomecánicos, con el fin de acondicionar la microestructura.

3.4.1. Tratamiento térmico de homogenización

Este tratamiento se realizó en un horno de resistencias eléctricas Barnstead Lab-line®, Modelo: 3608-5; 120 V, 5 A, 50/60 Hz, 600 W, a una temperatura de 1200 °C con velocidad de calentamiento de 6 °C/ min. A la pieza tratada se le dio un tiempo de permanencia de 2 hr/pulg de espesor con el fin de eliminar la segregación química y estructura dendrítica en toda la pieza.

3.4.2. Tratamiento termo-mecánico de laminación en caliente

El tratamiento termo-mecánico de laminación se realizó en el Laboratorio de Deformación Plástica del IIMM-UMSNH en un laminador reversible T.J. Pigott-Engineers® modelo 6559102, con capacidad de anchos de 40 cm, y carga de 50 Tm, hasta conseguir un 60% de reducción, aproximadamente entre 16 y 18 pasadas de laminación. Este tratamiento termomecánico se realizó en un rango de temperatura desde 1200 hasta 950 °C. El tiempo de

permanencia que se le dio a la pieza fue de 1 hr/pulg de espesor. Este tratamiento permitió tener una microestructura recrystalizada dinámicamente más homogénea, así como reducir la segregación de algunos elementos aleantes como el Mn.

3.4.3 Tratamiento térmico de solubilización

Este tratamiento se realizó con la finalidad de refinar los granos austeníticos altamente deformados provenientes del proceso de laminación en caliente y disolver partículas de segundas fases. La temperatura que se utilizó en este tratamiento fue de 1200 °C con un tiempo de permanencia de 1 h/pulg de espesor. Así se promovió la disolución de cualquier precipitado o carburo presente en la matriz. Inmediatamente después de finalizado el calentamiento se efectuó un temple a través de un enfriamiento rápido en agua fría para retener la estructura de alta temperatura.

La figura 3.2 muestra los tratamientos de acondicionamiento microestructural efectuados en los aceros TWIP.

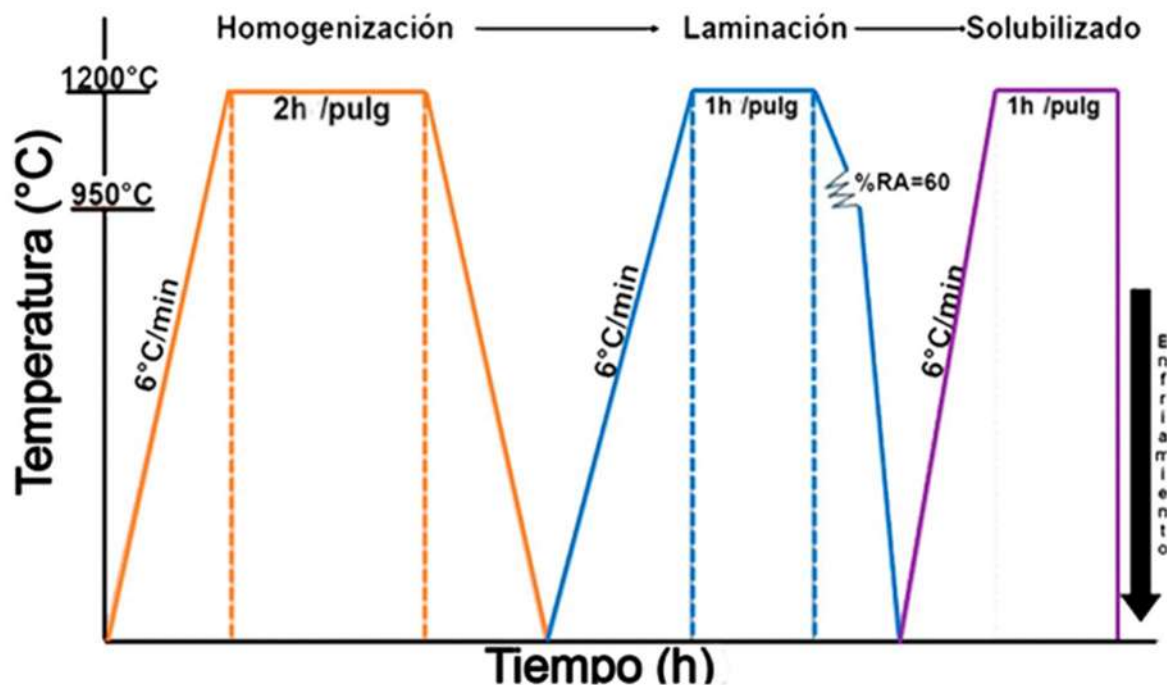


Figura 3.2 Ciclo térmico de homogeneización, laminación en caliente y solubilizado.

3.5 Ensayos de deformación plástica en caliente mediante compresión uniaxial

3.5.1 Maquinado de probetas

El maquinado se realizó en base a la geometría y medidas específicas indicadas en la figura 3.3. Se maquinaron probetas cilíndricas de 7 mm de diámetro y 11 mm de altura utilizando la técnica de electroerosión por hilo.

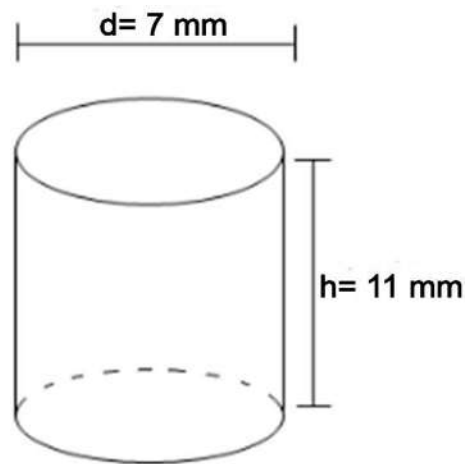


Figura 3.3 Probeta cilíndrica para ensayos de compresión uniaxial en caliente.

3.5.2 Ensayos de compresión uniaxial en caliente

Mediante la realización de los ensayos de compresión uniaxial en caliente se tiene una idea más clara de cómo es el proceso de deformación plástica de un material, utilizando distintas temperaturas y velocidades de deformación. Las probetas maquinadas se sometieron a ensayos de compresión uniaxial en caliente en una máquina INSTRON® 4507 con celda de carga de 100 kN. La máquina INSTRON tiene adaptado un horno de resistencias convencional modelo E4 Quad Elliptical Heating Chamber. La instrumentación de la máquina y las condiciones de ensayo utilizadas se describen en las tablas 3.2 y 3.3, respectivamente. Los ensayos de compresión uniaxial en caliente se efectuaron a velocidades de deformación de 10^{-1} , 10^{-2} , 10^{-3} y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, hasta un valor máximo de deformación de 0.8.

**Tabla 3.2.** Características del equipo usado en los ensayos de compresión uniaxial en caliente.

Equipo	Máquina INSTRON® 4507
Mordazas	TZM® (Mo→0.5% Ti, 0.1% Zr)
Protección entre mordazas y probeta	Laminillas de Tántalo de 50 µm con recubrimiento de Nitruro de Boro
Sistema de Aislamiento	Tubo de cuarzo
Gas de protección	Argón
Control de la temperatura	Termopares tipo “K”

Tabla 3.3. Condiciones de cada ensayo de compresión uniaxial en caliente.

Temperaturas de ensayo	950, 1000, 1050 y 1100°C
Velocidad de calentamiento	10°C/s
Permanencia	15 min
Velocidades de deformación	(10⁻¹, 10⁻², 10⁻³ y 5·10⁻⁴) s⁻¹
Valor máximo de deformación	0.8

3.6 Caracterización microestructural de aceros TWIP en condición de solubilizado y condición de deformación en caliente

3.6.1 Caracterización microestructural mediante MO y MEB-EDS.

Como parte de la caracterización metalográfica, se realizó microscopía óptica (MO) con ayuda del microscopio Carl Zeiss del IIMM-UMSNH para determinar la microestructura de cada una de las muestras en su condición de solubilizado y deformación en caliente, así como la medición del tamaño de grano promedio para cada acero TWIP. En estas dos etapas se usó el Software de análisis de imágenes Zeiss Zen 2 core, siguiendo la metodología descrita en



la norma ASTM E112 [114]. Se empleó microscopía electrónica de barrido (MEB) en un microscopio JEOL® (modelo JSM-6400, con resolución de 4nm a 35 kV y 8mm Wd) del IIM-UMSNH, para analizar las microestructuras y las fases presentes en cada una de las probetas de los diferentes procesos de experimentación. Previo a esto cada una de las muestras a analizar se prepararon adecuadamente utilizando el procedimiento estándar de preparación metalográfica de muestras, el cual consiste de las siguientes etapas:

1. Desbaste de las muestras con lijas de SiC 800 ($6.5 \pm 1 \mu\text{m}$), 1200 ($3.0 \pm 0.5 \mu\text{m}$), 1500 ($1.5 \pm 0.3 \mu\text{m}$) y 2000 ($1 \pm 0.3 \mu\text{m}$).
2. Pulido mecánico de cada una de las muestras utilizando pasta de diamante de 9,6,3, 1 y $0.25 \mu\text{m}$ utilizando paño Microcloth
3. Revelado de la microestructura con solución Nital al 10% a temperatura ambiente, con tiempos de inmersión variantes para cada muestra y cada proceso de experimentación.

Además de revelar las diferentes microestructuras, se empleó la técnica de espectroscopía de energía de dispersión (EDS) con el fin de determinar los elementos aleantes y microaleantes presentes en las zonas de análisis y obtener también el mapeo de composición química.

3.6.2 Caracterización estructural mediante difracción de rayos-X

La técnica de difracción de rayos-X se empleó para caracterizar estructuralmente los aceros TWIP bajo estudio y determinar las fases predominantes, tanto para la condición de partida (solubilizado), como para la condición de deformación en caliente. Se utilizó un difractómetro modelo D8 Advance Bruker, con las siguientes condiciones de operación: radiación de Cu K α , rango del ángulo (2θ) de 40° a 100° , paso de 0.02° con tiempo de 2 segundos. Las tarjetas de difracción para identificar las fases presentes fueron tomadas del software TOPAS instalado en el propio difractómetro. Para los ensayos de difracción de rayos-X se consideraron los patrones de difracción de las muestras que presentaron mayor índice de recristalización, lo cual fue el caso de los aceros en condición de solubilizado y deformación con valores de velocidad de deformación de $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ y temperatura de 1050°C .



3.6.3 Ensayo de microdureza Vickers

Se realizaron ensayos de microdureza utilizando la escala Vickers en un microdurómetro Tukon 1102, con indentador de diamante piramidal automático de las muestras en condición de deformación. Se utilizó una carga de 1 kg durante 15 segundos y se tomaron 25 indentaciones aproximadamente con un espaciado entre huellas de 2 mm, comenzando del centro de la muestra hacia un extremo para así obtener un valor promedio con la respectiva desviación estándar. Para los ensayos se tomó en cuenta los criterios estipulados en la norma ASTM E92-17 [115]. No se requiere especial preparación de las muestras para la realización de la prueba, sin embargo, se realizó un rectificado en ambas caras, un desbaste con lija fina (2000 ($1 \pm 0.3 \mu\text{m}$)) y un pulido con pasta de diamante hasta $6 \mu\text{m}$ para una mejor adquisición de los datos efectuados sobre la muestra. Para los ensayos de microdureza Vickers se consideraron las muestras que presentaron mayor índice de recrystalización, lo cual fue el caso de los aceros en condición de solubilizado y deformación con valores de velocidad de deformación de $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ y temperatura de 1050°C .

3.6.4 Caracterización microestructural mediante difracción de electrones retrodispersados (EBSD)

El análisis mediante EBSD se realizó en muestras de los aceros TWIP a 950 y 1050°C con velocidad de deformación de $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Para este propósito se usó un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo JEOL® (modelo: JSM-7600F) con un dispositivo de EBSD (Electron backscatter diffraction) marca BRUKER® del IIMM-UMSNH. Para la preparación de las muestras para análisis EBSD se realizó un lijado fino con una lija de SiC 2000 ($1 \pm 0.3 \mu\text{m}$) y un pulido utilizando pasta de diamante de $9 \mu\text{m}$ y posteriormente un electropulido en una electropulidora STRUERS Lectropol-5, utilizando una solución de 5% de ácido perclórico y 95% de etanol en 700 ml con un tiempo de 30 s y un voltaje de 15 V. Se analizó una superficie de (1 X 1) mm con pasos de $4 \mu\text{m}$. El post-procesamiento de los datos de esta técnica se efectuó utilizando el software Spirit® V 2.1. Mediante este software se pudieron determinar los mapas de fases, ODF's, figuras de polos, mapa de Euler, mapas de Kernel, análisis del tamaño de grano y desorientación. Los parámetros de operación que se utilizaron para el análisis EBSD se expresan en la tabla 3.4.

**Tabla 3.4.** Condiciones utilizadas para los ensayos de EBSD de las muestras en condición de deformación en caliente.

Parámetro	Valor
Resolución total	1080000 pixeles
Tamaño de mapa	163900 μm^2
Tiempo de medición	2:50 h
Tiempo de exposición	9.3 ms
Hit rate	99.1 %
Voltaje	20 kV

Aplicando el post-procesamiento de los resultados EBSD de cada acero TWIP, se obtienen los mapas de función de distribución de orientación (ODF), los cuales muestran la distribución de la orientación de los granos en función de las rotaciones medidas con los ángulos de Euler. A partir de las ODF's se pueden conocer las componentes de textura cristalográfica y se puede asociar con alguna textura ya conocida como son la Copper, Brass, Goss, etc. Para identificar las componentes de textura preferencial en cada una de las muestras de los aceros TWIP, es necesario aplicar las relaciones (tabla 3.5) para transformar los ángulos de Euler dados en los mapas ODF a índices de Miller y permitan conocer los planos y direcciones cristalográficas asociadas a estas componentes de textura de alta intensidad.

Tabla 3.5. Relación de conversión de ángulos de Euler a índices de Miller [116]

Planos	Direcciones
$h = \sin\varphi_1 \sin\varphi_2$	$u = \cos\varphi_1 \cos\varphi_2 - \sin\varphi_1 \sin\varphi_2 \cos\varphi$
$k = \sin\varphi_1 \cos\varphi_2$	$v = -\cos\varphi_1 \sin\varphi_2 - \sin\varphi_1 \cos\varphi_2 \cos\varphi$
$l = \cos\varphi_1$	$w = \sin\varphi_1 \sin\varphi$

3.7 Métodos Analíticos

3.7.1 Modelación matemática del comportamiento de la fluencia en caliente

A partir de las curvas experimentales esfuerzo-deformación obtenidas de los ensayos de compresión uniaxial en caliente, se realizó la modelación de las curvas teóricas de la fluencia en caliente. Para esto es necesario dividir las curvas en tres zonas importantes. La zona I está caracterizada por el aumento en la densidad de dislocaciones; es la etapa de endurecimiento y recuperación dinámica. La zona II es donde se puede apreciar una caída del esfuerzo en la curva, caracterizada por el mecanismo de recrystalización dinámica, la cual en los aceros TWIP es de tipo discontinua. Por último, la zona III, es la etapa en la que el material alcanza un estado de estabilidad caracterizada por la fracción de volumen de granos recrystalizados alcanzada durante el proceso de deformación. La figura 3.4 muestra a detalle las tres zonas características de los ensayos de deformación en un acero TWIP.

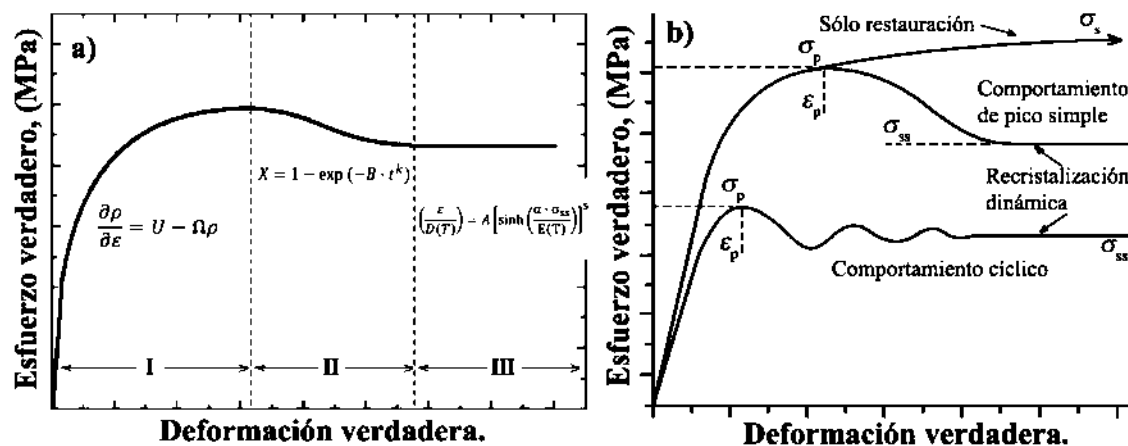


Figura 3.4 a) Etapas distintivas de la deformación en caliente, y b) curvas de deformación en caliente típicas de la austenita [117].

3.7.1.1 Modelación de la etapa I de endurecimiento y recuperación dinámica

En esta etapa, el endurecimiento está definido por la densidad de dislocaciones generadas y almacenadas durante el proceso de deformación y es proporcional a la recuperación, definida por la aniquilación de dichas dislocaciones conforme se van generando, es decir se produce un balance entre ambos fenómenos.



$$\frac{d\rho}{d\varepsilon} = \frac{d\rho}{d\varepsilon_{\text{Almacenadas}}} - \frac{d\rho}{d\varepsilon_{\text{Restauradas}}} \quad (11)$$

La ecuación 12 es una relación para pasar de densidad de dislocaciones a tensiones dada por:

$$\sigma = \alpha \mu b \rho^{0.5} \quad (12)$$

Donde α es un factor geométrico, μ es el módulo de corte (MPa) y b es el vector de Burgers (nm). Aplicando el modelo de Estrin, Mecking [118] y Bergström [119], resolviendo la ecuación 11, y considerando la relación entre la densidad de dislocaciones (ρ) y el esfuerzo asumiendo endurecimiento constante y un ablandamiento siguiendo una cinética lineal, se obtiene:

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon} = U - \Omega \rho$$

donde “U” es el término que representa el endurecimiento por deformación y “ Ω ” el ablandamiento causado por la recuperación dinámica. De la integración de la ecuación (13) asumiendo que, U y Ω sean independientes de la deformación, se obtiene que:

$$\rho = \rho_0 e^{-\Omega \varepsilon} + \frac{U}{\Omega} (1 - e^{-\Omega \varepsilon}) \quad (14)$$

Si se introduce la ecuación (12), resolviendo y reagrupando se obtiene:

$$\sigma^2 = [\sigma_p^2 + (\sigma_0^2 - \sigma_p^2) \cdot e^{-\Omega \varepsilon}] \quad (15)$$

donde σ_0 es el esfuerzo proporcional a la densidad de dislocaciones inicial. Tomando un valor de $\sigma_s = \alpha \mu b (U/\Omega)^{0.5}$ como el esfuerzo máximo, de (15) tomando $\sigma_0 = 0$ se obtiene:

$$\sigma = \sigma_p [1 - e^{-\Omega \varepsilon}]^{-0.5} \quad (16)$$

Para obtener el término “ Ω ”, se debe realizar el ajuste no lineal de la curva de compresión hasta el punto máximo de la curva σ_p . Posteriormente del ajuste no lineal, se debe realizar un ajuste lineal del valor obtenido de “ Ω ”, con el valor de Zener-Hollomon, mediante la ecuación:

$$\Omega = k_{\Omega} \cdot Z^{m_{\Omega}} \quad (17)$$



Para obtener el termino de “U”, de la ecuación (12), el termino μ puede ser escrito de la siguiente manera:

$$\mu = \mu_0 \left[1 + \frac{T(K) - 300}{T_f} \cdot \left(\frac{T_f - d\mu}{\mu_0 \cdot dT} \right) \right] \quad (18)$$

donde el tercer término representa la dependencia de la temperatura con el módulo de corte. Sustituyendo valores en la ecuación (12) y reacomodando se obtiene:

$$U(\alpha b)^2 = \frac{\sigma_p^2 * \Omega}{\{8.1 \cdot 10^4 [1 + \left(\frac{T - 300}{1810} \right) * (-0.91)]\}^2} \quad (19)$$

Al hacer un ajuste lineal del valor de $\log U(\alpha b)^2$ vs $\log Z$ se obtiene el valor del parámetro de endurecimiento.

$$U(\alpha b)^2 = k_U \cdot Z^{m_U} \quad (20)$$

3.7.1.2 Modelación para la etapa II de ablandamiento y recrystalización dinámica

La etapa II es la etapa de recrystalización dinámica, y como se mencionó anteriormente es la responsable de una caída en el esfuerzo en la curva de fluencia del material. Inicia desde el esfuerzo de pico hasta el primer valor del esfuerzo de estado estable y representa el progreso de la recrystalización dinámica. Se modeló empleando la ecuación propuesta por Kolmogorov-Johnson-Mehl-Avrami [120-122]. La ecuación supone que el ablandamiento es proporcional a la fracción del volumen recrystalizado (X). Al comienzo de la recrystalización se puede emplear la fórmula:

$$\sigma = \sigma_s - (\sigma_s - \sigma_{ss}) \cdot X \quad (21)$$

donde σ_{ss} es el esfuerzo de estado estable al final de la recrystalización. Como la fracción recrystalizada sigue la cinética de Avrami, la ecuación se transforma en:

$$X = 1 - \exp(-B \cdot t^n) \quad (22)$$

X está en función del tiempo, B y n están relacionadas con la velocidad de nucleación y crecimiento, respectivamente. Tomando en cuenta el tiempo $t_{50\%}$, la ecuación (22) se puede escribir como:



$$X = 1 - \exp\left(-0.693 \cdot \left(\frac{t}{t_{50\%}}\right)^n\right) \quad (23)$$

Como paso siguiente se debe calcular el tiempo para determinar el 50% de la recrystalización, que es el tiempo a la mitad de la caída de la curva, es decir, es el valor medio entre σ_p y σ_{ss} . Para esto es necesario realizar un ajuste no lineal para poder obtener los coeficientes $K_{t50\%}$, y $m_{t50\%}$, relacionados con la energía de activación $Q_{t50\%}$. Aquí el $t_{50\%}$ representa el valor teórico encontrado y “t”, el valor experimental. La ecuación puede expresarse como:

$$t_{50\%} = K_{t50\%} \cdot \dot{\epsilon}^{m_{50\%}} \cdot \exp\left(\frac{Q_{t50\%}}{RT}\right) \quad (24)$$

donde $K_{t50\%}$, $m_{50\%}$ son las constantes de Avrami para el 50% de recrystalización y $Q_{t50\%}$ es la energía necesaria para la mitad de la recrystalización. En el caso de los ensayos a velocidades de deformación constantes hay una equivalencia entre el tiempo y la deformación, por lo que la ecuación (22) se puede expresar en términos de deformación. Teniendo en cuenta una relación entre el tiempo y la velocidad de deformación la ecuación se puede expresar como:

$$X = 1 - \exp\left(-B \left(\frac{\epsilon - \epsilon_p}{\dot{\epsilon}}\right)^n\right) \quad (25)$$

donde ϵ_p es la deformación pico. Por lo que (25) puede expresarse como:

$$X = 1 - \exp\left(-0.693 \left(\frac{\epsilon - \epsilon_p}{\epsilon_{50\%} - \epsilon_p}\right)^n\right) \quad (26)$$

Para poder determinar $K_{50\%}$ y $m_{50\%}$ para cada acero es necesario realizar un ajuste lineal de cada uno de los exponentes de Avrami relacionándolos con el parámetro de Zener-Hollomon.

3.7.1.3 Modelación para la etapa III de esfuerzo pico y esfuerzo de estado estable

La etapa III se modeló empleando el modelo de Sellars y Tegart [123], el cual fue corregido por Cabrera y colaboradores [124] como una función del módulo de Young en función de la temperatura. La modelación de esta etapa relaciona el esfuerzo de pico (σ_p) y el esfuerzo de estado estable (σ_{ss}) con la velocidad de deformación y la temperatura. Aquí es de vital



importancia el uso de un valor de la energía de activación (Q_{HW}) necesaria para la deformación en caliente.

Para materiales de EFA elevada, la recuperación dinámica es sumamente rápida y evita la recrystalización dinámica, lo que da como resultado un aumento rápido del límite elástico a valores de deformación relativamente bajos. Sin embargo, para materiales de EFA baja, la densidad de dislocaciones es mayor, y da lugar a la recrystalización dinámica. Tradicionalmente la relación entre tensiones y velocidades de deformación se expresan por dos ecuaciones, una potencial y la otra exponencial.

$$\dot{\epsilon} = A \cdot \sigma_{ss}^{n_c} \cdot \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (27)$$

$$\dot{\epsilon} = A' \cdot \exp(B \cdot \sigma_{ss}) \cdot \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (28)$$

donde A , A' y β son constantes del material, n_c es el exponente de creep, Q la energía de activación aparente. Si los valores de esfuerzo son bajos, se cumple la ecuación (27). Si los valores de esfuerzo son altos la ecuación (28) es ideal. Garofalo [125] en condiciones de creep, y Sellars y Tegart [123] en condiciones de deformación en caliente implementaron una ecuación que se rige por el uso del seno hiperbólico y que fusiona las dos ecuaciones anteriores en una sola:

$$\dot{\epsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma_p)]^n \exp\left(\frac{-Q_{HW}}{RT}\right) \quad (29)$$

donde A es una constante del material y α la tensión que marca el cambio de comportamiento de potencial a exponencial, $\dot{\epsilon}$ es la velocidad de deformación (s^{-1}), σ_p es el esfuerzo pico (MPa), A (s^{-1}), α (MPa^{-1}) y n , son propios del material y están en función de su composición química, Q_{HW} es la energía de activación aparente para la deformación en caliente (J/mol), R es la constante de los gases (8.314 J/mol K) y T la temperatura absoluta (K). α , n y β están relacionadas por:

$$\beta = \alpha \cdot n \quad (30)$$



Se establece una relación entre la difusividad del acero en función de la temperatura $D(T)$. Para esto apoyándose de la literatura [126-127], se usan las constantes $D_0 = 1.8 \cdot 10^{-5}$, $Q = 270$ kJ/mol, $R = 8.314$ J/mol/K. También se debe determinar el módulo de Young en función de la temperatura $E(T)$ derivado del módulo de corte $\mu_0 = 8.1 \times 10^4$, el coeficiente de Poisson $\nu = 0.33$ y la temperatura de fusión $T_m = 1536$ °C. Si se normaliza la temperatura y velocidad de deformación, el exponente de creep (n_c) es constante y toma el valor de $1/5$. Por otra parte, no es necesario calcular un valor de energía de activación Q , porque se toma en cuenta el coeficiente de autodifusión que para el caso de los aceros TWIP bajo estudio se tomó con un valor de 270000 J/mol.

Así la ecuación la ecuación (29) queda en los siguientes términos:

$$\left[\frac{\dot{\epsilon}}{D(T)} \right]^{1/5} = A \sigma_p * \text{Senh} \left[\alpha \left(\frac{\sigma_p}{E(T)} \right) \right] \quad (31)$$

De igual manera para el esfuerzo de estado estable, la ecuación (29) se reescribe como:

$$\left[\frac{\dot{\epsilon}}{D(T)} \right]^{1/5} = A \sigma_{ss} * \text{Senh} \left[\alpha \left(\frac{\sigma_{ss}}{E(T)} \right) \right] \quad (32)$$

Se procede a calcular $(\dot{\epsilon}/D(T))^{1/5}$ y se relaciona tanto para $(\sigma_p/E(T))$ como para $(\sigma_{ss}/E(T))$ para cada una de las temperaturas y velocidades de deformación. Con la aplicación de un ajuste no lineal, entre cada lado de las ecuaciones 31 y 32, se obtiene los coeficientes A y α .

3.7.2 Determinación de la energía de activación aparente para la deformación en caliente (Q_{HW})

La relación entre el esfuerzo de fluencia (σ), la temperatura de deformación (T) y la velocidad de deformación ($\dot{\epsilon}$), esta descrita por la relación de seno hiperbólico (Ec. 29). Por otro lado, el parámetro Z por definición se calcula a partir de la velocidad de deformación ($\dot{\epsilon}$), la temperatura (T) y la energía de activación para la deformación en caliente (Q_{HW}):

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp \left(\frac{Q_{HW}}{RT} \right) \quad (33)$$

Combinando las ecuaciones (29) y (33), se obtiene:

$$Z = A [\text{senh}(\alpha \sigma)]^n \quad (34)$$



El coeficiente α de la ecuación, se calcula mediante la relación:

$$\alpha = \frac{\beta_{av}}{n_{1,av}} \quad (35)$$

donde los parámetros β_{av} y $n_{1,av}$ son los valores de las pendientes obtenidas directamente de la regresión lineal del gráfico $\ln \dot{\epsilon}$ vs $\ln \sigma_p$.

Entonces Q_{HW} se obtiene mediante la relación:

$$Q_{HW} = R \left[\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma)]} \right]_T \left[\frac{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma)]}{\partial \left(\frac{1}{T} \right)} \right]_T = R \cdot n_{av} \cdot S_{av} \quad (36)$$

donde R es la constante de los gases ideales, n_{av} es la pendiente promedio de la gráfica $\ln \dot{\epsilon}$ vs $\ln [\sinh(\alpha \sigma_p)]$ y S_{av} es la pendiente promedio de la curva $\ln [\sinh(\alpha \sigma_p)]$ vs $(1000/T(K))$ a diferentes velocidades de deformación.

3.7.3 Validación de los modelos y ecuaciones constitutivas

Para validar y comparar los modelos matemáticos con las curvas experimentales, se sustituyeron en las ecuaciones correspondientes cada uno de los parámetros obtenidos en las tres etapas de modelación. Así, se obtuvieron curvas modeladas en un rango de deformación de $\epsilon_t=0.8$.

3.7.4 Determinación de mapas de procesamiento de aceros TWIP

Como primer paso para la construcción del mapa de procesamiento, se establecieron diferentes niveles de deformación verdadera para el cálculo: $\epsilon=0.2, 0.4$ y 0.8 para cada una de las curvas σ - ϵ verdaderas de los aceros TWIP a las distintas temperaturas (950, 1000, 1050 y 1100°C) y velocidades de deformación ($5 \cdot 10^{-4}, 10^{-3}, 10^{-2}$ y 10^{-1} s^{-1}). Los datos obtenidos de la curva σ - ϵ se grafican en función del $\log \sigma$ contra $\log \dot{\epsilon}$ para cada temperatura y velocidad de deformación y se realiza un ajuste polinomial. En el caso de los aceros TWIP bajo estudio se realizó un ajuste polinomial cúbico (ecuación 37) y derivando la ecuación en función de $\dot{\epsilon}$ se obtiene el parámetro de sensibilidad a la velocidad de deformación conocido como “m”.

$$\log \sigma = a + b(\log \dot{\epsilon}) + c(\log \dot{\epsilon})^2 + d(\log \dot{\epsilon})^3 \quad (37)$$



$$m = \frac{\Delta \log \bar{\sigma}}{\Delta \log \dot{\epsilon}} = b(\log \dot{\epsilon}) + 2c(\log \dot{\epsilon})^2 + 3d(\log \dot{\epsilon})^3 \quad (38)$$

Una vez obtenidas las ecuaciones de m y evaluadas en función de $\dot{\epsilon}$ se obtuvieron los valores de m para cada temperatura y velocidad de deformación. Para poder realizar los gráficos 3D de m , se tomaron valores intermedios entre cada una de las velocidades de deformación ya establecidas. Posteriormente, mediante el uso de la ecuación (8) se procedió a calcular la eficiencia (η), y una vez calculada se procedió a la construcción de los mapas de disipación de energía.

Una vez calculados los valores de m , se realizó un ajuste cúbico de las curvas $\log (m/m+1)$ vs $\log \dot{\epsilon}$ obteniendo la ecuación (39), y derivando en función de $\dot{\epsilon}$ se obtuvo la ecuación (40), la cual se emplea para determinar el parámetro de inestabilidad de la fluencia plástica.

$$\log m = a + b(\log \dot{\epsilon}) + c(\log \dot{\epsilon})^2 + d(\log \dot{\epsilon})^3 \quad (39)$$

$$\xi(\dot{\epsilon}) = b(\log \dot{\epsilon}) + 2c(\log \dot{\epsilon})^2 + 3d(\log \dot{\epsilon})^3 \quad (40)$$

Posteriormente se procedió a aplicar el criterio de inestabilidad de Prasad (ξ) mediante el uso de la ecuación (10) para cada temperatura y velocidad de deformación, para así obtener el mapa de inestabilidad en las que las regiones de la fluencia inestable durante la deformación plástica ocurren para valores menores a cero de este parámetro.



CAPÍTULO 4

RESULTADOS Y DISCUSIÓN



CAPÍTULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 Predicciones JMatPro

La figura 4.1 presenta los diagramas obtenidos mediante los cálculos realizados por el software JMatPro® V.9.1.2 de las fases y compuestos que se forman en un estado de equilibrio para los aceros TWIP bajo estudio. En la figura 4.1 se aprecian los diagramas a un porcentaje en peso por debajo de 0.12% para magnificar y visualizar mejor la formación de los compuestos y los precipitados.

En el caso del acero TWIP-REF (figura 4.1 a) se observa la coexistencia a temperatura ambiente de austenita, ferrita, MnS, AlN (estos dos últimos presentes desde el estado líquido), así como la presencia de distintos fosfuros metálicos en menor cantidad. Para el caso de los aceros TWIP-V, -Nb, -Ti, -Ti/B y -Mo se puede observar de la misma manera la presencia de austenita, ferrita, MnS, AlN y varios fosfuros metálicos, los cuales alcanzan a estar presentes a temperatura ambiente. Es importante resaltar que las fases presentes en estos diagramas son bajo condiciones de equilibrio, es decir, se considera que los procesos difusivos se dan con el tiempo suficiente, por lo que los diagramas no son del todo realistas en lo que a bajas temperaturas se refiere.

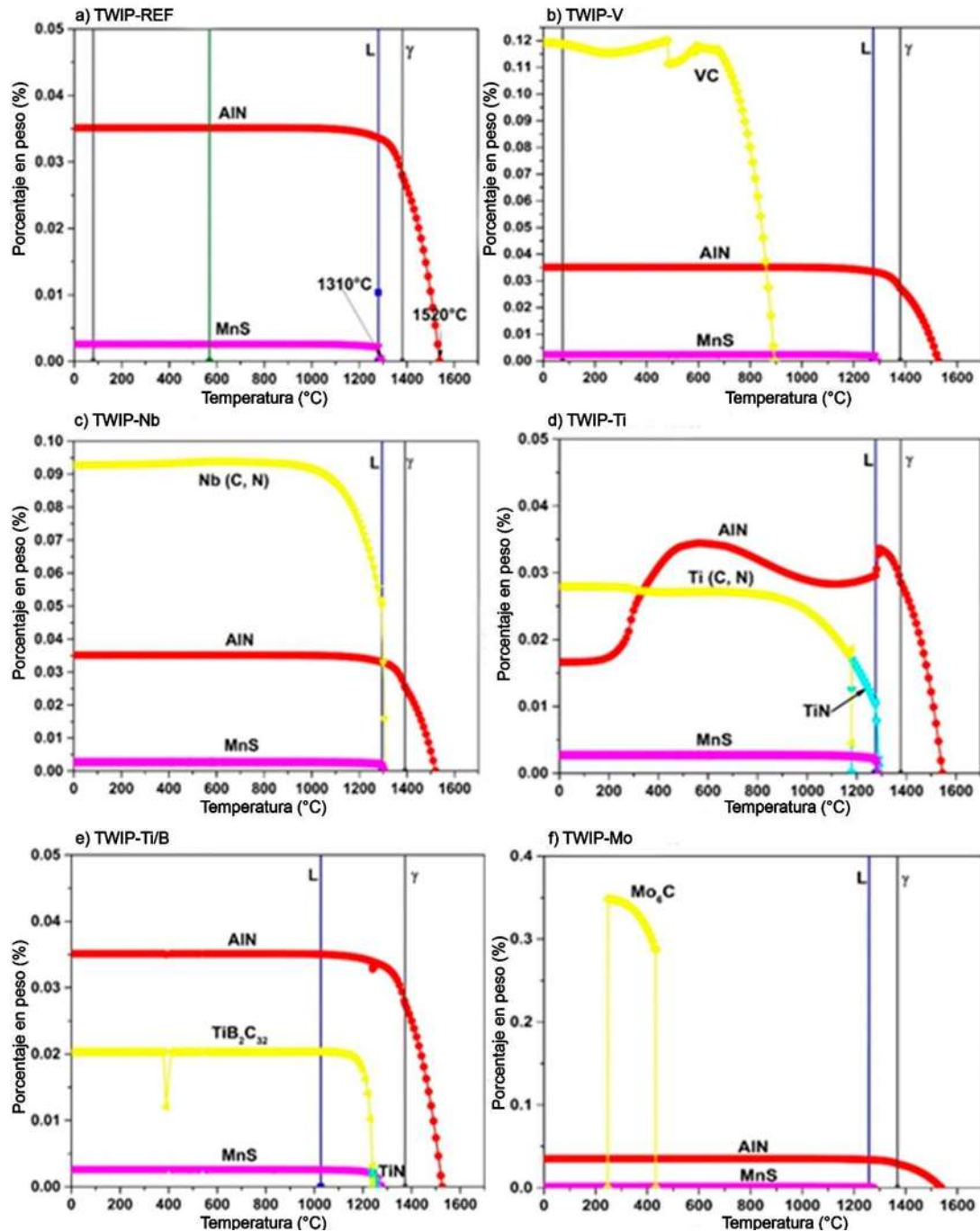


Figura 4.1. Diagramas de equilibrio obtenidos mediante JMatPro® 9.1.2 de los aceros TWIP bajo estudio, a) TWIP-REF, b) TWIP-V, c) TWIP-Nb, d) TWIP-Ti, e) TWIP-Ti/B, f) TWIP-Mo.

Es bien sabido que el AIN se origina desde el estado líquido, a 1520 °C, y presenta su estabilidad aproximadamente a 1200 °C. También se puede observar que el AIN muestra un



aumento hasta alcanzar el 0.035 % en peso a medida que el enfriamiento progresa hasta la temperatura ambiente. La formación de MnS comienza en la región de líquido + austenita a 1310 °C y alcanza su punto máximo a 1000 °C que se mantiene hasta la temperatura ambiente a 0.0027 % en peso. En el caso del acero TWIP-V (Figura 4.1b), se observa claramente que las partículas de VC comienzan su precipitación a la temperatura de 900 °C, y a medida que la temperatura desciende alcanzan un % en peso de 0.119. Debido a que el nitrógeno tiende a combinarse con el Al desde el estado líquido, a medida que comienza la solidificación, el AlN aumenta, por lo que la formación de VN no puede ocurrir y el V libre es propenso a unirse con el C. En el caso particular del acero TWIP microaleado con Nb (Figura 4.1 c), la formación de Nb(C,N) comienza a 1310 °C, justo en la región γ +L. A medida que la temperatura disminuye, y aproximadamente a 980 °C, el Nb(C,N) se estabiliza hasta la temperatura ambiente. En el acero TWIP-Ti (Figura 4.1 d), el AlN también comienza su formación a 1520 °C, y el % en peso de esta fase aumenta hasta 0.032 antes de que el TiN comience a formarse en la zona L+ γ a 1290 °C. Es importante señalar que, a altas temperaturas, la formación de TiN requiere N del AlN, por lo que el AlN tiende a disminuir a medida que aumenta el TiN. Entonces, a 1280 °C se produce la formación de Ti(C,N). Por otra parte, a 1180 °C, el N es sustituido por el C, y tiene lugar la formación de TiC, alcanzando un valor máximo de este precipitado a 800 °C. Por el contrario, en el caso de TWIP-Ti/B (Figura 4.1 e) se observa que el AlN comienza a precipitar a 1520 °C y se estabiliza a 1180 °C. Luego, a 1280 °C comienza la formación de MnS que se estabiliza a 1200 °C. A 1260 °C la formación de TiN requiere N del AlN hasta llegar a 1240 °C, entonces, tiene lugar la fase carboboruro ($\text{TiB}_2\text{C}_{32}$). Por último, en el caso de TWIP-Mo (Figura 4.1f), la formación de carburos del tipo Mo_6C comienzan a formarse a temperaturas tan bajas como 430 °C y hasta 240 °C, para formar posteriormente carburos del tipo M_{23}C . Sin embargo, es poco probable que se formen carburos de este tipo en condiciones prácticas de enfriamiento.

4.2 Caracterización microestructural de aceros TWIP en condición de acondicionamiento microestructural

4.2.1 Caracterización mediante MO

La figura 4.2 muestra las micrografías de los aceros TWIP (REF, V, Nb, Ti, Ti/B y Mo) en condición de solubilizado.

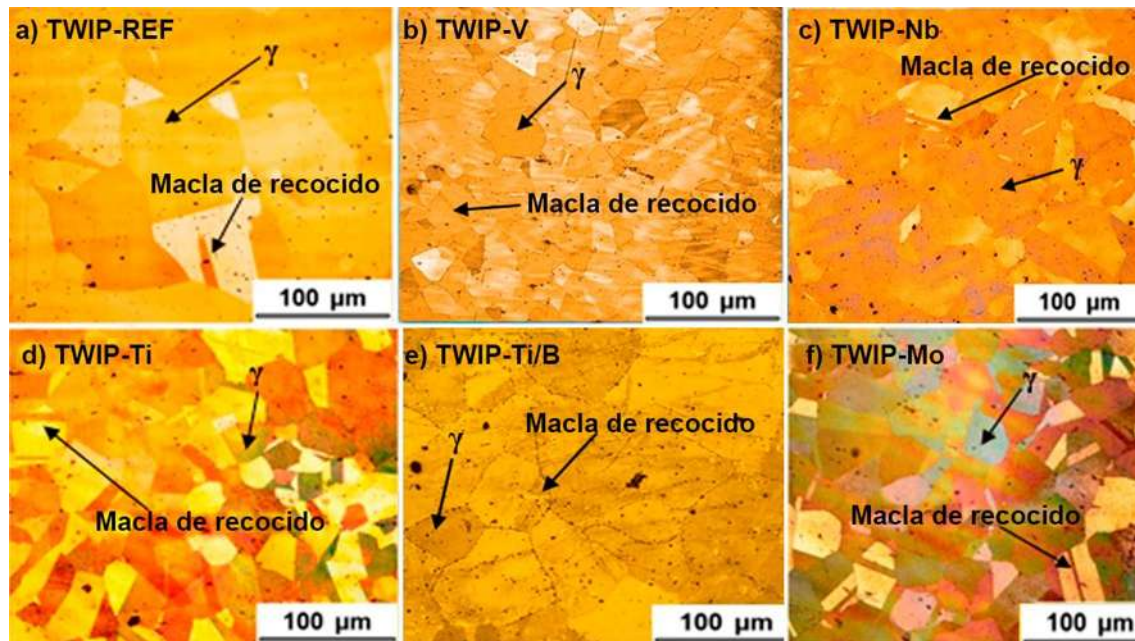


Figura 4.2 Micrografías en condición de tratamiento térmico de solubilizado a 1200°C a) TWIP-REF, b) TWIP-V, c) TWIP-Nb, d) TWIP-Ti, e) TWIP-Ti/B, f) TWIP-Mo.

En las micrografías de los aceros en condición de solubilizado se puede observar una microestructura austenítica equiaxial con presencia de maclas de recocido comunes en fases FCC, lo cual coincide con lo reportado por otros autores [128]. Estas maclas son formadas debido a la temperatura de 1200°C a la cual se realizó el tratamiento térmico de solubilizado. Se puede decir que las micrografías de los aceros TWIP presentan una microestructura austenítica homogénea debido a que el Mn y el C de la matriz actúan como elementos estabilizadores de la fase austenítica [129]. De igual manera se hace evidente el refinamiento de grano propiciado por los elementos de microaleación, en especial los aceros microaleados con V, Nb y Ti (figuras 4.2 b, c, d), lo cual también ha sido corroborado por Han y colaboradores [130-131] que reportan que la precipitación de 0.15% de Ti en forma de TiC en un acero con 5% de Mn, suprime el crecimiento de grano austenítico.

Aunado a que el material previamente fue sometido a una deformación mediante un tratamiento termomecánico de laminación, algunos granos se muestran aún alargados. De igual manera la mayoría de los granos equiaxiales muestran evidencias de maclas, con más presencia en los aceros microaleados, en los cuales se observa distintos tipos de morfología (rectas, completas de lados paralelos e incompletas de lados paralelos) las cuales surgen de

los límites de grano durante el calentamiento. Choi y colaboradores [132] obtuvieron microestructuras similares en condición de solubilizado en un acero Fe–28Mn–9Al–0.8C.

4.2.1.1 Medición de tamaño de grano promedio

La gráfica de la figura 4.3 muestra los resultados de tamaño de grano promedio, para cada uno de los aceros TWIP en condición de acondicionamiento microestructural y solubilizado realizado a 1200 °C.

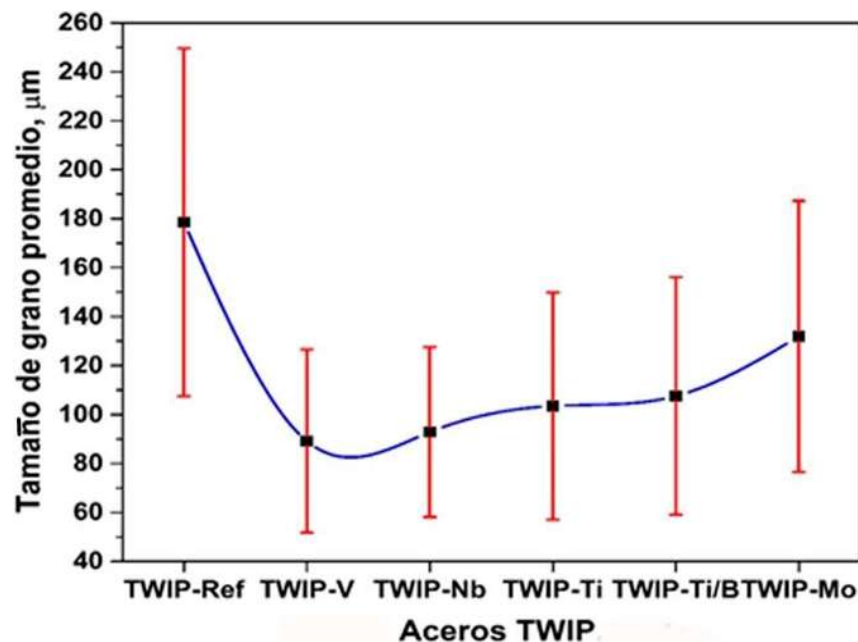


Figura 4.3 Tamaño de grano promedio de aceros TWIP en condición de acondicionamiento microestructural y solubilizado.

En la figura 4.3, se puede observar las diferencias de tamaño de grano entre los diferentes aceros TWIP con los distintos microaleantes. Se tiene para el acero TWIP-REF un tamaño de grano promedio de 178 μm , y por debajo de éste el acero TWIP-Mo presenta un tamaño de grano promedio de alrededor de 132 μm . Debido a la adición del Mo en el acero, se forma carburo de molibdeno en los límites de grano [133-134]. La presencia de este carburo en los límites de grano evita el crecimiento de grano austenítico [135]. Sin embargo, el análisis mediante MEB no detectó tales partículas precipitadas de carburo de Mo dispersas en el acero, quizás debido a que las partículas precipitadas de Mo son de carácter nanométrico y su visualización requiere de técnicas más precisas como la utilización de MET.



Por otra parte, los aceros que mayor refinamiento de grano presentaron fueron los microaleados con V, Nb y Ti. De las figuras 4.3 b, c y d, se puede apreciar que el refinamiento de grano generado por estos microaleantes es debido a la formación de carburos, nitruros y carbonitruros, lo cual es corroborado por Li y colaboradores [136] quienes mencionan que el tamaño de grano en un acero TWIP con alto contenido de Mn como el acero Fe–25Mn–3Si–3Al es significativamente refinado por la adición del Nb y la formación de NbC, los cuales se ubican en los límites de grano, inhibiendo el crecimiento de éste. Autores como Hee y colaboradores [135] y Haddrill y colaboradores [137] han determinado que la precipitación de partículas de Nb (C, N) en la matriz austenítica ocurre durante el tratamiento térmico a alta temperatura, favorecida por la presencia de los defectos cristalinos (vacancias y dislocaciones). Otros autores como Najafizadeh y colaboradores. [138] han determinado mediante MO que aceros microaleados con Nb y Ti presentan una reducción del tamaño de grano austenítico y de igual manera un endurecimiento por precipitación debido a las partículas precipitadas que se forman de estos microaleantes.

Del mismo modo que para el acero TWIP-V el tamaño de grano promedio es de 89 μm . Basándose en lo mostrado en la figura 4.1 b, se puede notar que los precipitados de VC inician su formación por encima de los 900 °C y se mantienen hasta temperatura ambiente. En condición de deformación se da la recrystalización dinámica discontinua, lo que provoca que nuevos granos equiaxiales se formen a partir de los granos ya deformados, pero con un menor tamaño. Autores como Chateau y colaboradores [139] han demostrado que existe un endurecimiento por afinamiento de grano aunado a la formación de precipitados de VC encontrados en los límites de grano.

4.2.2 Caracterización mediante difracción de rayos-X

En la figura 4.4 se muestran los patrones de difracción de rayos-X para los aceros TWIP en condición de solubilizado. Los picos más altos de los patrones corresponden al plano cristalino γ (111) en el ángulo $2\theta=43.5^\circ$. Estos patrones de difracción, corresponden a una fase austenítica FCC en sus diferentes planos cristalinos. Se puede observar también que los picos principales y de mayor intensidad de la fase austenítica corresponden con los planos γ (111) y γ (200).

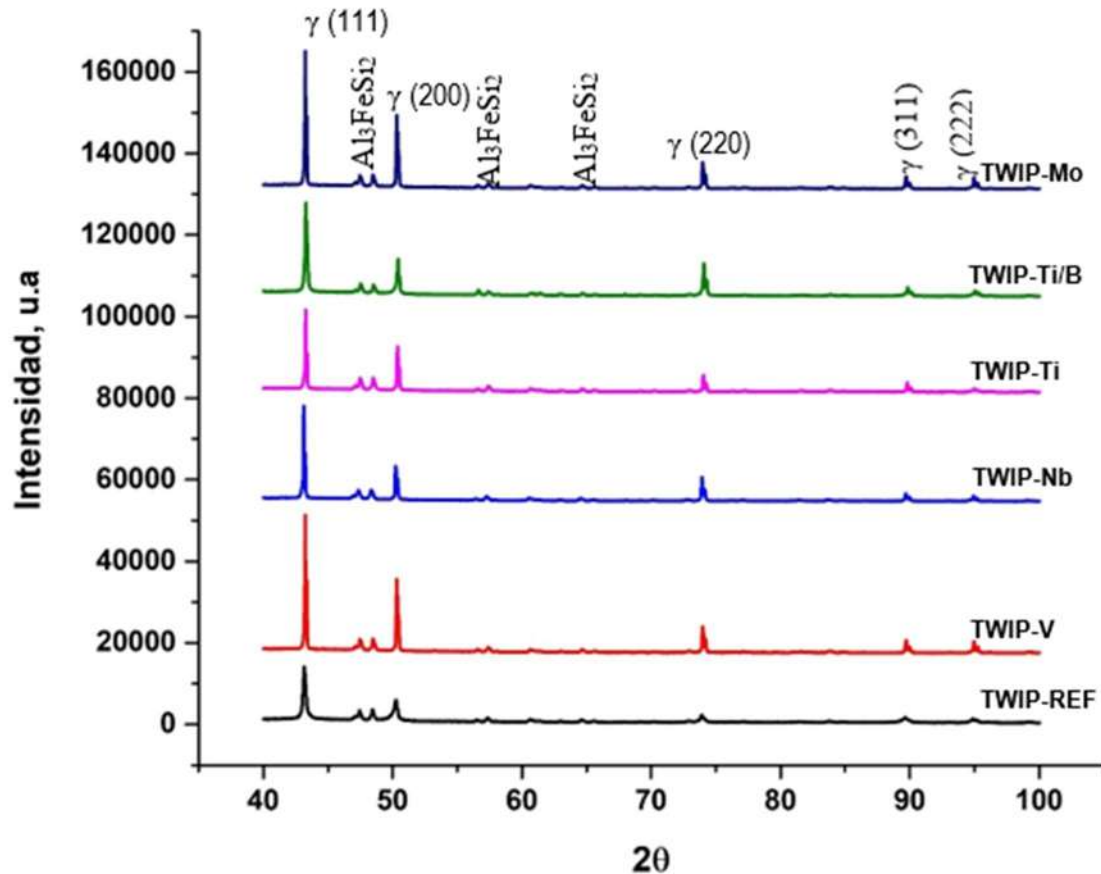


Figura 4.4 Patrones de difracción de rayos-X de los aceros TWIP en condición de acondicionamiento microestructural y solubilizado.

Los difractogramas fueron comparados con las tarjetas de difracción: PDF 04-017-1598 para los picos de la austenita a 43.5° , 50.5° , 74° , 90° y 95° . Así mismo, la tarjeta PDF 00-052-0917 para los picos encontrados a 47.3° , 48.7° , 57° y 66° de 2θ , los cuales corresponden a un compuesto intermetálico metaestable de (Al_3FeSi_2) , el cual puede llegar a formarse desde la colada del acero, principalmente por la precipitación del Si, el cual se combina preferencialmente con el Al desde la zona $L+\gamma$. La diferencia en la intensidad de los picos en los aceros indica que no se ha desarrollado una orientación preferencial. Es normal encontrar diferentes valores de intensidad cuando se analizan diferentes superficies de la muestra y particularmente si la muestra permanece inmóvil durante la prueba de rayos-X [140]. Cabe resaltar que los aceros de este estudio en condición de acondicionamiento microestructural, específicamente en la etapa final de solubilizado, no presentaron cambios de fase, por lo que

se puede aseverar que la austenita se encuentra muy estable, debido principalmente al alto contenido de Mn que hay en la matriz.

4.2.3 *Análisis de microdureza Vickers de muestras en condición de solubilizado*

En la figura 4.5 se pueden observar los resultados obtenidos de los ensayos de microdureza Vickers realizados a los distintos aceros TWIP microaleados y partiendo de un acero de referencia sin microaleante, todos en condición de solubilizado.

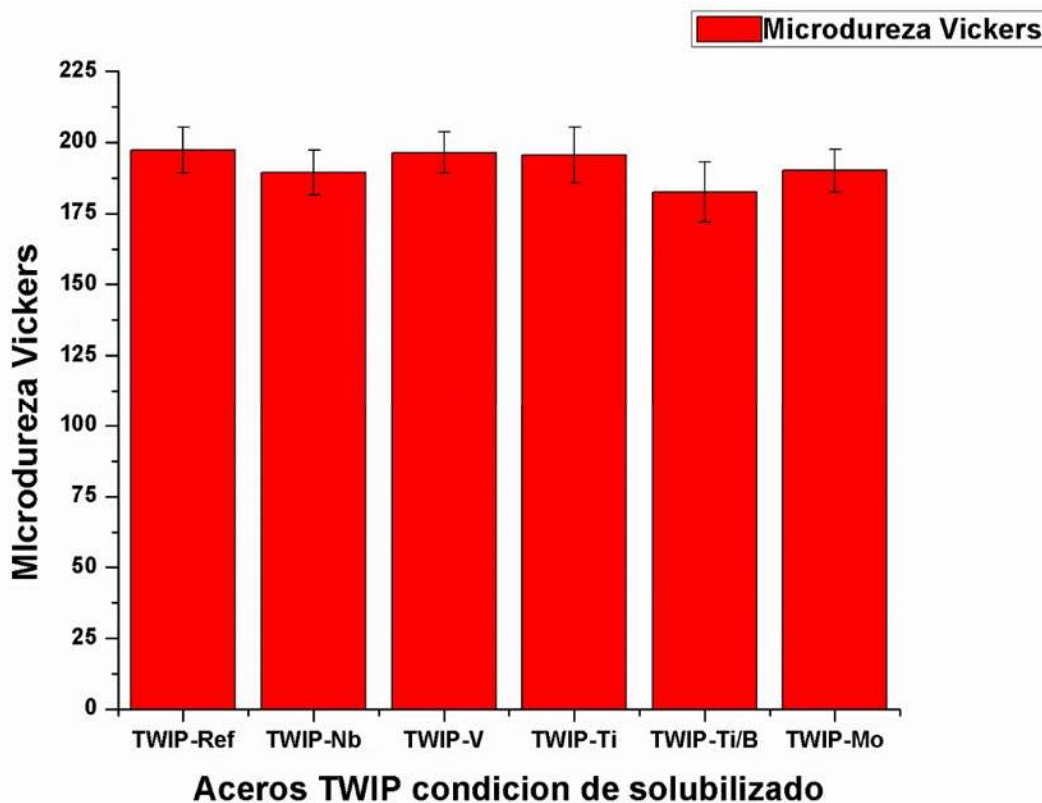


Figura 4.5. Microdureza Vickers promedio de aceros TWIP en condición de solubilizado.

Se puede observar en la figura 4.5 que la microdureza proporciona valores similares para los aceros TWIP-REF y los aceros TWIP-V y TWIP-Ti. El promedio de microdureza Vickers en el acero TWIP-REF fue de 195.48 HV y para los aceros TWIP al V y Ti fue de 196.39 y 197.26 HV, respectivamente. La microdureza entre aceros es por lo tanto mínima. El aumento en la tasa de endurecimiento por deformación (tratamiento termomecánico de laminación), generalmente se atribuye a una reducción de la trayectoria libre media del deslizamiento de la dislocación, que resulta de los límites de macla que actúan como obstáculos para el deslizamiento de la dislocación. Este efecto indica que el maclaje juega un papel importante

en el endurecimiento por deformación en los aceros TWIP [140]. Sin embargo, este efecto de endurecimiento por deformación desaparece durante el tratamiento térmico de solubilizado realizado en los aceros TWIP. En general la dureza de los aceros TWIP se mantiene en valores constantes, con ligera variación de error entre uno y otro, debido a que los microaleantes quedan mayormente en solución sólida por el tratamiento térmico de solubilizado, por lo que el efecto de endurecimiento por precipitación se disminuye en los aceros TWIP en estudio en esta condición.

4.3 Análisis del comportamiento de fluencia en caliente de aceros TWIP

4.3.1 Curvas σ - ϵ de compresión uniaxial en caliente.

Las figuras 4.6-4.11 muestran las curvas σ - ϵ verdaderas de los ensayos de compresión uniaxial en caliente efectuados a los aceros TWIP bajo estudio, a las cuatro temperaturas (950, 1000, 1050 y 1100 °C) y cuatro velocidades de deformación ($5 \cdot 10^{-4}$, 10^{-3} , 10^{-2} y 10^{-1} s^{-1}).

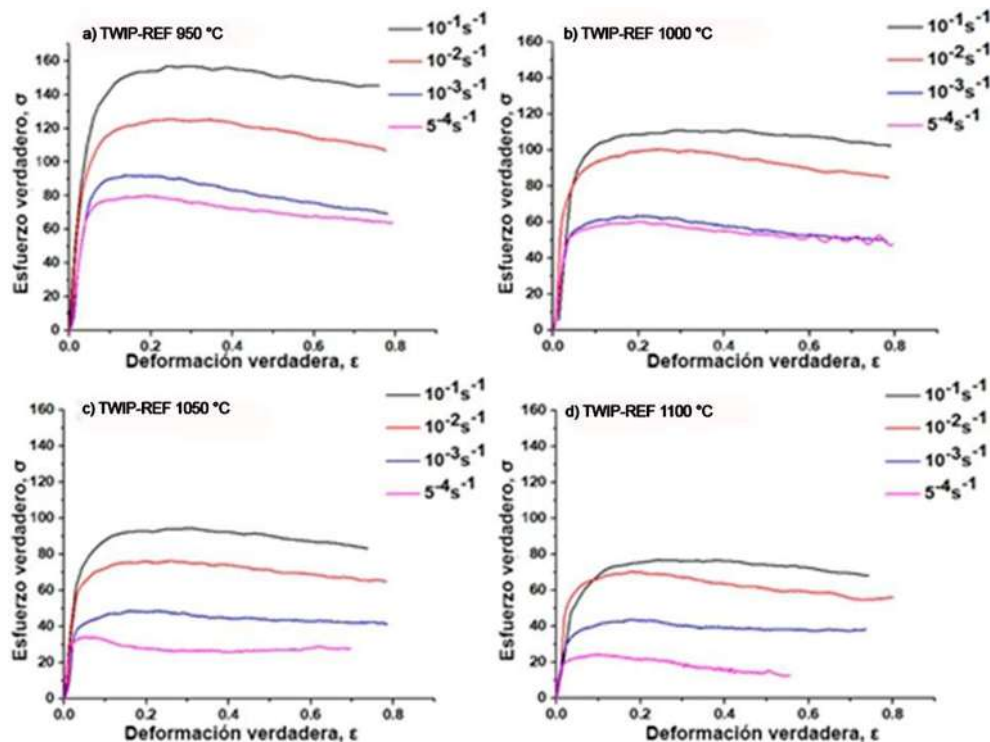


Figura 4.6. Curvas de fluencia en caliente de acero TWIP-REF a cuatro temperaturas (950, 1000, 1050 y 1100 °C) y cuatro velocidades de deformación (10^{-1} , 10^{-2} , 10^{-3} y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$).

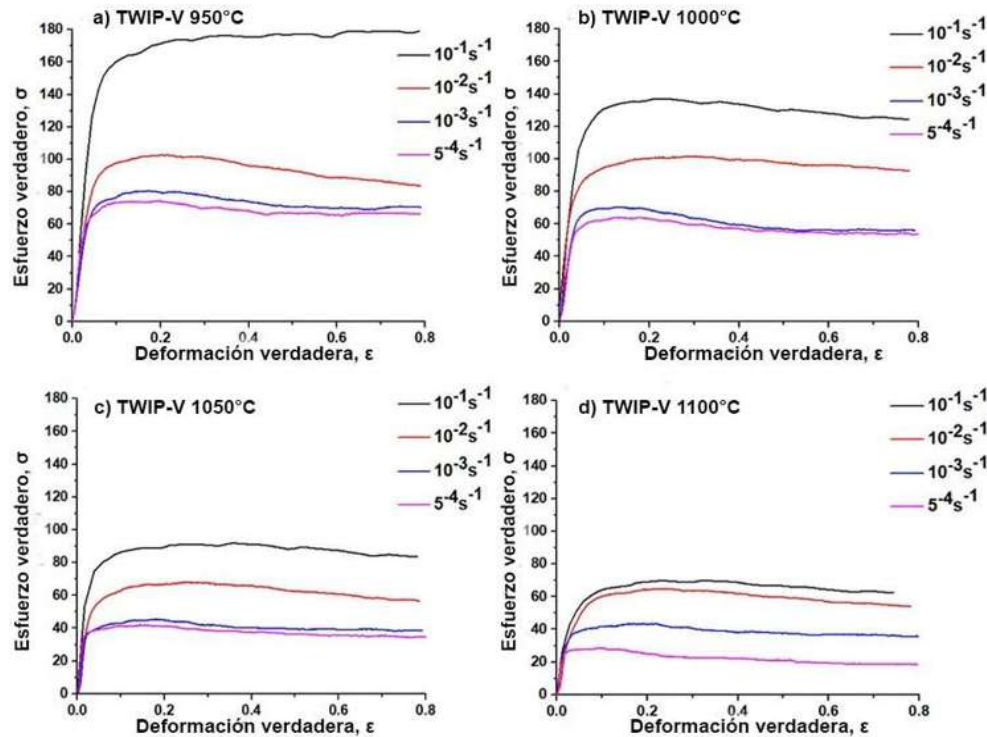


Figura 4.7. Curvas de fluencia en caliente de acero TWIP-V a cuatro temperaturas (950, 1000, 1050 y 1100 °C) y cuatro velocidades de deformación (10^{-1} , 10^{-2} , 10^{-3} y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$).

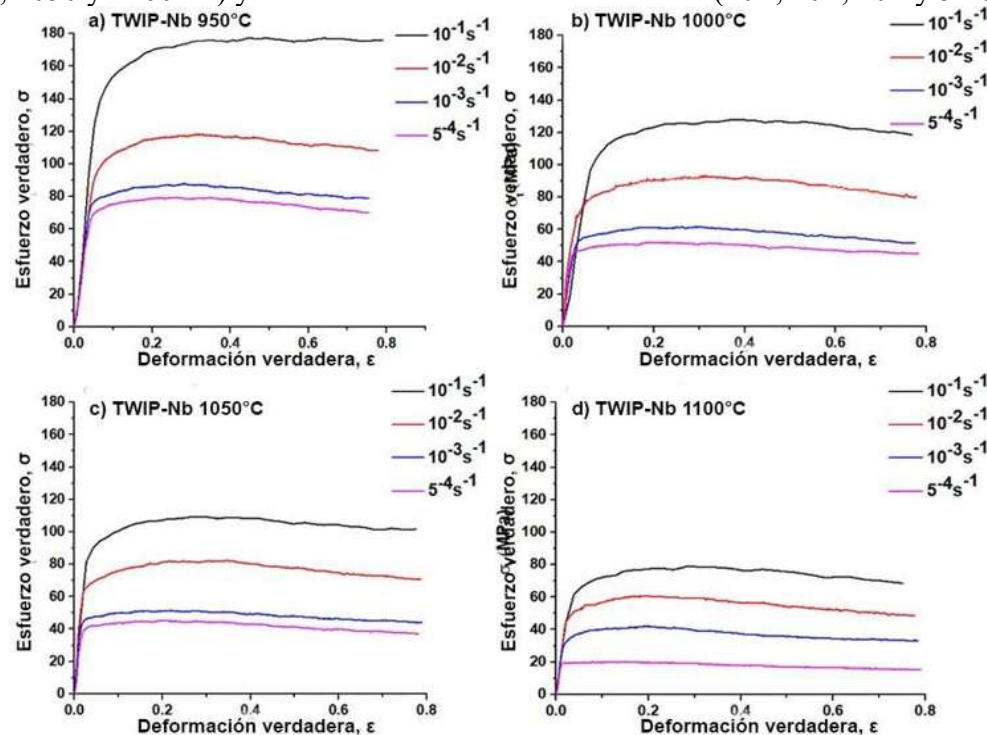


Figura 4.8. Curvas de fluencia en caliente de acero TWIP-Nb a cuatro temperaturas (950, 1000, 1050 y 1100 °C) y cuatro velocidades de deformación (10^{-1} , 10^{-2} , 10^{-3} y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$).

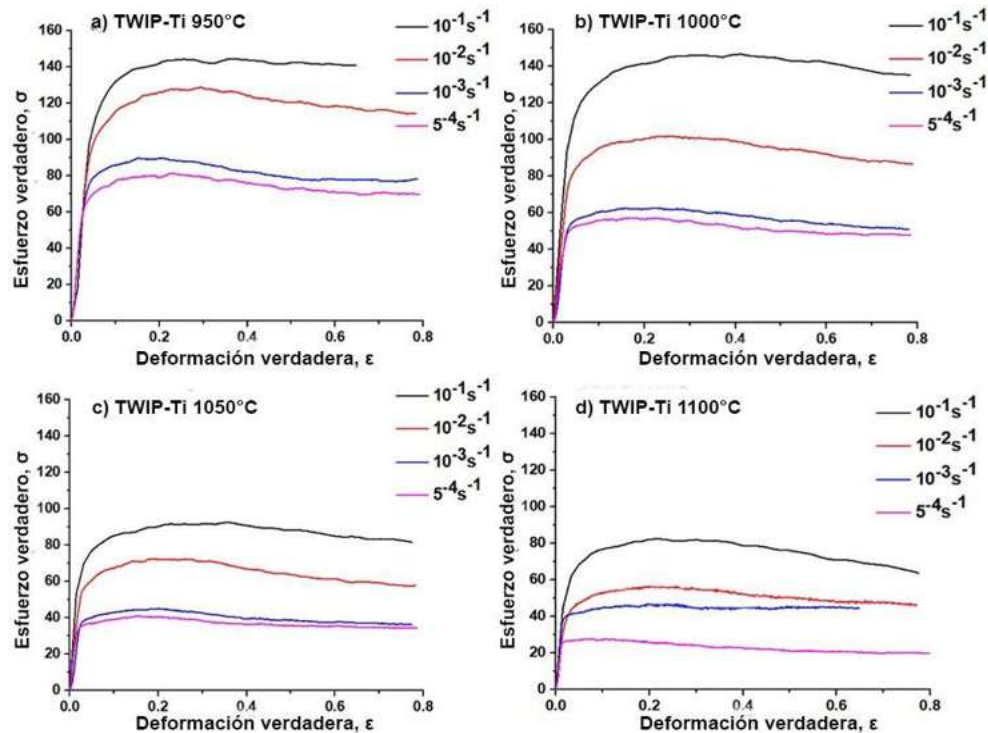


Figura 4.9. Curvas de fluencia en caliente de acero TWIP-Ti a cuatro temperaturas (950, 1000, 1050 y 1100 °C) y cuatro velocidades de deformación (10^{-1} , 10^{-2} , 10^{-3} y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$).

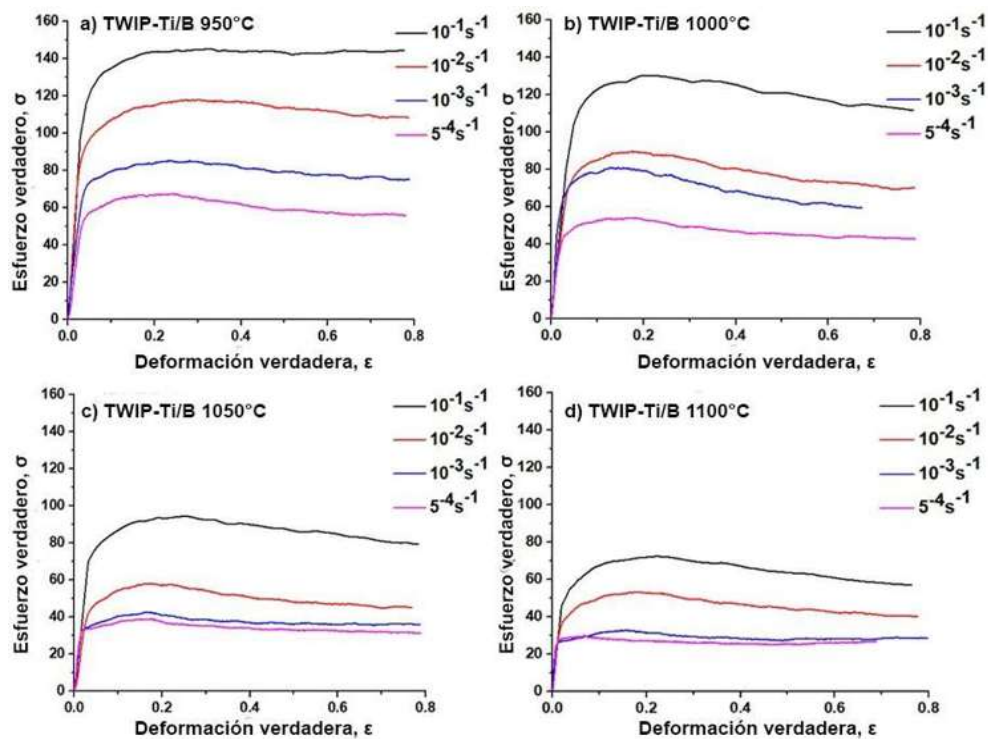


Figura 4.10. Curvas de fluencia en caliente de acero TWIP-Ti/B a cuatro temperaturas (950, 1000, 1050 y 1100°C) y cuatro velocidades de deformación (10^{-1} , 10^{-2} , 10^{-3} y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$).

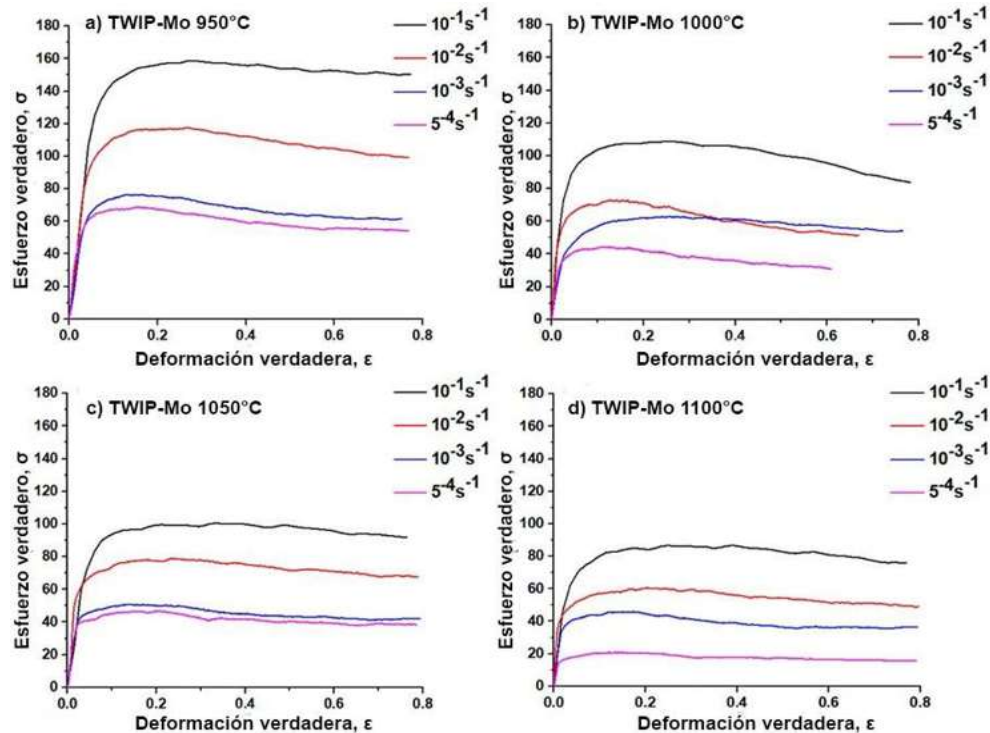


Figura 4.11. Curvas de fluencia en caliente de acero TWIP-Mo a cuatro temperaturas (950, 1000, 1050 y 1100°C) y cuatro velocidades de deformación (10^{-1} , 10^{-2} , 10^{-3} y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$).

En las figuras 4.6-4.11 se observa un comportamiento similar en cada una de las condiciones de ensayo. La dependencia entre el esfuerzo pico (σ_p) con respecto a la velocidad de deformación ($\dot{\epsilon}$) guarda una relación proporcional en cada ensayo, es decir, a menor velocidad de deformación y más alta temperatura, σ_p presenta valores más bajos. Es de relevancia mencionar que a medida que la velocidad de deformación disminuye, es decir, el ensayo es más lento, existe una caída en el esfuerzo. Así mismo, a medida que la velocidad de deformación disminuye, se hace más evidente el inicio del ablandamiento en el material, lo que se ve reflejado en una caída en la curva desde σ_p hasta llegar a alcanzar el estado estable σ_{ss} .

Aunado a este comportamiento se tiene que los valores de σ_p tienden a aumentar cuando se tiene un incremento en la velocidad de deformación y una disminución en la temperatura. Para relacionar de una manera mas directa los valores de ϵ_p y σ_p en la deformación en caliente se utiliza el parámetro de Zener-Hollomon (Z), ya que este parámetro relaciona la temperatura y la velocidad de deformación ($\dot{\epsilon}$) como han establecido McQueen y Ryan [141]. Dobrzanski y colaboradores [126] han reportado el aumento de σ_p debido a la disminución



de la temperatura de deformación de 1050 a 950 °C en aceros TWIP (27Mn-4Si-2Al-Nb-Ti). La disminución del esfuerzo de fluencia debido a la alta temperatura y la baja velocidad de deformación está relacionada con el progreso de la recrystalización dinámica y la cantidad de deformación aplicada durante la deformación en caliente [127]. En aceros microaleados, cuando la velocidad de deformación es baja puede ocurrir la precipitación dinámica. Sin embargo, el aumento en el contenido de Mn retarda su inicio [106], así como también, un aumento en el contenido de C, modifica la recrystalización dinámica [142]. Mejia y colaboradores. [143] estudiaron la influencia de los elementos de microaleación Nb, V y Ti en el comportamiento de la fluencia en caliente de los aceros TWIP 22Mn-1.5Al-1.5Si-0.4C. Encontraron que la adición de elementos de microaleación aumentó ligeramente el valor de σ_p . Por otra parte, Reyes-Calderón y colaboradores [61] demostraron que el contenido de V en aceros TWIP presenta solo una ligera influencia en el esfuerzo de fluencia a altas temperaturas.

Las figuras 4.12 a y b, muestran la relación entre σ_p y ε_p respecto al parámetro de Zener-Hollomon. Tomando como referencia el valor de la pendiente de la ecuación de ajuste $m_{\sigma p}$ del acero TWIP-REF ($m_{\sigma p}=0.18$), se puede observar que los elementos microaleantes generan un pequeño incremento en el valor de σ_p . De las curvas es evidente que el valor de σ_p incrementa a bajas temperaturas, por lo que a mayores valores de Z el esfuerzo que se requiere para que la recrystalización dinámica sea mayor. El menor valor de $m_{\sigma p}$ se presentó en el acero TWIP-V ($m_{\sigma p}=0.17$). Por otra parte, el acero que presentó mayor valor fue el acero TWIP-Nb ($m_{\sigma p}=0.20$), sin embargo, la desviación que se presenta entre un acero y otra es en todo caso mínima. Los valores de σ_p están representados por el valor de la pendiente ($m_{\sigma p}$) como se muestra en la figura 4.12a, este valor es aproximado a 0.2 cuando el mecanismo de deformación es mediante el deslizamiento y trepado de dislocaciones. Una disminución en este valor representa un posible endurecimiento por precipitación [138]. Aunado a este comportamiento, en la figura 4.12b se observa que el acero TWIP-Nb tiende a disminuir en gran medida el valor de ε_p lo que indica una aceleración en la recrystalización dinámica.

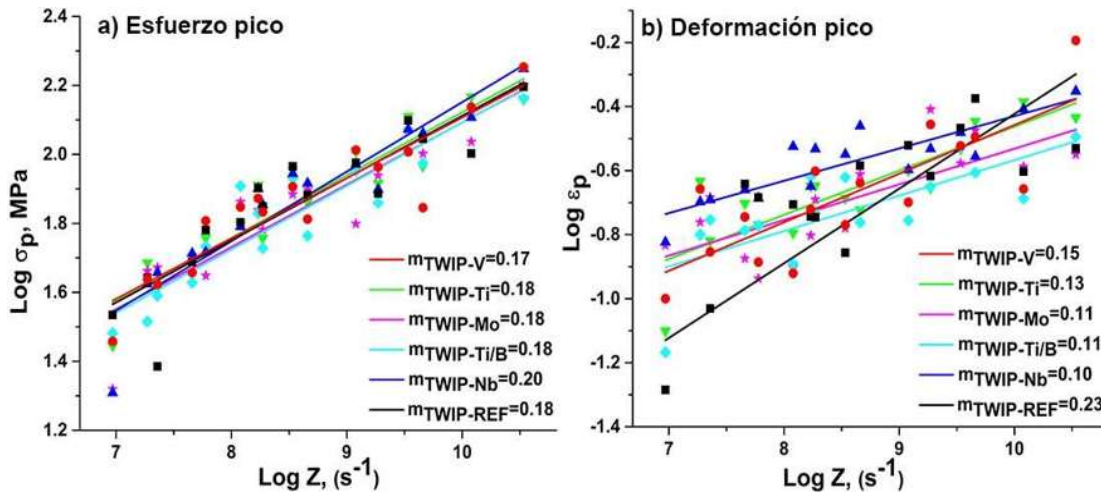


Figura 4.12. Dependencia de: a) el esfuerzo pico (σ_p) y b) la deformación pico (ϵ_p), con respecto al parámetro de Zener-Hollomon (Z) de los aceros TWIP bajo estudio.

4.4 La modelación de las curvas de fluencia para la deformación en caliente de los aceros TWIP.

4.4.1 Etapa I: endurecimiento por deformación y recuperación dinámica

La figura 4.13 a presenta los valores del parámetro de ablandamiento Ω para cada uno de los aceros TWIP bajo estudio. El parámetro Ω se traduce en una relación de la reordenación y aniquilación de dislocaciones (ablandamiento del material). Por otra parte, la figura 4.13 b presenta los valores del parámetro de endurecimiento U para cada uno de los aceros TWIP bajo estudio. El grado de endurecimiento que se obtiene en el material, tiene relación con la generación y aumento de estas dislocaciones, lo cual se alcanza hasta llegar a un valor máximo de esfuerzo (σ_p). El grado de endurecimiento U está determinado por la relación entre el grado de ablandamiento Ω , el esfuerzo pico y la dependencia de la temperatura del módulo de corte del material tal cual se muestra en la ecuación 19 del apartado 3.7.1.1.

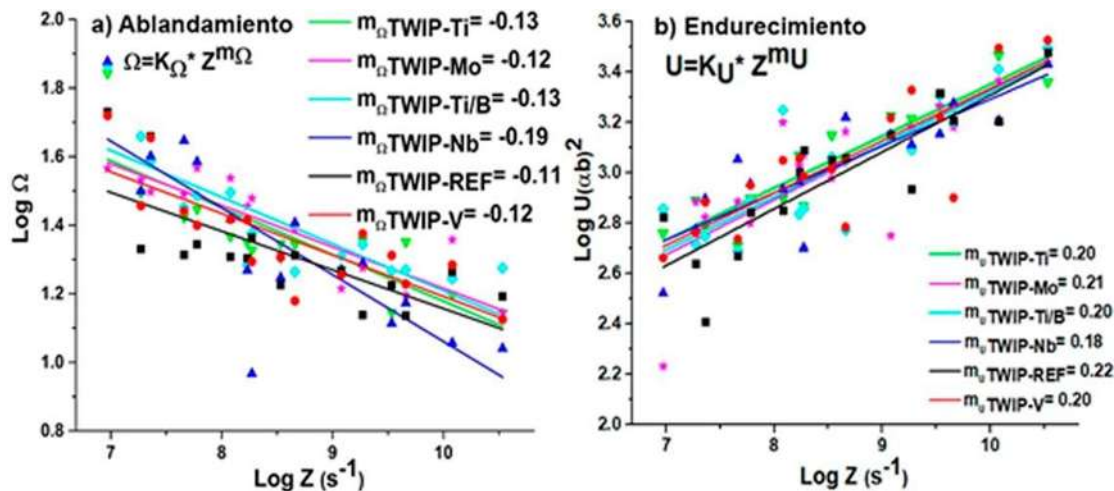


Figura 4.13 a) Parámetro de ablandamiento (Ω) vs. Z y b) parámetro de endurecimiento ($(\alpha b)^2 U$) vs. Z de los aceros TWIP bajo estudio.

En la figura 4.13a se observa la influencia de los elementos microaleantes sobre el parámetro de ablandamiento Ω . En esta figura se observan los valores determinados del exponente de ablandamiento (m_{Ω}) donde el acero TWIP-Nb es el que muestra el valor más bajo, por ende, muestra el mayor grado de ablandamiento a valores de Z más bajos. Caso contrario a mayores valores de Z, los aceros TWIP-Mo y TWIP-V presentan el mayor grado de ablandamiento. A partir de la figura 4.13b se puede apreciar que el mayor exponente de endurecimiento (m_U) se obtuvo para el acero TWIP-REF siendo éste el acero en alcanzar el mayor grado de endurecimiento, sin embargo, a mayores valores de Z cada uno de los aceros presenta un comportamiento de endurecimiento similar independiente de la composición química, por lo que esta no tiene mayor influencia en el grado de endurecimiento de cada material.

La etapa I de modelación de los aceros bajo estudio se resume en la Tabla 4.1.

**Tabla 4.1** Parámetros modelados de la etapa I: endurecimiento y recuperación dinámica de los aceros TWIP.

Etapa de modelado	Parámetro	Aceros TWIP					
		TWIP-REF	TWIP-V	TWIP-Nb	TWIP-Ti	TWIP-Ti/B	TWIP-Mo
Ablandamiento (Ω)	K_{Ω}	150.175	183.206	543.2	230.1	230.2	172.5
	m_{Ω}	-0.11	-0.12	-0.19	-0.13	-0.13	-0.12
Endurecimiento (U)	K_U	27.339	45.746	54.1	46.08	39.4	27.02
	m_U	0.22	0.20	0.18	0.20	0.20	0.21

Reyes-Calderón y colaboradores [61] encontraron una misma tendencia en aceros TWIP microaleados con V, Nb y Ti, lo cual indica que el acero sin microalea presenta la mayor tendencia a endurecerse, de acuerdo a los coeficientes encontrados del parámetro de endurecimiento. Por otra parte, Hamada y colaboradores [144] también encontraron la misma tendencia en los parámetros de endurecimiento y ablandamiento para un acero TWIP microaleado con V. Ellos determinaron que el mayor grado de endurecimiento se encontró para el acero TWIP-REF y el menor para el acero TWIP-V, la misma tendencia observada en la figura 3.5b. Por otra parte, Altamirano y colaboradores [145] reportaron en un acero 0.15C-2.4Ni-1.3Cr0.5Cu-0.2V con distintas adiciones de B que los valores del parámetro de ablandamiento Ω , se mantuvieron constantes conforme la temperatura disminuía y la velocidad de deformación incrementaba, lo que derivaba en una menor capacidad de ablandamiento del material. Y por el contrario a valores de velocidad de deformación mayores, el endurecimiento del material fue mayor. Esto último, concuerda con lo reportado en este trabajo de investigación.

4.4.2 Etapa II: ablandamiento y recristalización dinámica

La figura 4.14a muestra un ejemplo de la gráfica de los exponentes de Avrami calculados para el acero TWIP-REF. A partir de este tipo de ajuste se obtienen los parámetros más importantes para esta etapa: K_n y m_n . En ella se considera que el ablandamiento es directamente proporcional con la fracción recristalizada del material (X). En las curvas de fluencia esto es visible en una caída del esfuerzo, es decir la fracción recristalizada estará en los límites entre σ_p hasta llegar a alcanzar un estado estable σ_{ss} . Esta etapa obedece a las ecuaciones descritas por Kolmogorov-Johnson-Mehl-Avrami [120-122]. Los parámetros importantes a modelar en esta etapa son: el exponente de Avrami (n), el coeficiente de

Avrami (k) y del tiempo necesario para alcanzar el 50% de recrystalización ($t_{50\%}$). En este caso, el menor valor de $K_{t50\%}$ se obtuvo para el acero TWIP-Ti/B, lo cual indica que la cinética de recrystalización se da más rápido en este acero. Realizando la modelación de esta etapa, se determina que, a medida que la velocidad de deformación es más rápida, el tiempo para que la recrystalización pueda ocurrir disminuye.

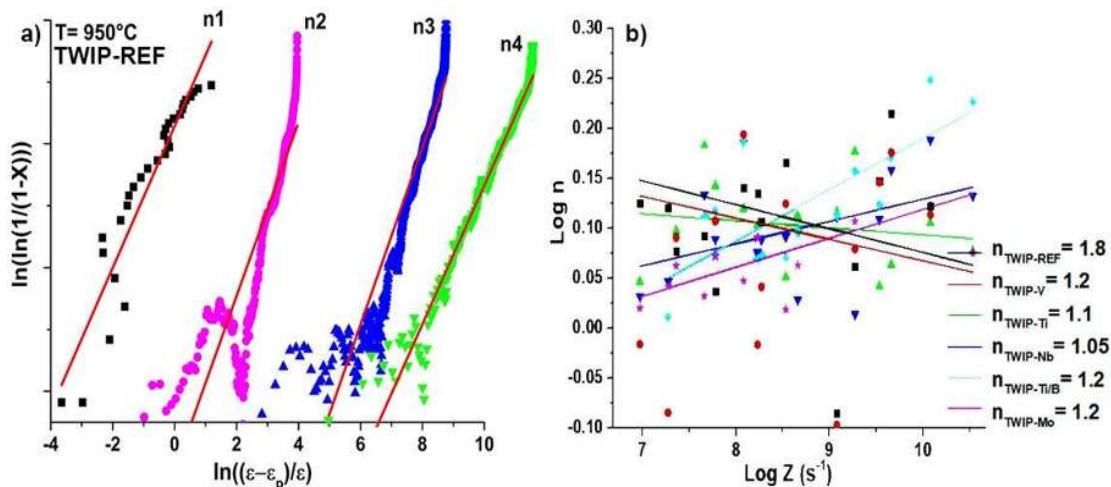


Figura 4.14 a) Grafica de los exponentes de Avrami (n), b) representación del ajuste del exponente de Avrami vs parámetro de Zener Hollomon, para obtener K_n y m_n .

A partir de los resultados obtenidos para cada uno de los aceros TWIP bajo estudio se demuestra el efecto que tienen los microaleantes como el Ti en retardar el inicio de la cinética de recrystalización dinámica. Se remarca el hecho de que el exponente de Avrami oscila en el rango de 1 y 2, al ser así, la nucleación de los granos se da a partir de los límites de grano [146-147], lo cual coincide con la microestructura observada para los aceros bajo estudio. Este exponente es independiente de las condiciones del ensayo de compresión uniaxial [148]. Hamada y colaboradores [84] reportaron valores del exponente de Avrami entre 0.8-1 para un acero TWIP Fe-24Mn-0.1C-3.4Al.

La etapa II de modelación de los aceros bajo estudio se resume en la Tabla 4.2

**Tabla 4.2** Parámetros modelados de la etapa II: ablandamiento y recrystalización dinámica de los aceros TWIP.

Etapa de modelado	Parámetro	Acero TWIP					
		TWIP-REF	TWIP-V	TWIP-Nb	TWIP-Ti	TWIP-Ti/B	TWIP-Mo
Exponente de Avrami (n)	K_n	2.06	1.9	0.8	0.54	0.23	0.6
	m_n	-0.02	-0.02	0.01	0.03	0.08	0.03
	n	1.8	1.2	1.05	1.1	1.2	1.2
50% de la recrystalización dinámica	$K_{t50\%}$	4.2E-05	0.00092	1.91E-06	1.56E-05	0.002	0.03
	$m_{t50\%}$	-0.99	-1.04	-1.08	-1.07	-0.82	-0.90
	$Q_{t50\%}$ (kJ/mol)	87793.9	49034.2	116082.8	89352.5	54301.09	26368.4

El valor de $K_{t50\%}$ es mayor para el acero TWIP-Ti. Por otra parte, como se puede apreciar de la tabla 4.2 los valores de $m_{t50\%}$ son muy cercanos o similares para los seis aceros TWIP de este estudio y coinciden con los reportados en trabajos anteriores [64, 145]. A partir de los datos obtenidos y expresados en la tabla 4.2 se pueden apreciar ciertas características para cada uno de los aceros. Los valores de $Q_{t50\%}$ representan el valor de la energía que se debe sobrepasar para que la recrystalización alcance un valor del 50% en el material. En este caso el acero TWIP-Nb necesitaría mayor energía de activación para alcanzar este porcentaje de recrystalización. Los valores de $Q_{t50\%}$ se encuentran en valores superiores a los reportados por otros autores [64]. Por otra parte, la velocidad de nucleación, representada por $K_{t50\%}$ es mayor para el TWIP-Mo (0.03) siendo este el acero que obtuvo el mayor valor de este parámetro de los seis analizados. Chen y colaboradores [149] reportaron que las curvas de fluencia en un acero austenítico 25.98Mn-0.21C-0.97Al-0.51Si, se encuentran en 2 categorías, las que muestran evidencia de recrystalización dinámica y las que no, encontrando que σ_p está fuertemente asociado a la temperatura y a la velocidad de deformación.

Por otra parte, las figuras 4.15-4.20 muestran las graficas de la fracción recrystalizada X de los aceros TWIP bajo estudio. Como se menciono anteriormente, la fracción recrystalizada X es proporcional al ablandamiento del material. A menor deformación, la fracción recrystalizada será menor, como en el caso de la figura 4.15 del acero TWIP-REF.

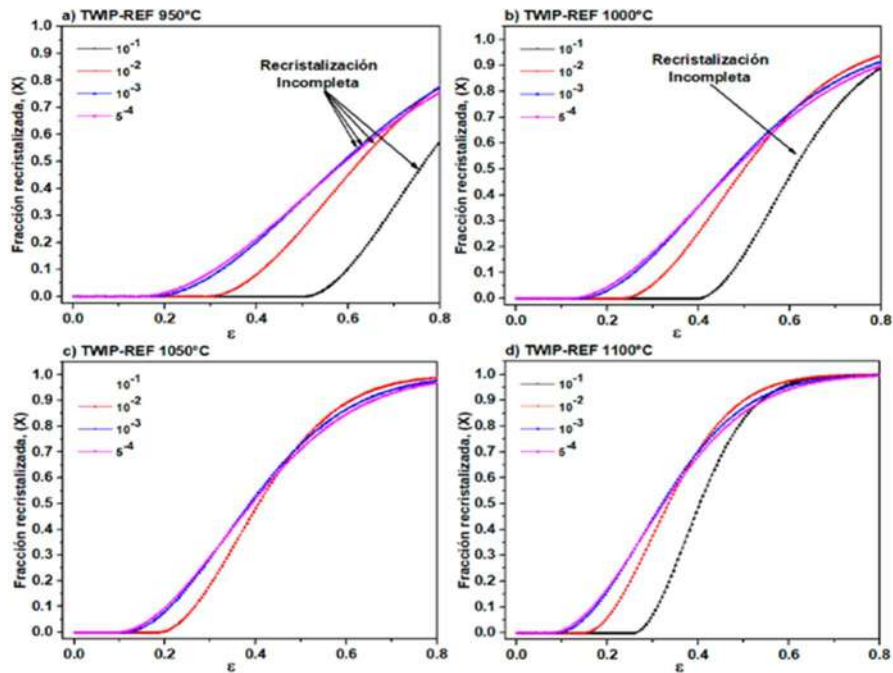


Figura 4.15. Curvas de fracción recrystalizada del acero TWIP-REF a cuatro temperaturas (950, 1000, 1050 y 1100°C) y cuatro velocidades de deformación (10^{-1} , 10^{-2} , 10^{-3} y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$).

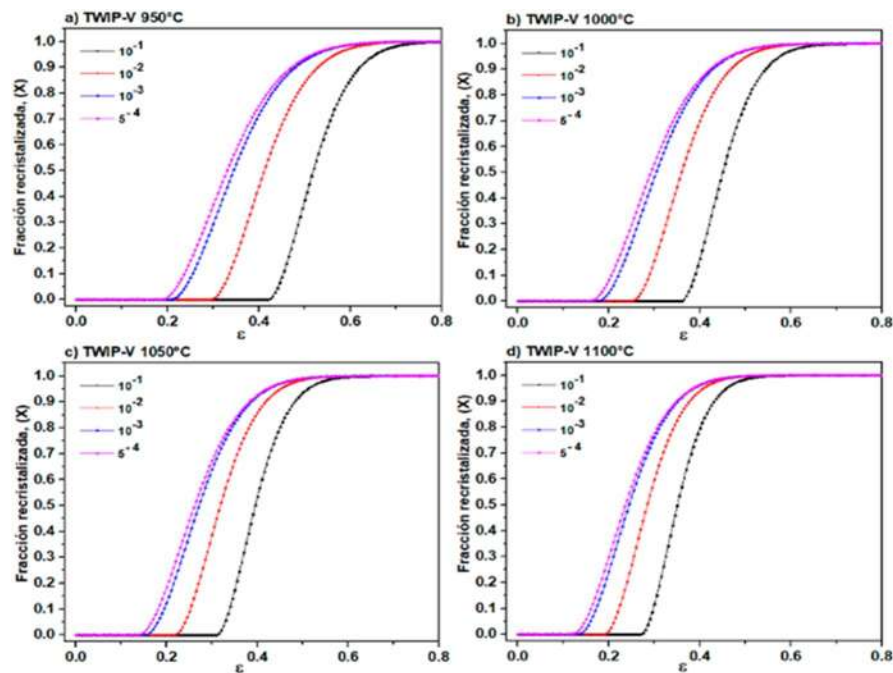


Figura 4.16. Curvas de fracción recrystalizada del acero TWIP-V a cuatro temperaturas (950, 1000, 1050 y 1100°C) y cuatro velocidades de deformación (10^{-1} , 10^{-2} , 10^{-3} y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$).

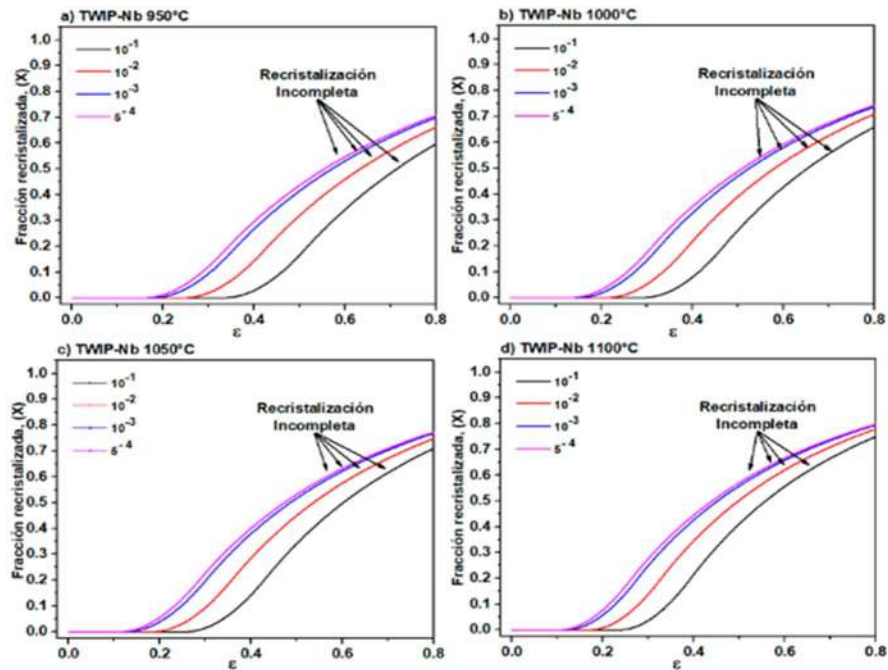


Figura 4.17. Curvas de fracción recristalizada del acero TWIP-Nb a cuatro temperaturas (950, 1000, 1050 y 1100°C) y cuatro velocidades de deformación (10^{-1} , 10^{-2} , 10^{-3} y $5 \cdot 10^{-4}$ s $^{-1}$).

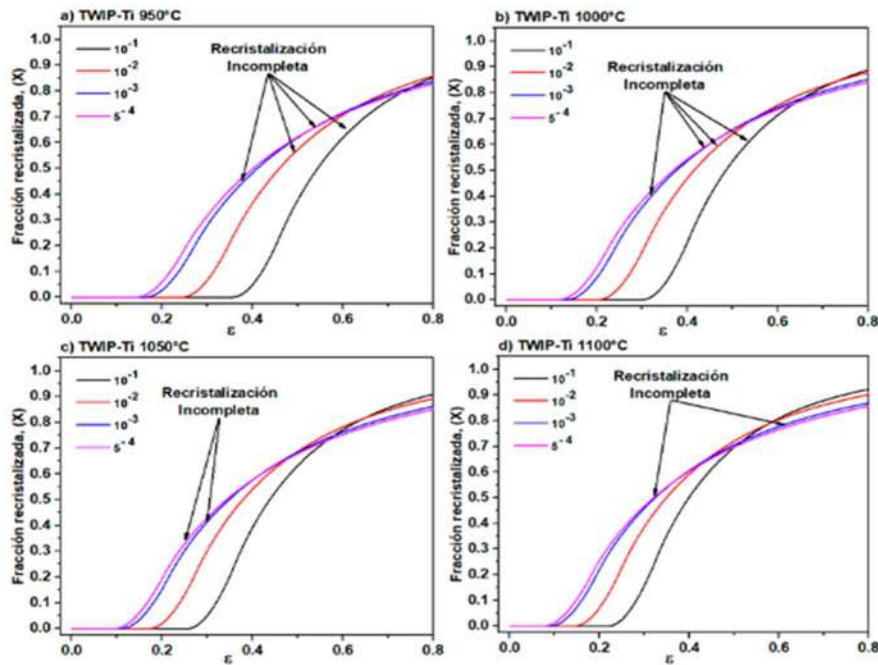


Figura 4.18. Curvas de fracción recristalizada del acero TWIP-Ti a cuatro temperaturas (950, 1000, 1050 y 1100°C) y cuatro velocidades de deformación (10^{-1} , 10^{-2} , 10^{-3} y $5 \cdot 10^{-4}$ s $^{-1}$).

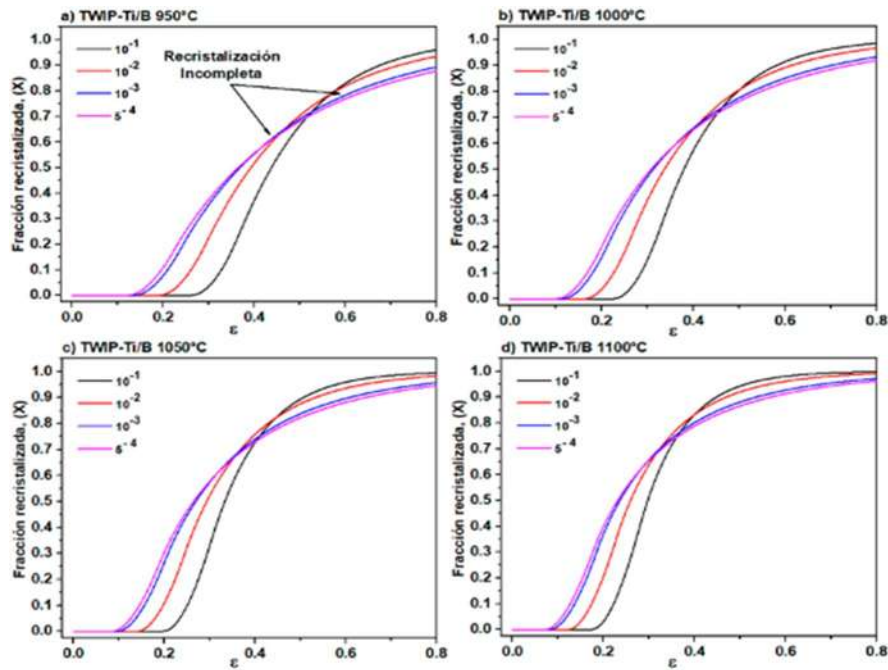


Figura 4.19. Curvas de fracción recrystalizada del acero TWIP-Ti/B a cuatro temperaturas (950, 1000, 1050 y 1100°C) y cuatro velocidades de deformación (10^{-1} , 10^{-2} , 10^{-3} y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$).

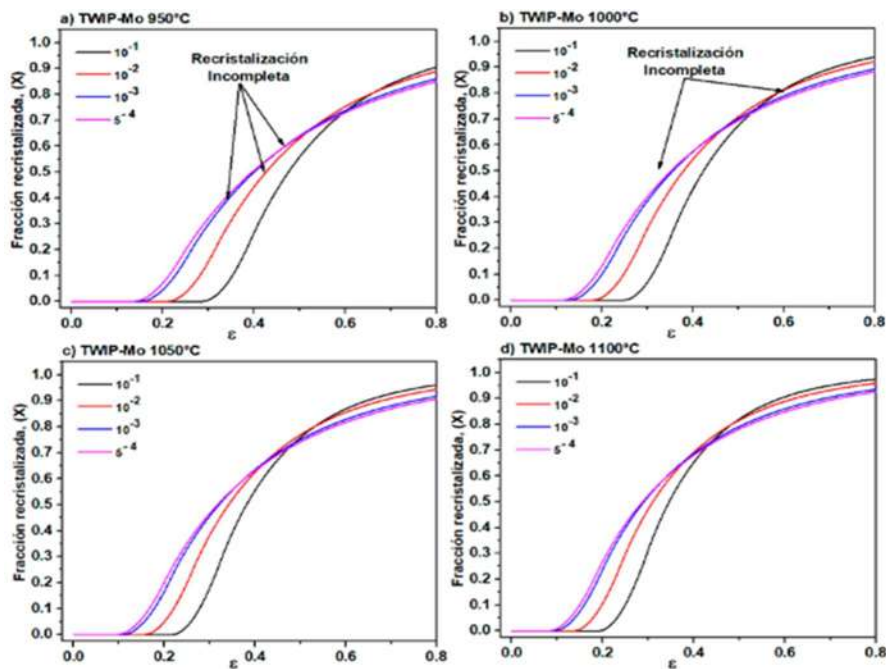


Figura 4.20. Curvas de fracción recrystalizada del acero TWIP-Mo a cuatro temperaturas (950, 1000, 1050 y 1100°C) y cuatro velocidades de deformación (10^{-1} , 10^{-2} , 10^{-3} y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$).

De acuerdo con las curvas de fracción recrystalizada de las figuras 4.15-4.20 a más altas temperaturas hay una tendencia a tener mayor fracción recrystalizada del material. Los aceros TWIP bajo estudio muestran un comportamiento similar en cuanto al porcentaje de fracción recrystalizada, mostrando una recrystalización incompleta en la mayoría de los aceros a las temperaturas de 950 y 1000 °C y velocidades de deformación de 10^{-3} y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ a excepción del acero TWIP-Nb el cual presentó una recrystalización incompleta en todo el rango de temperaturas (950, 1000, 1050 y 1100 °C) y a las cuatro velocidades de deformación (10^{-1} , 10^{-2} , 10^{-3} y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$). Se puede observar también de las gráficas que la deformación a la cual comienza el proceso de recrystalización está por encima de 0.2 para todas las temperaturas y velocidades de deformación usadas.

4.4.3 Etapa III: Esfuerzo pico (σ_p) y esfuerzo de estado estable (σ_{ss})

En la figura 4.21 se puede observar el ajuste de la función de seno hiperbólico para cada uno de los aceros TWIP bajo estudio, apreciándose que los puntos tienen un buen ajuste al representar $[\frac{\dot{\epsilon}}{D(T)}]^{1/5}$ en función de $(\frac{\sigma_p}{E(T)})$, así como, la representación de $[\frac{\dot{\epsilon}}{D(T)}]^{1/5}$ en función de $(\frac{\sigma_{ss}}{E(T)})$.

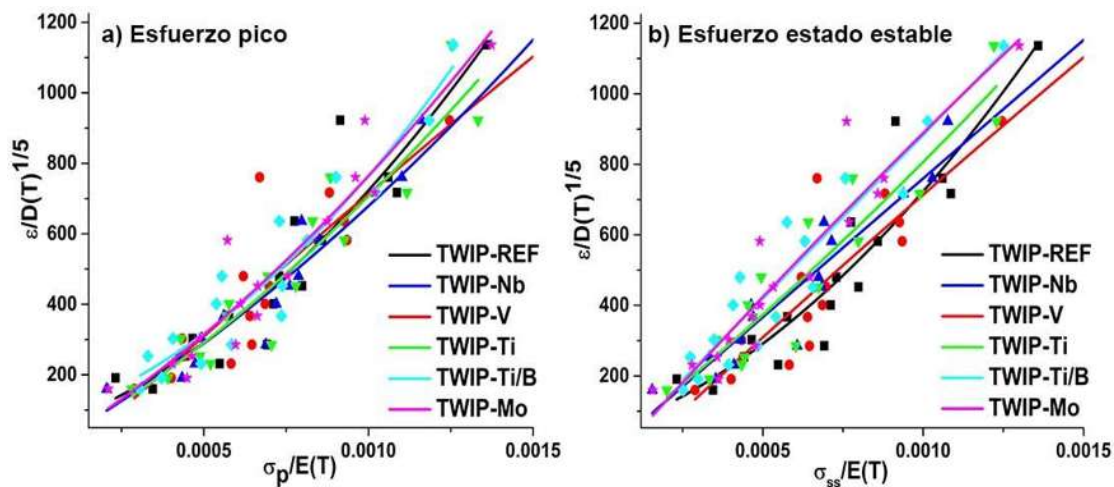


Figura 4.21 a) $[\frac{\dot{\epsilon}}{D(T)}]^{1/5}$ en función de $(\frac{\sigma_p}{E(T)})$, b) $[\frac{\dot{\epsilon}}{D(T)}]^{1/5}$ en función de $(\frac{\sigma_{ss}}{E(T)})$, para los aceros TWIP microaleados mostrando el ajuste mediante la ecuación de seno hiperbólico.

La modelación de la etapa III de los aceros bajo estudio se resume en la Tabla 3.3.

**Tabla 4.3** Parámetros de modelación de la etapa III: esfuerzo pico y esfuerzo de estado estable.

Etapa de modelado	Parámetro	Acero TWIP					
		TWIP-REF	TWIP-V	TWIP-Nb	TWIP-Ti	TWIP-Ti/B	TWIP-Mo
Esfuerzo pico (σ_p)	A_{σ_p}	613.2	1626.3	894.9	743.6	661.8	768.3
	α_{σ_p}	1007.5	423.2	706.1	848.5	995.4	874.8
Esfuerzo de estado estable (σ_{ss})	$A_{\sigma_{ss}}$	753.9	14001.4	22258.6	1873.8	4274.9	14809.6
	$\alpha_{\sigma_{ss}}$	945.5	56.2	34.5	421.7	205.7	59.7

En la Tabla 4.3 se aprecia que los aceros microaleados TWIP-V y TWIP-Nb tienden aumentar al valor de A y disminuir el valor de α . Sin embargo, esto no se cumple con los aceros TWIP-REF, Ti, Ti/B y Mo. El valor de la constante A_{σ_p} es más alto para el acero TWIP-V, mientras que el valor de α_{σ_p} es mayor para el acero TWIP-REF. Por otra parte, para valores del estado estable ($A_{\sigma_{ss}}$ y $\alpha_{\sigma_{ss}}$) el acero TWIP-Nb alcanza el valor más alto de $A_{\sigma_{ss}}$ y el acero TWIP-REF obtuvo el valor más alto de $\alpha_{\sigma_{ss}}$. Al tener valores mayores de esfuerzo de estado estable, se tiende a tener una menor zona de ablandamiento durante la deformación en caliente, como se puede apreciar en las figuras 4.6-4.11. Cabe mencionar que los valores de la constante A no pueden ser relacionados con las condiciones de los ensayos de deformación en caliente, sino que sólo dependen de la naturaleza del material tal como reportan Cabrera y colaboradores [150]. Los valores encontrados para (A_{σ_p} y α_{σ_p}) y ($A_{\sigma_{ss}}$ y $\alpha_{\sigma_{ss}}$) se encuentran en valores similares a los reportados por otros autores [143, 144, 150] para aceros TWIP microaleados con Nb, V y Ti y aleaciones del sistema Fe-C-Mn-Al y Fe-C-Mn.

4.5 Validación de los modelos y ecuaciones constitutivas

Las figuras 4.16-4.21 muestran una comparación entre las curvas de fluencia experimentales y las curvas modeladas para cada uno de los aceros TWIP obtenidas a partir de los parámetros correspondientes presentados en las tablas 4.1-4.3, las cuales, se evalúan en un rango de deformación verdadera de 0.8, el cual es el mismo rango usado en las curvas experimentales.

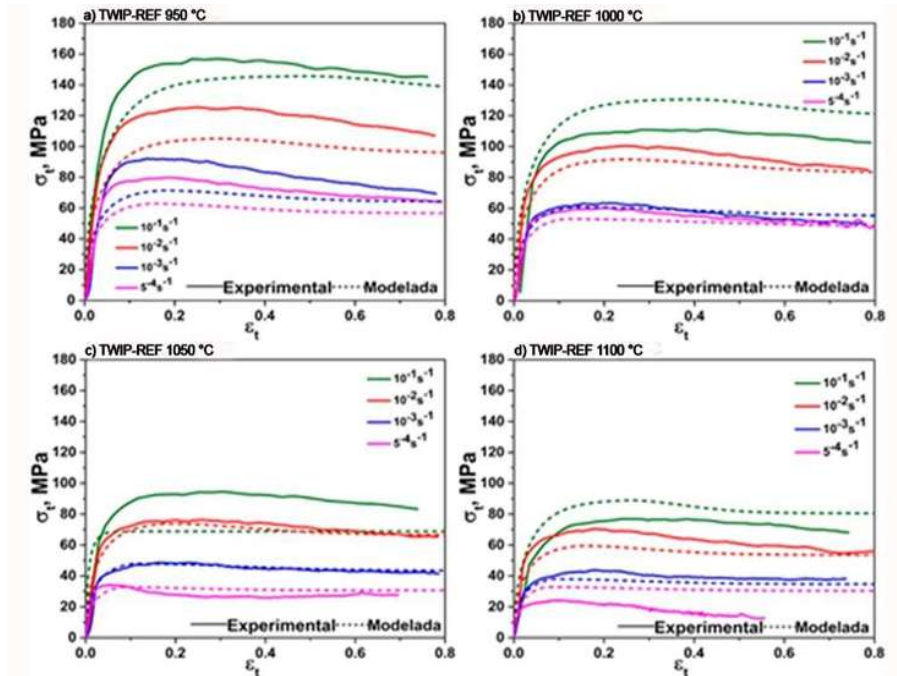


Figura 4.22 Comparación de las curvas experimentales σ_t vs. ϵ_t vs. modelo teórico de deformación en caliente del acero TWIP-REF a distintas temperaturas y velocidades de deformación.

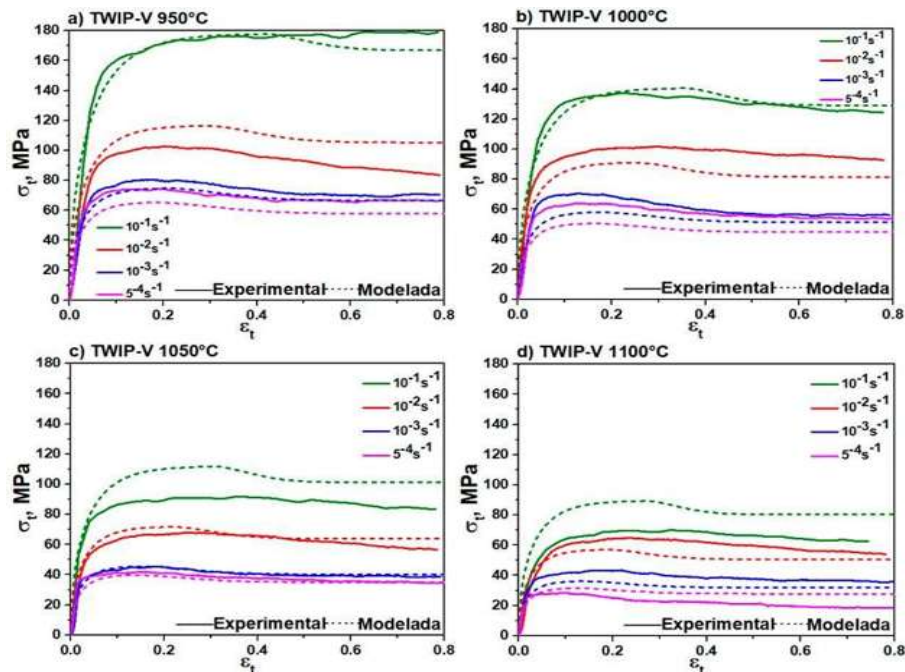


Figura 4.23 Comparación de las curvas experimentales σ_t vs. ϵ_t vs. modelo teórico de deformación en caliente del acero TWIP-V a distintas temperaturas y velocidades de deformación.

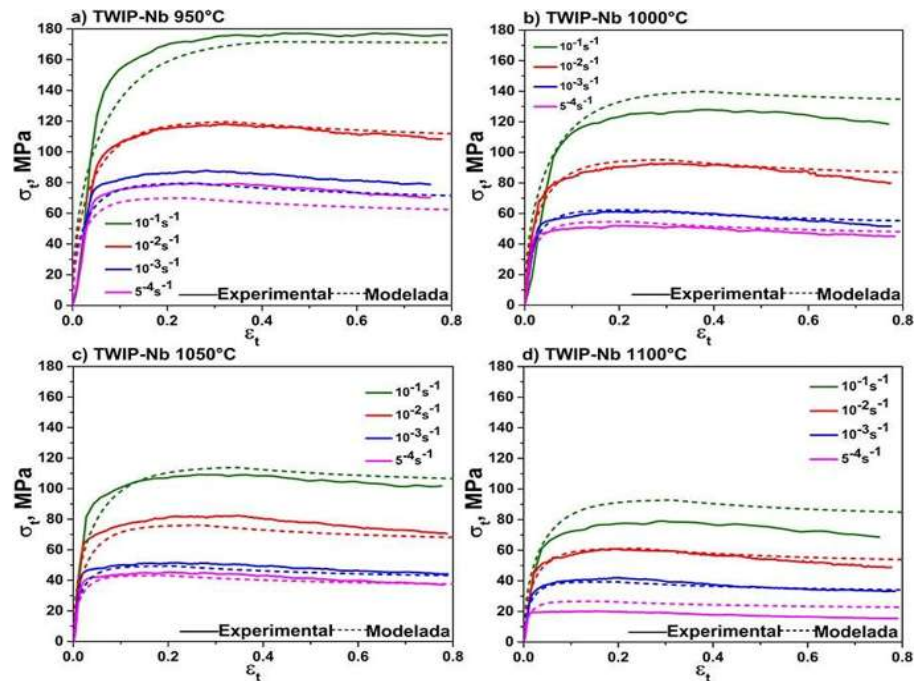


Figura 4.24 Comparación de las curvas experimentales σ_t vs. ϵ_t vs. modelo teórico de deformación en caliente del acero TWIP-Nb a distintas temperaturas y velocidades de deformación.

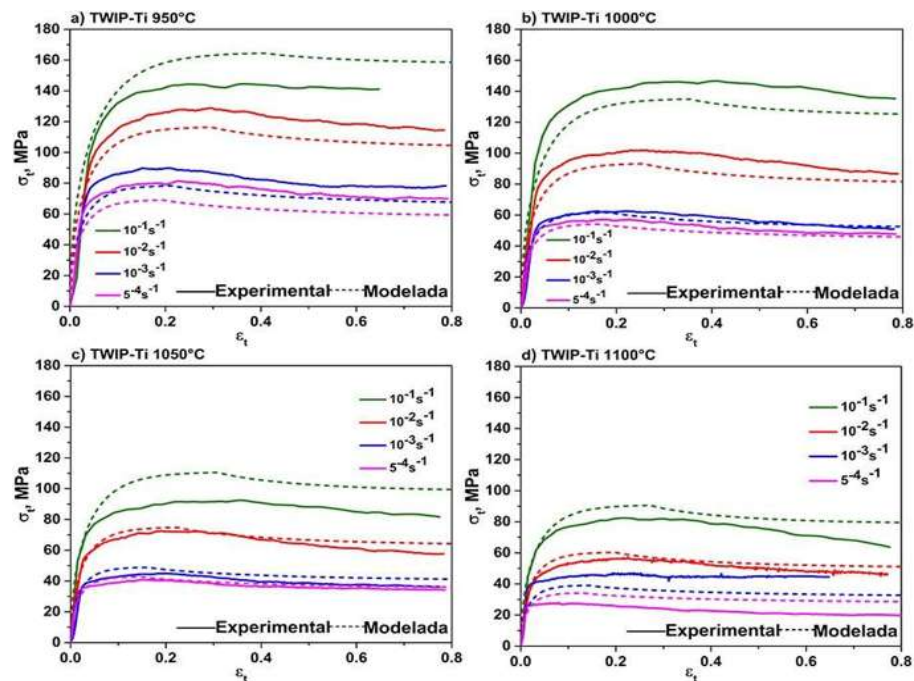


Figura 4.25 Comparación de las curvas experimentales σ_t vs. ϵ_t vs. modelo teórico de deformación en caliente del acero TWIP-Ti a distintas temperaturas y velocidades de deformación.

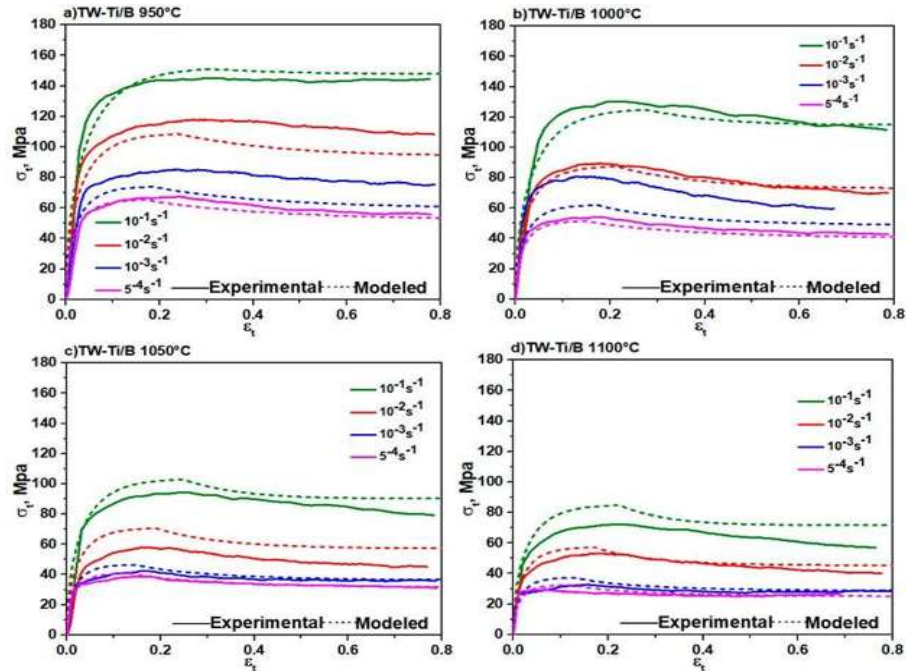


Figura 4.26 Comparación de las curvas experimentales σ_t vs. ϵ_t vs. modelo teórico de deformación en caliente del acero TWIP-Ti/B a distintas temperaturas y velocidades de deformación.

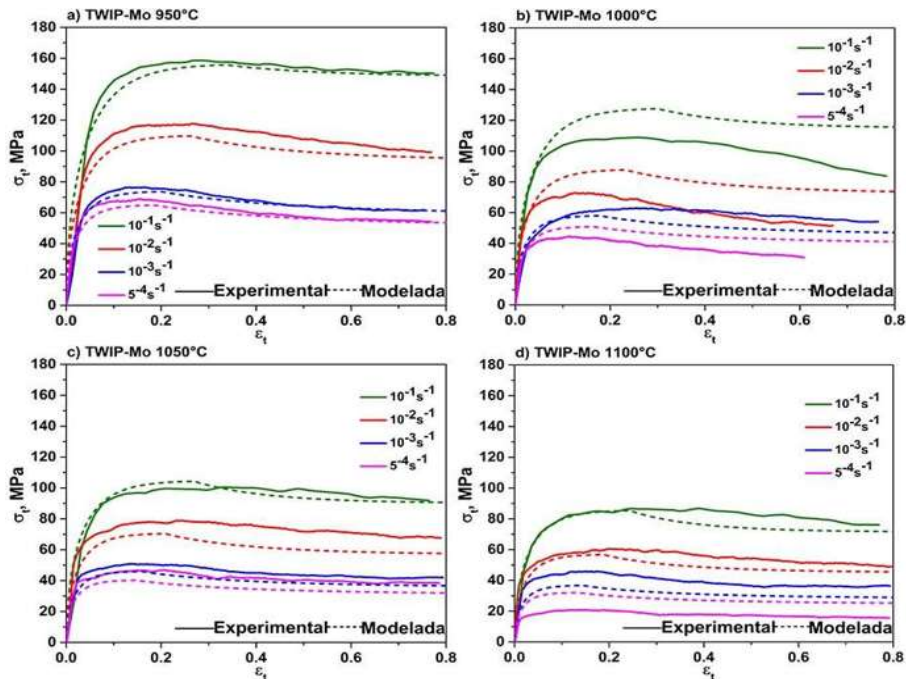


Figura 4.27 Comparación de las curvas experimentales σ_t vs. ϵ_t vs. modelo teórico de deformación en caliente del acero TWIP-Mo a distintas temperaturas y velocidades de deformación.



En las figuras 4.16-4.21 se puede observar que la mayoría de las curvas presenta un buen ajuste entre las curvas modeladas y las experimentales. Para cada uno de los aceros TWIP bajo estudio, las curvas σ - ϵ experimentales y modeladas presentan un mejor ajuste, desde σ_p hasta σ_{ss} , cuando la temperatura es mayor y la velocidad de deformación es más lenta. Sin embargo, se aprecia que en ciertos casos existe una desviación, principalmente a altas temperaturas y velocidades de deformación más rápidas.

Las desviaciones detectadas pueden asociarse a varias causas ocurridas durante la experimentación. Una de las causas principales es que las curvas teóricas consideran el ensayo en condición isotérmica y las curvas experimentales, en especial las de alta velocidad, se hacen en condiciones de calentamiento adiabático. Otra de las posibles causas es debido a los parámetros de la modelación que sirven para calcular las curvas teóricas, ya que estos se obtienen directamente de las curvas experimentales y puede existir variación al momento de determinar cada uno de ellos, por lo que estos tienen gran influencia al momento de hacer la comparación entre ambas curvas de fluencia. Sin embargo, si se tiene una desviación de no más del 20% entre las curvas modeladas y experimentales, se puede asumir que el ajuste está dentro del rango aceptable. Para los aceros TWIP microaleados de este trabajo de investigación, cada uno presentó un buen ajuste ya que la interacción de los elementos microaleantes con la temperatura y la velocidad de deformación definen en gran parte el comportamiento de las curvas de fluencia. Como se mencionó anteriormente, la mayor desviación entre las curvas modeladas y experimentales de los aceros TWIP de este trabajo de investigación se presentó cuando la temperatura de deformación fue más baja (950°C) y la velocidad de deformación fue más rápida (1 s⁻¹).

4.6 Energía de activación aparente (Q_{HW}) necesaria para la deformación en caliente

Una estimación adecuada del valor de la energía de activación aparente requerida para la deformación (Q_{HW}) permite obtener mejores predicciones del comportamiento en caliente de los aceros TWIP, además de lograrse mejores ajustes durante la etapa de la modelación matemática. Es de importancia destacar que el parámetro de energía de activación (Q_{HW}), controla el mecanismo de deformación en caliente. El valor de Q_{HW} , resulta de la interacción de dislocaciones con otras dislocaciones, límites de grano y partículas precipitadas durante



la deformación plástica. Mientras se tenga una mayor densidad de dislocaciones, más elevado será el valor de Q_{HW} y mayor será la dificultad para deformar el material a altas temperaturas. Las ecuaciones utilizadas para el cálculo de la energía de activación aparente para la deformación plástica son del tipo Arrhenius, las cuales suponen que la microestructura del acero permanece constante durante la deformación, por lo que algunos autores han propuesto llamar a esta energía, “energía de activación aparente” [151].

La tabla 4.4 muestra los valores de las constantes determinadas para obtener la energía de activación aparente para cada uno de los aceros TWIP bajo estudio.

Tabla 4.4 Constantes para determinar Q_{HW} para los aceros TWIP bajo estudio.

Acero TWIP	α_{av}	η_{av}	S_{av}	Q_{HW} (kJ/mol)
TWIP-REF	0.0139	2.97	11.56	286.49
TWIP-V	0.0117	3.08	10.83	277.94
TWIP-Nb	0.0134	2.8	12.2	295.2
TWIP-Ti	0.0128	3.07	11.8	303.5
TWIP-Ti/B	0.01387	2.8	12.7	307.5
TWIP-Mo	0.01410	3.1	10.3	274.2

Los valores obtenidos son muy cercanos a los reportados por Cabañas y colaboradores [81]. Ellos reportaron que el alto contenido de Mn aumenta la energía de activación para el trabajo en caliente, y retrasa el mecanismo de recrystalización dinámica. También reportan valores de Q_{HW} desde los 230 hasta 350 kJ/mol. Por otra parte, Hamada y colaboradores [151] reportan valores de Q_{HW} para un acero TWIP Fe-25Mn de 377 kJ/mol. Ellos argumentan que los valores determinados para Q_{HW} están en función del contenido de Mn. Estudios realizados por Gwon y colaboradores [110] reportaron valores de las constantes α y n de 5.57×10^{-3} y 6.57 para el acero TWIP sin V y 5.18×10^{-3} y 6.99 para el acero TWIP microaleado con V. La energía de activación para la deformación en caliente para el acero TWIP sin V y microaleado con V fueron de $372.5 \text{ kJ mol}^{-1}$ y $383.4 \text{ kJ mol}^{-1}$, respectivamente. Reyes-Calderón y colaboradores [41] reportaron valores para aceros TWIP microaleados con Nb, V y Ti de 434, 446 y 425 kJ/mol, respectivamente. En este caso, es claro observar un aumento



en la energía de activación aparente para la deformación en caliente inducido por los elementos microaleantes, siendo el acero TWIP-Ti/B el que mayor energía de activación presentó (307.5 kJ/mol).

4.7 Caracterización microestructural de aceros TWIP en condición de deformación en caliente.

4.7.1 Caracterización mediante microscopía óptica (MO)

Las figuras 4.28-4.33 muestran las micrografías de los aceros TWIP en condición de deformación en caliente a distintas temperaturas y a distintas velocidades de deformación.

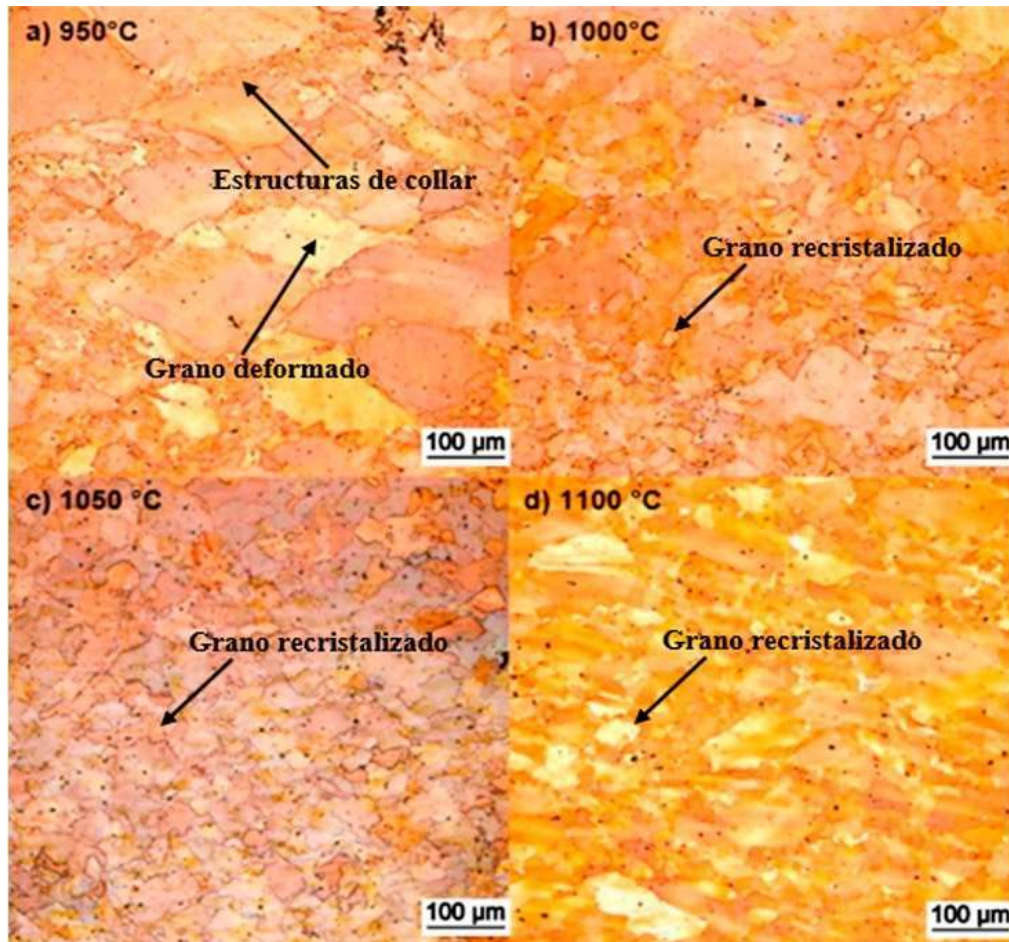


Figura 4.28 Micrografías de acero TWIP-REF en condición de deformación en caliente. a) 950 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, b) 1000 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, c) 1050 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; d) 1100 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

En las micrografías de la figura 4.28 se puede observar que, a temperaturas de deformación mayores y velocidades de deformación más lentas, se genera una estructura mayormente heterogénea donde aparecen granos alargados que todavía no han completado la recrystalización. Se hace evidente solo una pequeña fracción de subgranos presentes, lo cual es indicativo de que los granos recrystalizaron dinámicamente, y de igual manera se puede

apreciar que ocurre la recrystalización dinámica discontinua, ya que se muestran granos alargados en el sentido de la deformación y algunos de los granos recrystalizados se encuentran alrededor de estos granos deformados, lo cual es característico de estructuras de de recrystalización dinámica por el mecanismo de collar (necklace). Este tipo de comportamiento también se presentó en cada uno de los aceros TWIP microaleados bajo estudio. Sin embargo, se hace evidente la presencia de refinamiento de grano producto, adicional a la recrystalización dinámica, de la presencia de partículas precipitadas ancladas en los límites de grano impidiendo el crecimiento de este.

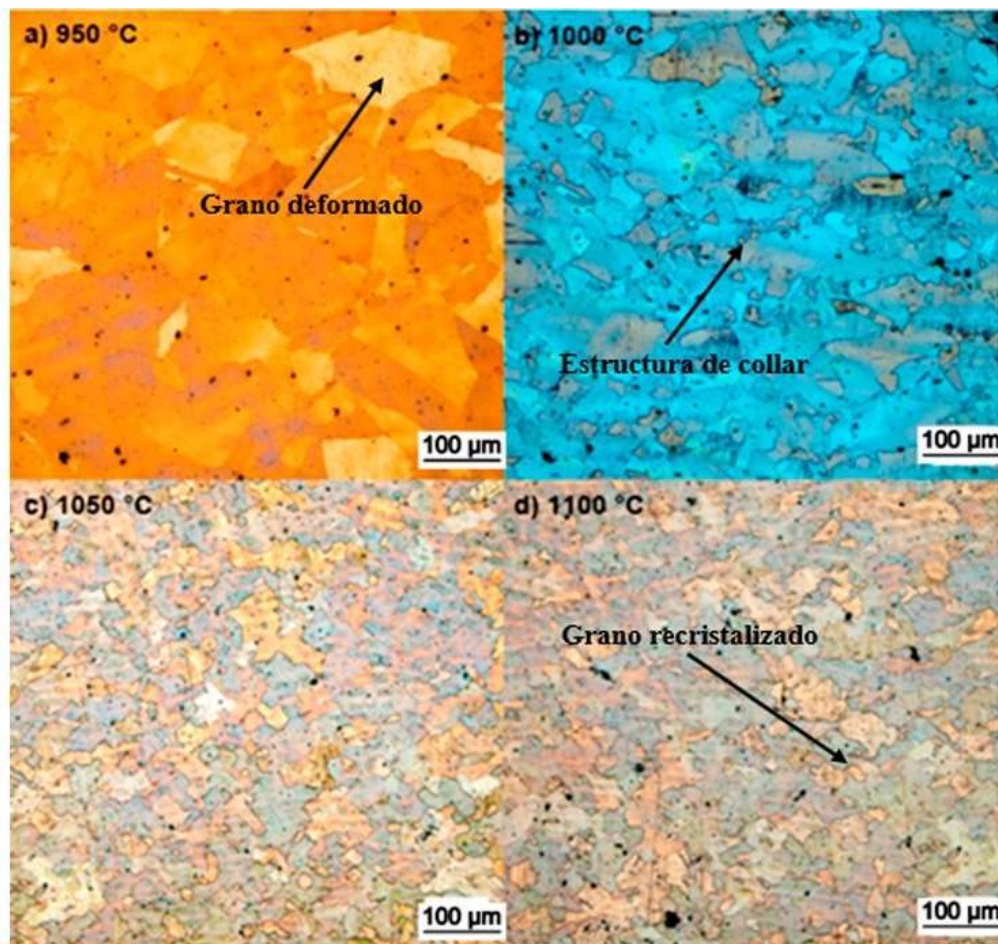


Figura 4.29 Micrografías de acero TWIP-V en condición de deformación en caliente. a) 950 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, b) 1000 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, c) 1050 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; d) 1100 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

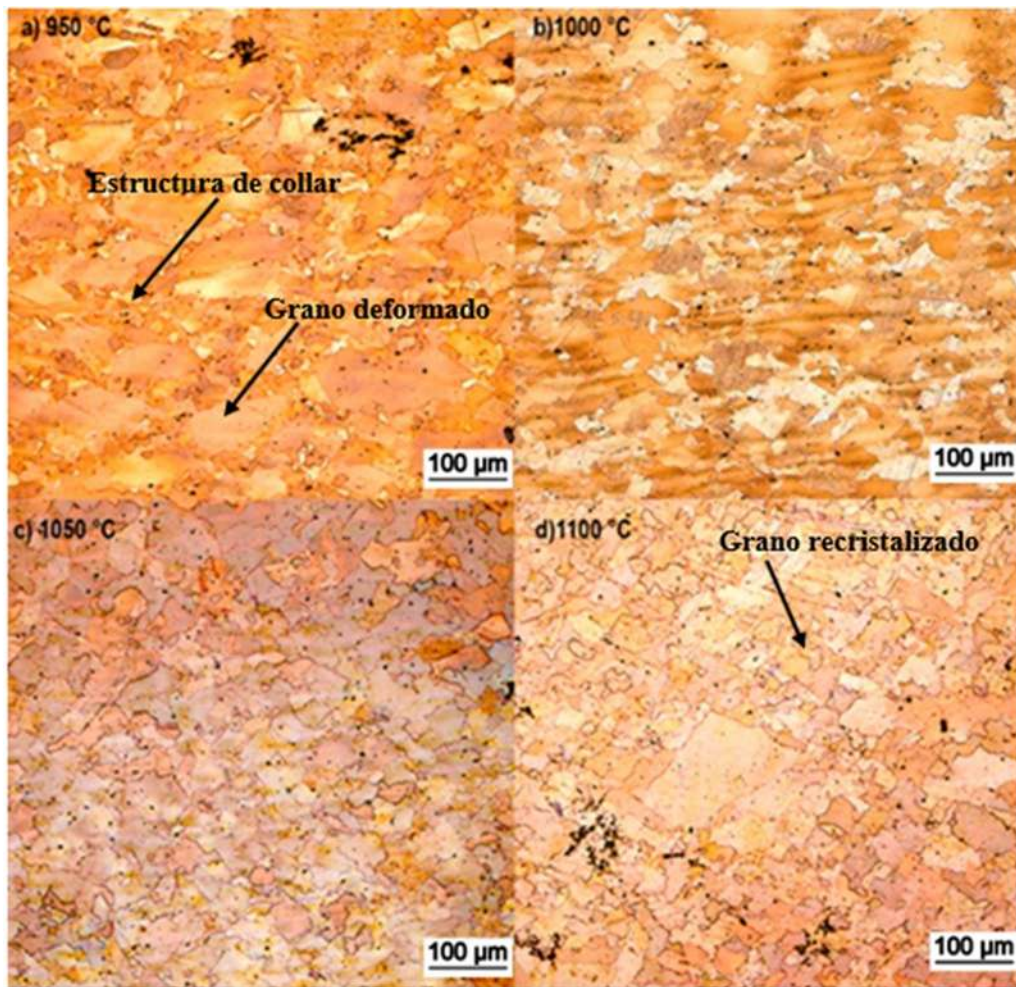


Figura 4.30 Micrografías de acero TWIP-Nb en condición de deformación en caliente. a) 950 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, b) 1000 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, c) 1050 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; d) 1100 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

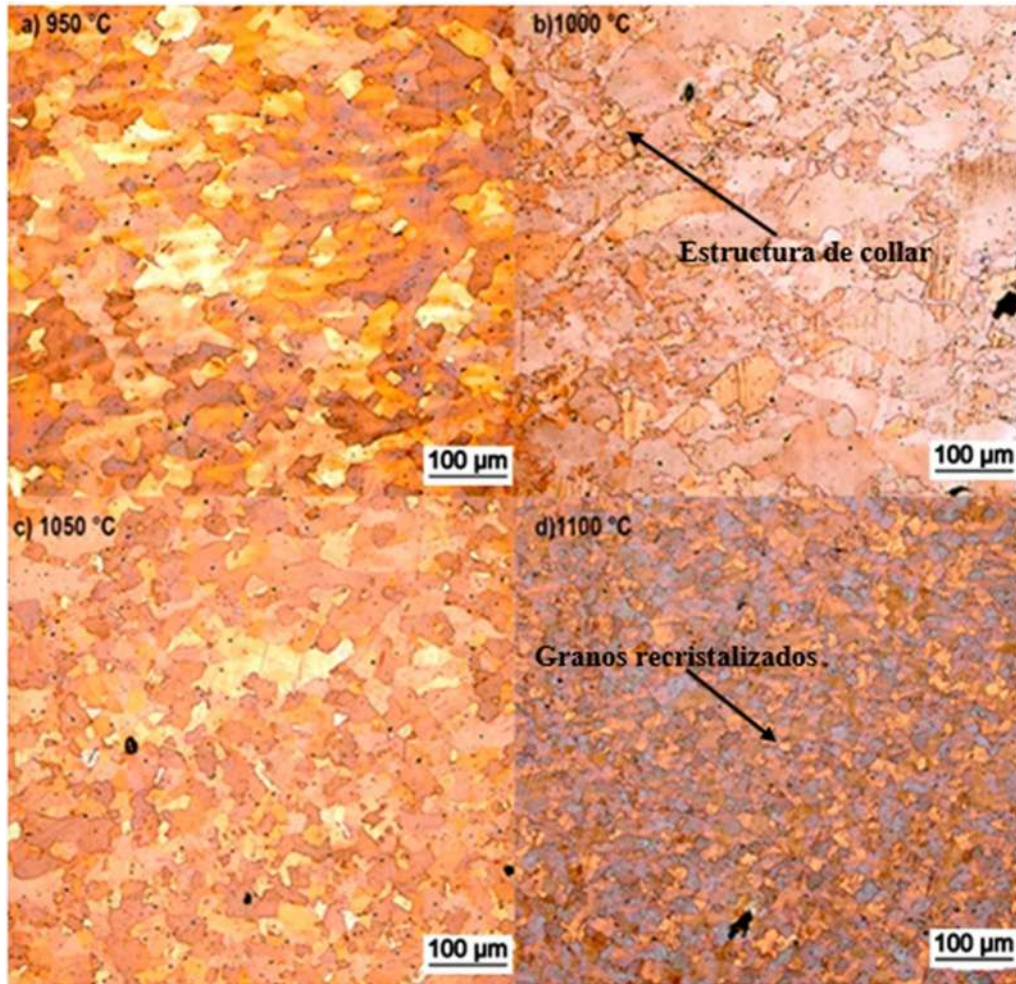


Figura 4.31 Micrografías de acero TWIP-Ti en condición de deformación en caliente. a) 950 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, b) 1000 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, c) 1050 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; d) 1100 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

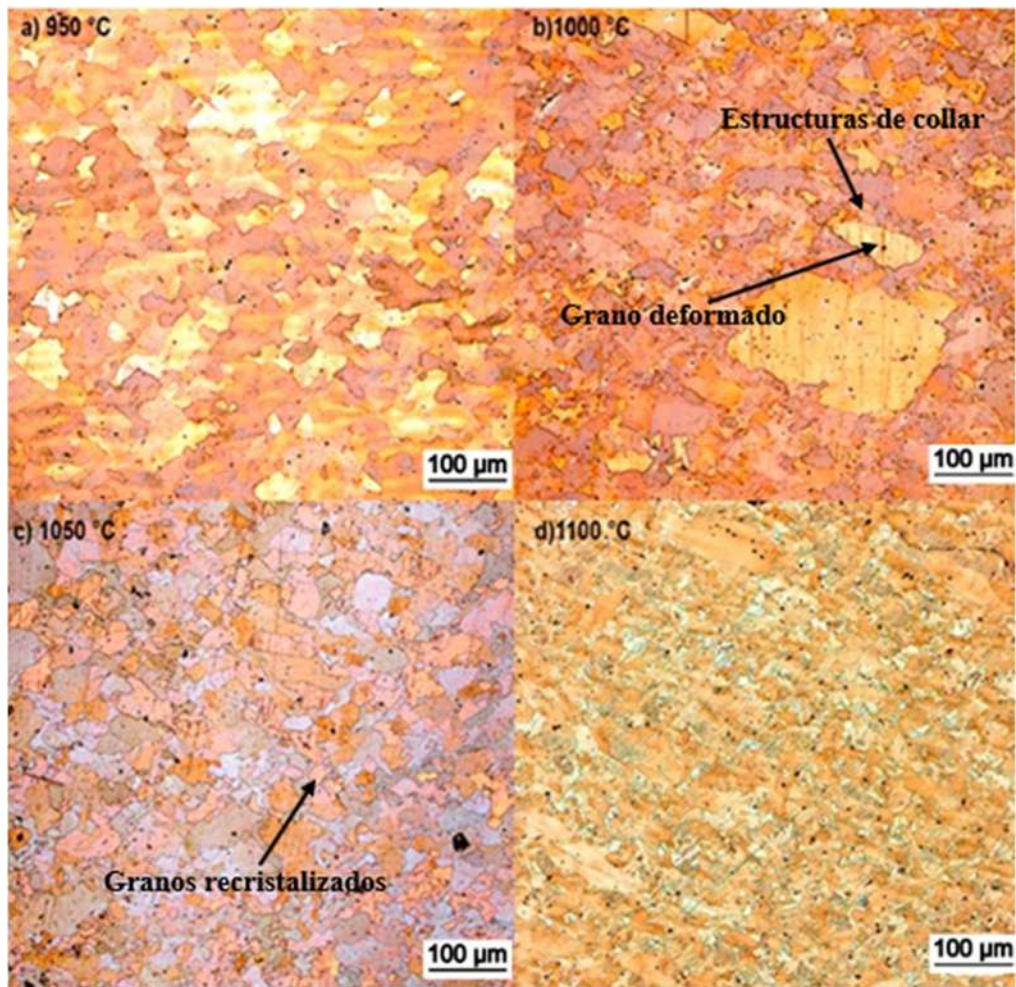


Figura 4.26 Micrografías de acero TWIP-Ti/B en condición de deformación en caliente. a) 950 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, b) 1000 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, c) 1050 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; d) 1100 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

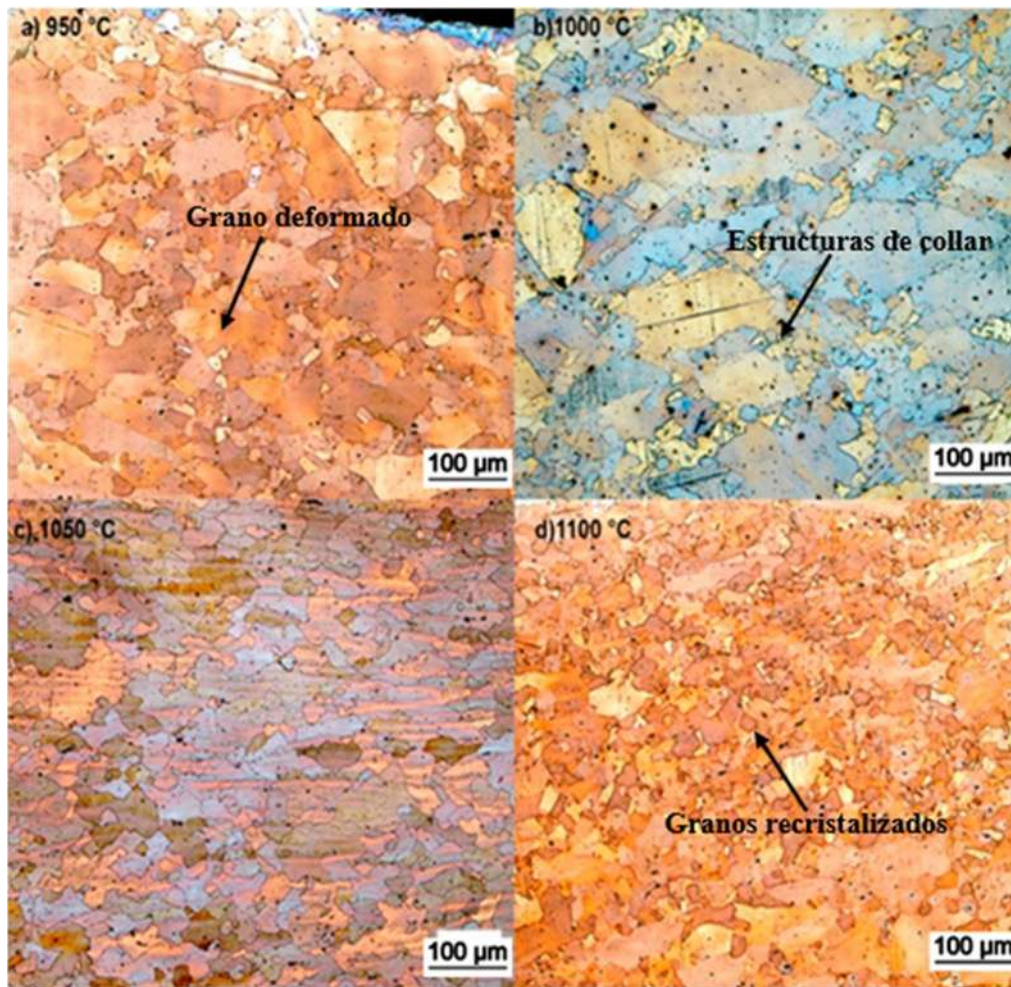


Figura 4.33 Micrografías de acero TWIP-Mo en condición de deformación en caliente. a) 950 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, b) 1000 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, c) 1050 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; d) 1100 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

Es importante señalar que en las figuras 4.28-4.33 se presentan las micrografías de la condición de velocidad de deformación de $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, en las cuales el fenómeno de recrystalización dinámica se presentó más acusado. Cabe recordar que la recrystalización característica de estos aceros a temperaturas elevadas es de tipo discontinuo. Esto a su vez se refleja en el tamaño de grano, ya que no todos los granos recrystalizan de manera constante, por ende, se tienen diferentes tamaños de grano y presencia de subgranos. Reyes-Calderón y colaboradores [62] reportaron el mismo tipo de microestructura en probetas de aceros TWIP microaleados con V, Nb y Ti. Sus estudios demostraron que en muestras a bajas temperaturas de 900 °C y con una alta velocidad de deformación 10^{-1} s^{-1} la recrystalización es incompleta, lo cual es acorde con las predicciones de fracción recrystalizada (X) (ver figuras 4.15-4.20).



Por otra parte, Hamada y colaboradores [144] encontraron, mediante la técnica de EBSD, presencia de granos recrystalizados extremadamente finos, formados en los límites de grano, alrededor de granos deformados, característico de estructuras tipo “necklace”, en un acero TWIP microaleado con V y deformado a una temperatura de 1050 °C y velocidad de deformación de 1 s⁻¹. Las microestructuras para ambos aceros muestran que el proceso de recuperación dinámica actúa en mayor proporción que la recrystalización dinámica, cuando el acero es deformado a más bajas temperaturas (950 °C), por lo que se nota la presencia de una microestructura de granos alargados sin recrystalizar y granos finos equiaxiales, a diferencia de mayores temperaturas (1050 °C) donde la recrystalización dinámica es más activa.

Los granos de las muestras deformadas no presentan maclas de recocido como los granos en condición de solubilizado. Esto puede ser producto del efecto de la recrystalización, ya que al generarse nuevos granos la microestructura cambia, por lo que no se da lugar a la formación de las maclas, dando lugar al mecanismo de deslizamiento de dislocaciones. Estudios realizados por Hamada y colaboradores [152] muestran que al incrementar la temperatura de 900 a 1000 °C se presenta una microestructura parcialmente recrystalizada y a temperaturas elevadas de 1100 °C se presenta una microestructura completamente recrystalizada con granos de tamaño promedio de 34 µm. Esto concuerda con los resultados reportados en este trabajo de investigación, ya que a bajas temperaturas de deformación (900-1000 °C) se presentó recrystalización parcial y mayor presencia de estructuras tipo “necklace”. Por otra parte, a las temperaturas entre 1050 y 1100 °C la presencia de una microestructura altamente recrystalizada se hace presente.

4.7.1.1 Medición de tamaño de grano en condición de deformación en caliente

La figura 4.34 muestra los resultados de la medición de tamaño de grano promedio en función del parámetro de Zener-Hollomon, para cada uno de los aceros TWIP en condición de deformación en caliente.

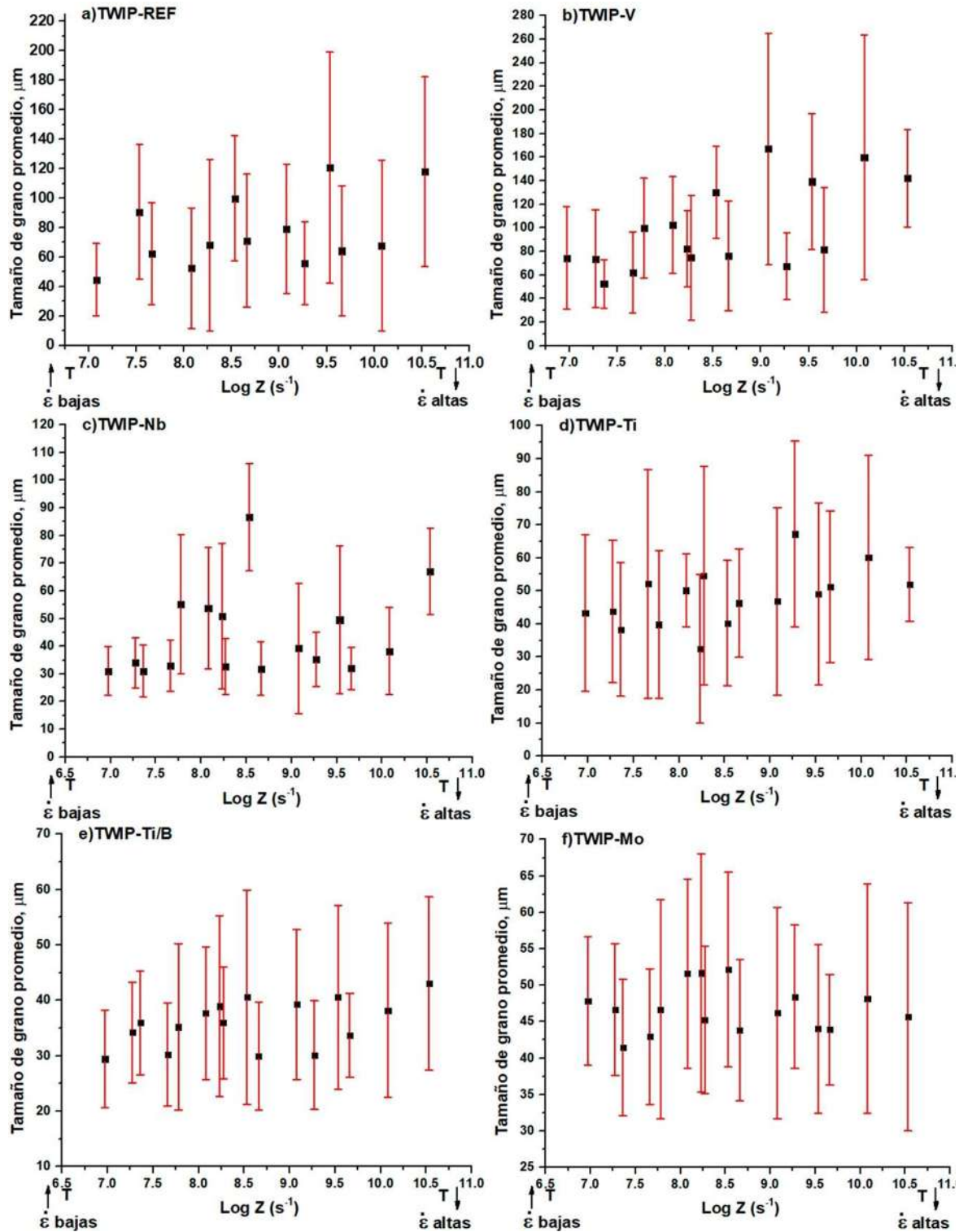


Figura 4.34 Tamaño de grano promedio de aceros TWIP en condición de deformación en caliente. a) TWIP-REF, b) TWIP-V, c) TWIP-Nb, d) TWIP-Ti, e) TWIP-Ti/B, f) TWIP-Mo.



Ya que en condición de deformación se da la recrystalización dinámica discontinua se tiene la tendencia a una variación en el tamaño de grano, y tener la presencia de granos deformados con granos recrystalizados en sus alrededores (estructuras de collar), por lo que en general los valores de tamaño de grano promedio presentan gran desviación. Al existir recrystalización discontinua, nuevos granos equiaxiales se forman a partir de los granos ya deformados, pero con un menor tamaño. En la figura 4.28, se puede observar las diferencias de tamaño de grano entre los diferentes aceros TWIP bajo estudio a las distintas temperaturas y velocidades de deformación. Se puede observar que el tamaño de grano sigue una misma tendencia respecto a la temperatura y velocidad de deformación es decir, a mayores temperaturas y velocidades de deformación más lentas se observa un tamaño de grano mayor con excepción del acero TWIP-Ti y TWIP-Ti/B y conforme la velocidad de deformación aumenta el tamaño de grano es menor. Para la condición de 1050°C con velocidad de deformación mas lenta el grano es de tamaño menor debido a que la mayoría de los granos se encuentran recrystalizados ya que a menor velocidad de deformación, el proceso de recrystalización se lleva a cabo con suficiente tiempo. Han y colaboradores [59], informaron que debido a la adición de 0.15% de Ti a un acero al Mn, la precipitación de TiC suprimió el crecimiento de los granos austeníticos. Por otra oparte, Liang y colaboradores [109], demostraron que mediante la adición de elementos de microaleación tales como Nb y Ti en aceros TWIP se provoca un aumento en la tasa de endurecimiento por deformación y refinamiento de los granos durante el proceso de deformación en caliente. Aunado a esto, autores como Li y colaboradores [85] reportaron que el tamaño de grano en un acero TWIP con alto contenido de manganeso Fe-25Mn-3Si-3Al es significativamente refinado por la adición del Nb y la formación de NbC, los cuales se colocan en los límites de grano. Por otra parte, Gwon y colaboradores [110], determinaron que la adición de V en un acero TWIP Fe-17Mn-0.45C-1.5Al-1Si-xV contribuyó a la reducción de tamaño de grano, así como un aumento en la resistencia.



4.7.2 Caracterización mediante microscopia electrónica de barrido y EDS

La figura 4.35 muestra las inclusiones de AlN y MnS encontradas en el acero TWIP-REF, dispersas en los límites de grano y dentro de los granos de austenita. El MnS es de naturaleza eutéctica y se forma a alta temperatura de acuerdo a lo predicho por los diagramas de equilibrio calculados mediante JMatPro®9.1.2. Yin y colaboradores [153] reportaron que si el contenido de N es de aproximadamente 30-70 ppm podría ocurrir la formación de inclusiones de AlN. Además, Zhuang y colaboradores [154] determinaron mediante cálculos termodinámicos que el AlN en los aceros TWIP comienza su formación desde el estado líquido, básicamente a una temperatura de 1376 °C y altos contenidos de Al (> 3% en peso), lo que concuerda con lo reportado en este trabajo de investigación. Así mismo, Liu y colaboradores [155] mencionan que las inclusiones de AlN comienzan su formación en estado líquido y poco tiempo después, a unos pocos grados por debajo, las inclusiones de MnS comienzan a precipitar, como se corroboró en este trabajo de investigación. El AlN promueve la nucleación y formación de inclusiones de MnS. Por otra parte, la precipitación de segundas fases e impurezas en los límites de grano es una de las razones por las que los aceros austeníticos presentan un refinamiento de grano.

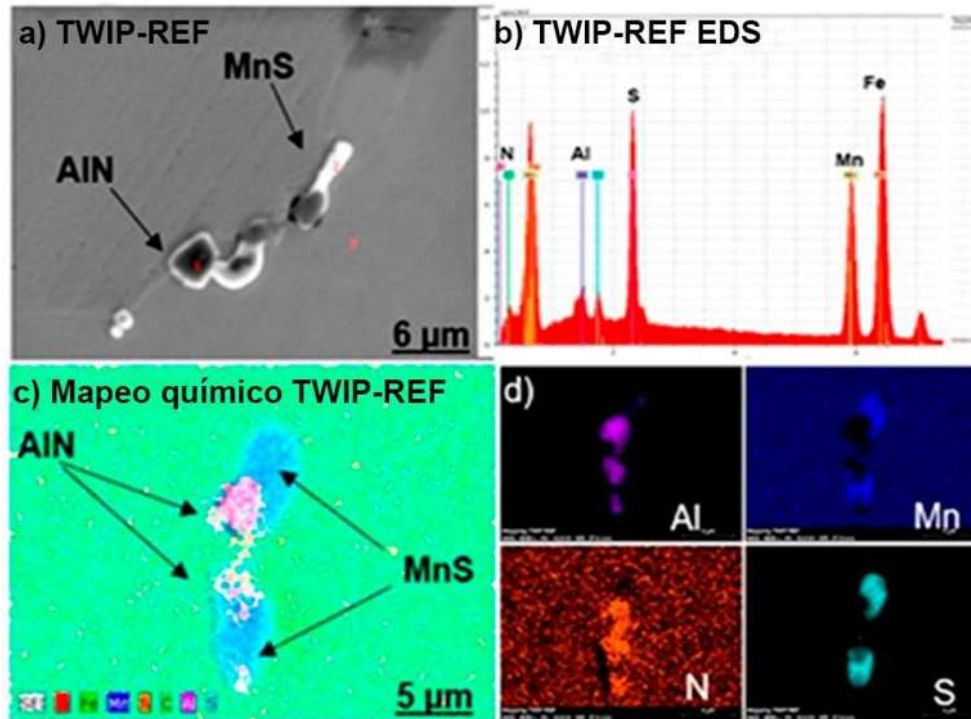


Figura 4.35 a) Inclusiones de AlN-MnS encontradas en el acero TWIP-REF en condición de deformación en caliente a $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ y $5 \cdot 10^{-4}\text{ s}^{-1}$, b) Análisis EDS, c, d) Mapeo químico.

La variación de la composición química que muestra el análisis EDS depende en gran medida de la zona que se elija para realizar el escaneo EDS. El mapeo químico de la figura 4.35 corrobora la composición química de las partículas complejas encontradas en el acero TWIP de referencia.

Por otra parte, la figura 4.36 muestra las partículas precipitadas encontradas en el acero TWIP-V.

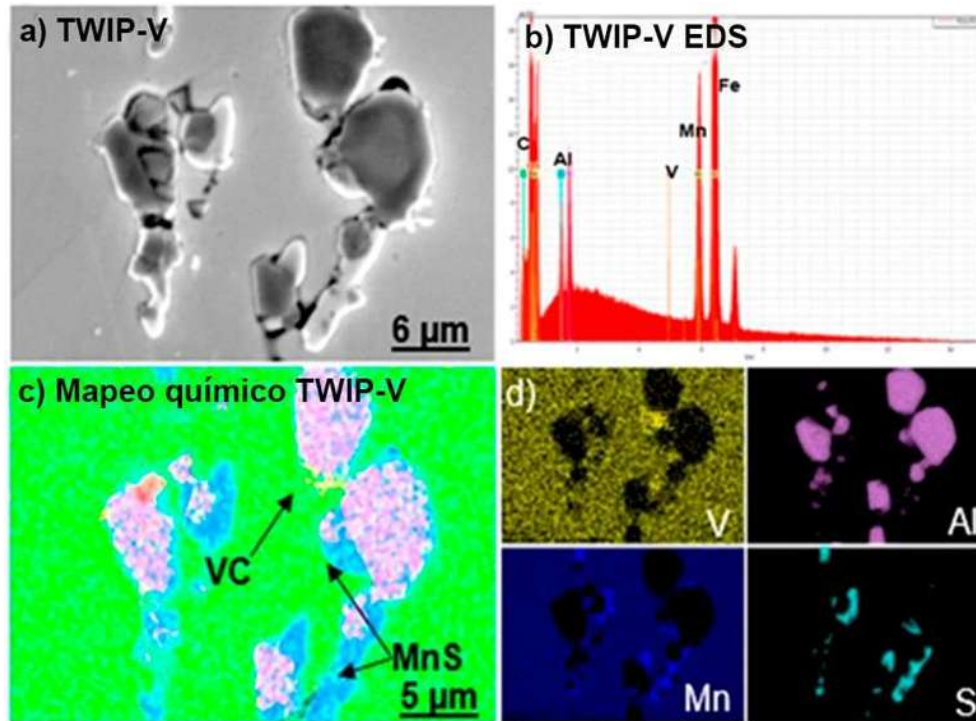


Figura 4.36 a) Partículas MnS-VC encontradas en el acero TWIP-V en condición de deformación en caliente a $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ y $5\cdot 10^{-4}\text{ s}^{-1}$, b) Análisis EDS, c, d) Mapeo químico.

Los precipitados de VC se ubican cerca de AlN y MnS, que actúan como zonas de nucleación y crecimiento de estas partículas. Como se muestra en la figura 4.36, se encontraron partículas de AlN/MnS dispersas en la matriz austenítica y cerca de ellas también se encontraron partículas precipitadas de VC del tamaño de $8\text{ }\mu\text{m}$. Scott y colaboradores [156] informaron que uno de los beneficios de la microaleación con V en lugar de Nb o Ti es que una vez que las partículas precipitan, el V puede volver a disolverse mediante calentamiento adicional. Además, estudios realizados por Ren y colaboradores [157] mostraron que la adición de 0.6% en peso de V en un acero austenítico con alto contenido de Mn contribuye a aumentar el límite elástico de 400 a 513 MPa. Informaron que el efecto de endurecimiento fue causado por la precipitación de partículas de segunda fase de V, pero el refinamiento del grano no causa un efecto de endurecimiento, como también se demostró en este trabajo de investigación.

La figura 4.37 muestra las partículas precipitadas de NbC encontradas en el acero TWIP-Nb. Estas partículas nuclean preferencialmente en los límites de grano, sin embargo, también se encuentran dispersas al interior del grano.

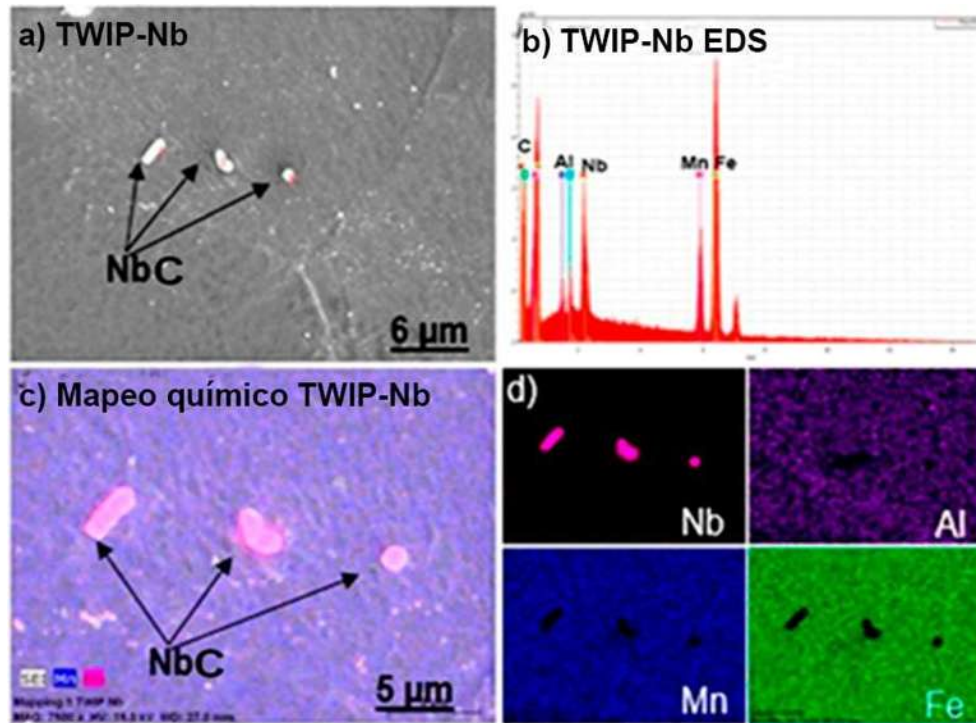


Figura 4.37 a) Partículas NbC encontradas en el acero TWIP-Nb en condición de deformación en caliente a $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ y $5 \cdot 10^{-4}\text{ s}^{-1}$, b) Análisis EDS, c, d) Mapeo químico.

De acuerdo con Bhattacharyya y colaboradores [158] las partículas de segunda fase de Nb precipitadas en los límites de grano reducen significativamente la movilidad de los mismos y retrasan severamente la recrystalización. Además de esto, Gwon y colaboradores [159] informaron que una combinación entre el endurecimiento por precipitación y el retraso en la recrystalización en un acero TWIP con adiciones de 0.01-0.1 % en peso de Nb provocó un incremento en el límite elástico. El trabajo de investigación realizado por Mejía y colaboradores [160] demostró que el efecto de la adición de 0.083 % en peso de Nb en un acero TWIP con 21Mn provocó una mejora en la ductilidad en caliente a altas temperaturas en el rango de $800\text{-}900\text{ }^{\circ}\text{C}$. De la misma manera, Scott y colaboradores [156] demostraron que la adición de Nb en un acero TWIP alto en Mn generó un refinamiento de grano, así como un efecto de endurecimiento, como se corrobora en este trabajo de investigación. Además, Li y colaboradores [161] informaron que las adiciones de Nb en un acero TWIP de 25% de Mn produjeron la formación de partículas de NbC, que causan un efecto de refinamiento y endurecimiento, mejorando el límite elástico del acero. Por otra parte, Lan y colaboradores [162] estudiaron el efecto de las adiciones de Nb a un acero TWIP de 15-17%

de Mn y reportaron que se formaron inclusiones complejas en forma de AlN-MnS actuando como núcleo de nucleación de partículas precipitadas de NbC, como también se reporta en este trabajo de investigación.

La figura 4.38 muestra las partículas precipitadas de AlN y TiN encontradas en el acero TWIP-Ti.

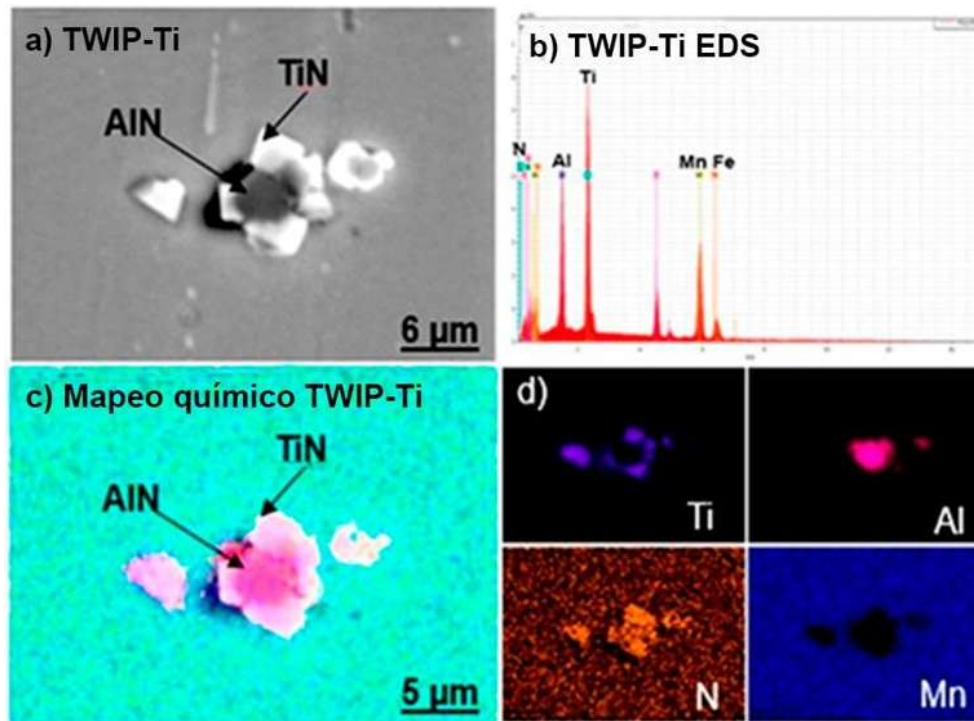


Figura 4.38 a) Partículas TiN encontradas en el acero TWIP-Ti en condición de deformación en caliente a $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ y $5\cdot 10^{-4}\text{ s}^{-1}$, b) Análisis EDS, c, d) Mapeo químico.

Los microanálisis EDS confirman que los elementos de las partículas precipitadas encontradas son Al, Mn, N y S. De la misma manera que el acero TWIP-REF, la mayoría de las partículas precipitadas fueron AlN y MnS y estas partículas como anteriormente se ha mencionado, sirven como sitios de núcleo donde precipitan las partículas de segunda fase de TiN. En concordancia con Dobrzański y colaboradores [163] la precipitación de TiN en un acero TWIP con adición de 0.009 % en peso de Ti, comienza cuando la temperatura alcanza los $1350\text{ }^{\circ}\text{C}$. A medida que la temperatura descende, la cantidad de TiN que se concentra es mayor en comparación con el inicio de la solidificación, donde el Ti se encuentra en mayor proporción. Es bien sabido que el Ti es un elemento de microaleación que se caracteriza por



promover la precipitación de carbonitruros [164], lo que puede prevenir la formación de AlN [165], que afecta negativamente las propiedades mecánicas del producto final, por ejemplo, el límite elástico y el alargamiento, como se discutió anteriormente. Las partículas finas de segunda fase de TiN son menos perjudiciales para la ductilidad que el AlN precipitado cerca de los límites de grano [165]. La característica más importante de TiN es su capacidad para controlar el engrosamiento del grano austenítico. El trabajo de investigación realizado por Han y colaboradores [166], reportó que en un acero 0.15Ti-5Mn la precipitación de TiC previene el crecimiento de grano de austenita. De acuerdo con Zamani y colaboradores [167] las partículas precipitadas de Ti y Nb en un acero TWIP con 31% de Mn mejora la resistencia mecánica e incrementa el límite elástico. Esto también fue causado por el efecto del refinamiento del grano ya que las partículas precipitadas bloquean el movimiento de dislocaciones que se produce durante la deformación. También informaron que las adiciones de Ti y Nb causan un incremento en el límite elástico, y que las partículas precipitadas de estos elementos pueden causar un alto alargamiento en el acero. Además de esto, Kim y colaboradores [168] demostraron que la adición de 0.05 % en peso de Ti en un acero austenítico de 22% de Mn redujo considerablemente la segregación del fósforo a los límites de grano por la formación de Ti (C, N). Esto demostró que la adición de Ti evita la formación de grietas en la superficie del acero durante los procesos de fundición.

Por otra parte, la figura 4.39 muestra las partículas precipitadas encontradas en el acero TWIP-Ti/B.

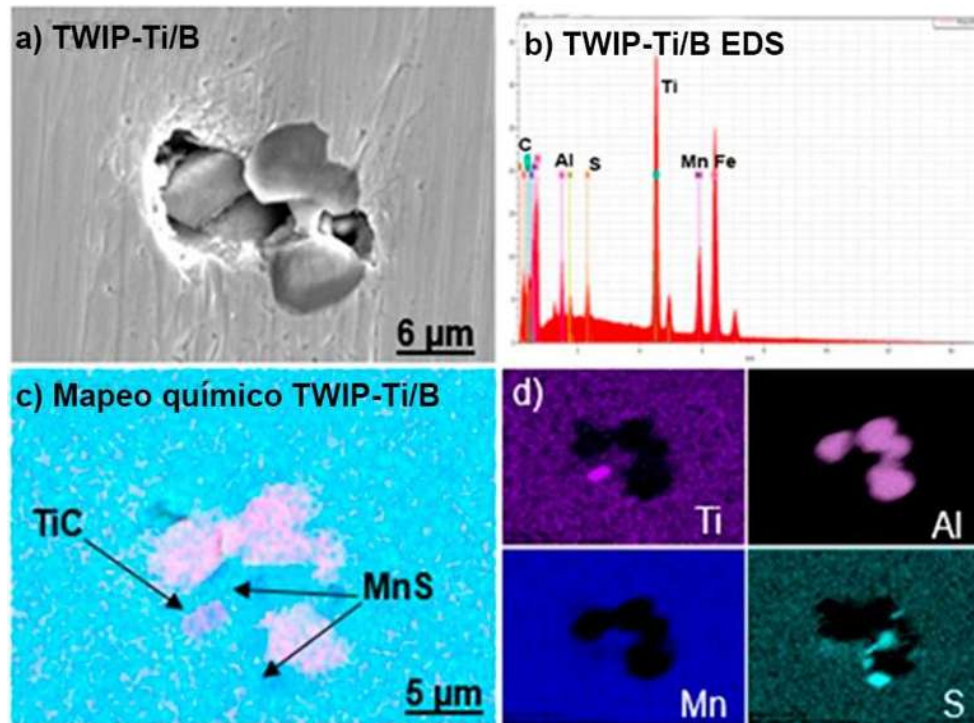


Figura 4.39 a) Partículas MnS-TiC encontradas en el acero TWIP-Ti/B en condición de deformación en caliente a $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ y $5 \cdot 10^{-4}\text{ s}^{-1}$, b) Análisis EDS, c, d) Mapeo químico.

Este acero también presenta la presencia de partículas complejas de AlN y MnS, que actúan como zonas de nucleación de los precipitados de Ti. De acuerdo con la figura 4.1, la formación de carboboruros de elementos microaleantes de la forma $\text{TiB}_2\text{C}_{32}$ se inicia a $1240\text{ }^{\circ}\text{C}$. Sin embargo, dado que el contenido de B es muy bajo (0.02%), las partículas precipitadas de B difícilmente pueden detectarse mediante la técnica MEB-EDS, debido a su tamaño nanométrico. Sin embargo, mediante el uso de la técnica de deconvolución, se corroboró la presencia de B en el acero. De esta forma, Mejía y colaboradores [169] reportaron la presencia de un compuesto $\text{Fe}_{23}(\text{B},\text{C})_6$ en un acero TWIP con 23% de Mn y con adiciones de 0.014% en peso de Ti y 0.004% en peso de B usando la técnica de TEM en réplicas de carbono. Además, las adiciones de B se han utilizado previamente en aceros TWIP debido al efecto de endurecimiento [169]. Previamente se ha reportado que el B tiende a mejorar el comportamiento de la fluencia en caliente [170-171]. La ductilidad en caliente puede mejorarse por el efecto del B cuando se segrega en los límites de grano haciéndolos más fuertes debido a un efecto de cohesión. Para reducir los efectos nocivos en los aceros, el B debe estar en solución sólida. El B también produce un efecto de ablandamiento por lo que

la conformabilidad de los aceros microaleados con B es mejor debido a la mejora del flujo plástico a altas temperaturas [170]. El B combinado con C forma carburos estables del tipo B_4C [169]. Contradictoriamente, el B tiene una fuerte tendencia a formar BN, lo que causa un efecto de fragilidad y puede causar una disminución de la conformabilidad de los aceros TWIP. Una práctica muy habitual es añadir otros elementos microaleantes para evitar la formación de estos compuestos. Por ejemplo, la adición de Ti en cantidades estequiométricas a los aceros microaleados con B provoca primero la formación de TiN.

Finalmente, la figura 4.40 muestra las partículas precipitadas encontradas en el acero TWIP-Mo.

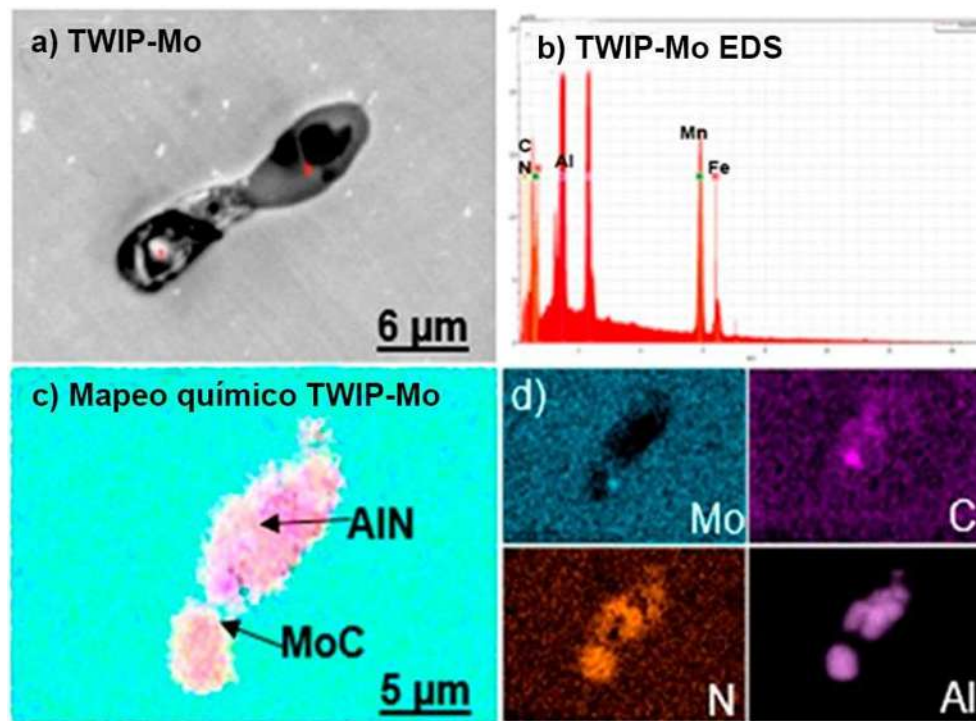


Figura 4.40 a) Partículas AlN-MoC encontradas en el acero TWIP-Mo en condición de deformación en caliente a $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ y $5 \cdot 10^{-4}\text{ s}^{-1}$, b) Análisis EDS, c, d) Mapeo químico.

Para este acero de igual manera se corroboró la presencia de inclusiones de AlN las cuales se encontraron en mayor proporción que las inclusiones de MnS. En el caso de las partículas precipitadas de Mo, éstas solo pudieron ser visualizadas mediante la técnica del mapeo químico.



Por lo general, se agrega Mo a los aceros TWIP para reducir la temperatura de fragilización, promover la resistencia a la corrosión (agrietamiento por H y S) y aumentar la deformación a altas temperaturas [172]. Además, algunos autores afirman que se añade Mo a los aceros para lograr una alta tenacidad y conservar la resistencia después de aplicar un tratamiento térmico de solubilizado [173-176]. Se ha argumentado que el Mo genera carburos, que comienzan su formación en los límites de grano [177] y evitan el crecimiento de grano. Razavi y colaboradores [178] estudiaron la adición de 1.3 % en peso de Mo a un acero TWIP Fe-33Mn-3Si-2Al e informaron un aumento de la resistencia máxima a la tracción (UTS) en el acero con adición de Mo de 400 a 600 MPa y un alargamiento superior al 60 %. Otros autores como Funakawa y colaboradores [179] estudiaron el efecto de la adición de Ti, V y Mo en aceros laminados en caliente de alta resistencia. Informaron que estos elementos de microaleación tienden a formar carburos, y especialmente por efecto del Mo, estos carburos tienden a retardar su engrosamiento. Esto fue corroborado por Wang y colaboradores [180] ya que encontraron que los elementos de microaleación como Ti, V y Mo causan una mejora en el límite elástico de los aceros con alto contenido de Mn debido al efecto de “pining” de los elementos de aleación en los límites de grano que evitan el engrosamiento de los granos de austenita.

4.7.3 Caracterización microestructural mediante difracción de electrones retrodispersados (EBSD)

La figura 4.41 muestra los mapas EBSD de evolución microestructural durante la deformación en caliente de los aceros TWIP-REF, TWIP-Nb y TWIP-V a 950 y 1050 °C y velocidad de deformación de $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Por otra parte, la figura 4.42 muestra la evolución microestructural durante la deformación en caliente de los aceros TWIP-Ti, TWIP-Ti/B y TWIP-Mo a las mismas condiciones de deformación. Cabe indicar que la coloración de los granos de dichas figuras está indicada por el triángulo básico de orientación colorimétrica que muestra las direcciones cristalográficas.

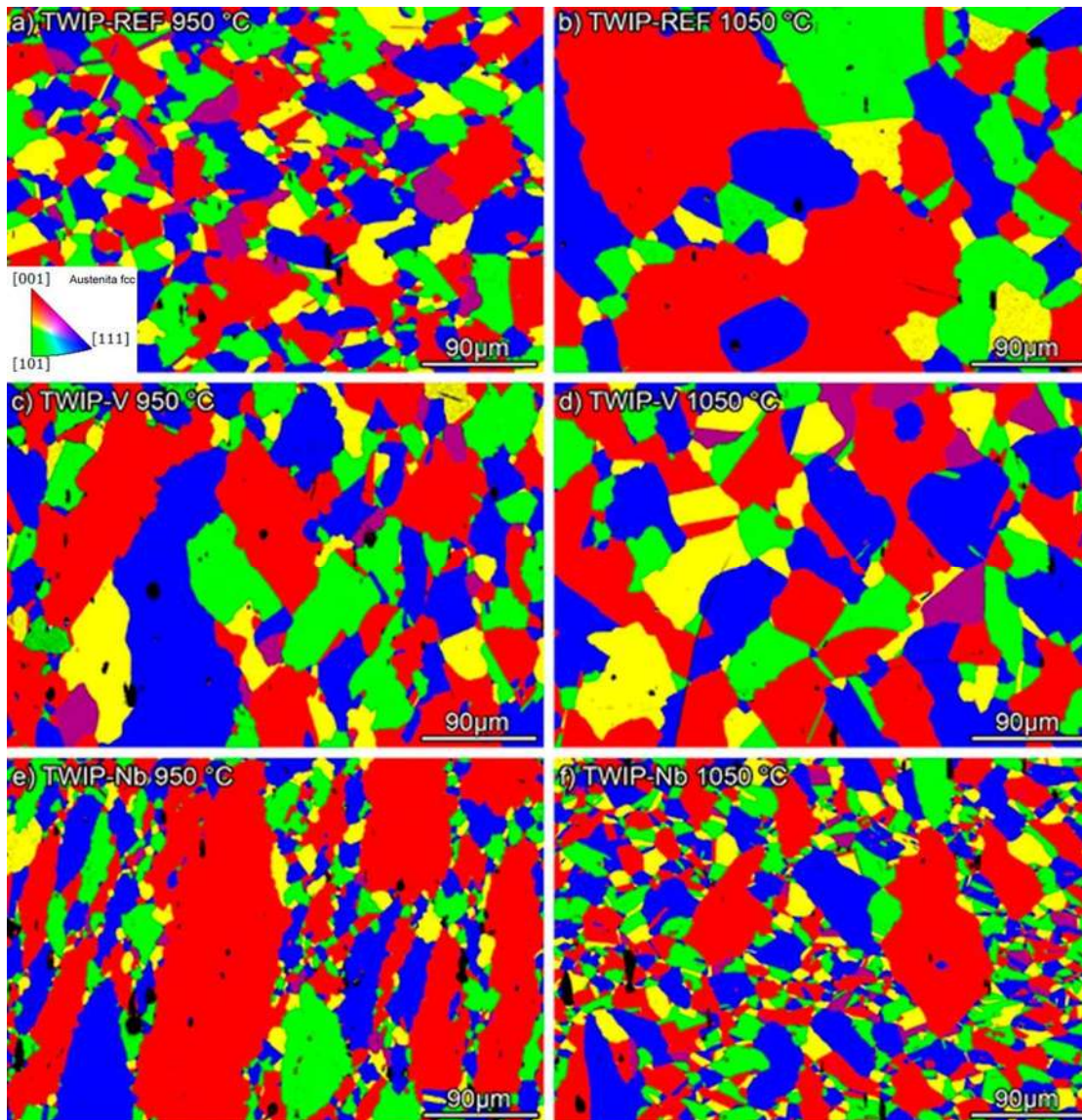


Figura 4.41 Mapas EBSD a diferentes temperaturas y velocidad de deformación. a), c), e) TWIP-REF, Nb y V a 950 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ b), d), f) TWIP-REF, Nb y V a 1050 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

Los resultados de EBSD muestran que a temperaturas de ensayo más altas coexisten granos tanto deformados como recrystalizados. (4.41 b, d, f). Esto muestra claramente la evidencia del proceso de recrystalización dinámica. Las figuras 4.41a, c, e, correspondientes a baja temperatura, muestran también diferencias en los tamaños de grano. Casi todos los granos grandes y deformados a baja temperatura están subestructurados y con presencia de estructuras de collar, como es más notorio en el acero TWIP-Nb. Medina y colaboradores

[181-182] y Andrade y colaboradores [183] informaron que cuando los elementos de microaleación están en solución sólida, estos pueden tener un efecto en retrasar la recrystalización. De la figura 4.41 c y d, es evidente el efecto de refinamiento de grano que produce el Nb y se puede apreciar una microestructura recrystalizada casi en su totalidad con algunos granos deformados.

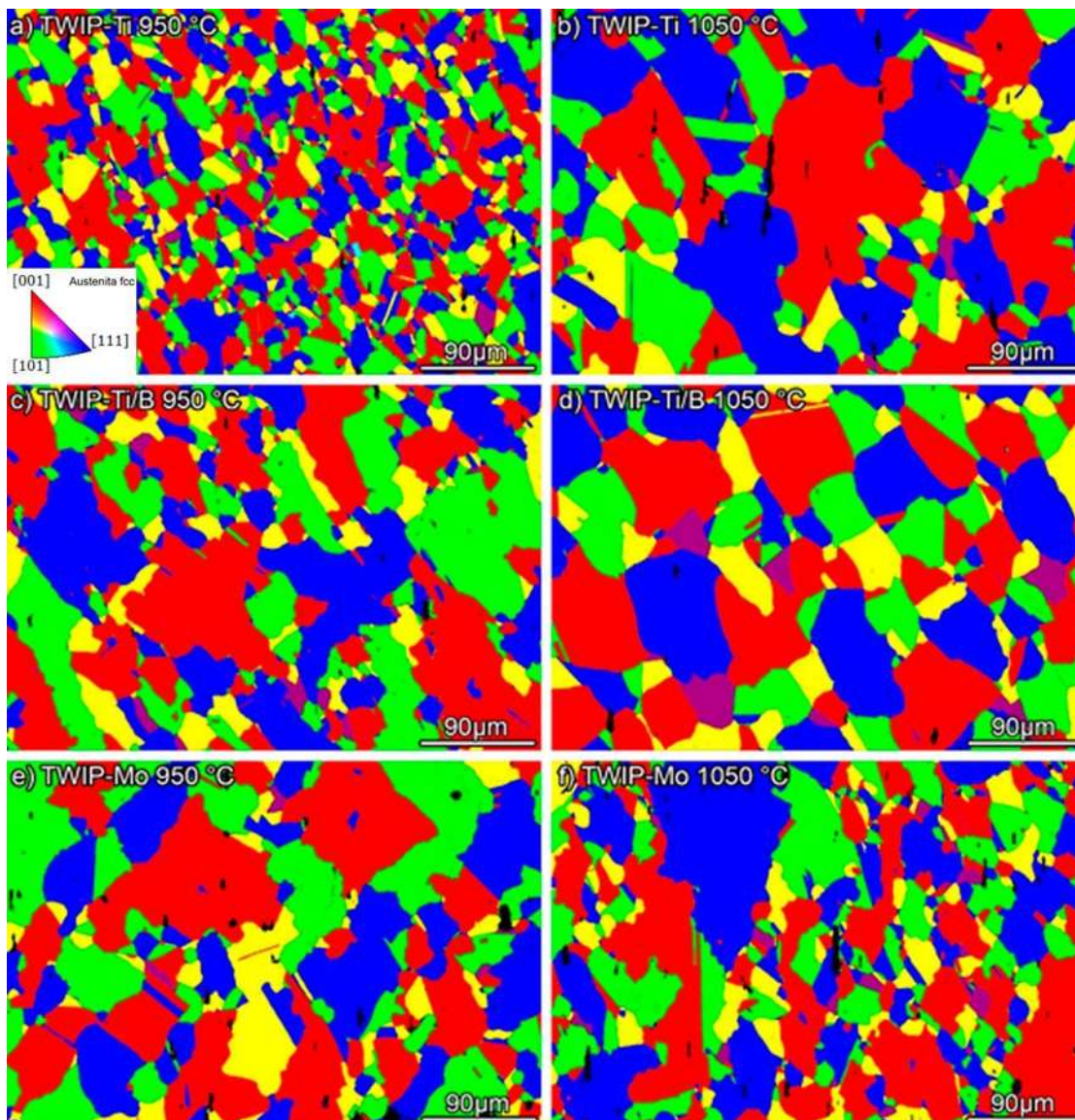


Figura 4.42 Mapas EBSD a diferentes temperaturas y velocidad de deformación. a), c), e) TWIP-Ti, Ti/B y Mo a 950 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ b), d), f) TWIP-Ti, Ti/B y Mo a 1050 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

Es bien sabido que los metales y las aleaciones que contienen partículas precipitadas de segunda fase, pueden tener un efecto marcado sobre la evolución de la microestructura durante la deformación plástica en caliente, pudiendo afectar el fenómeno de la recrystalización dinámica [184]. Por lo tanto, estas partículas depositadas en los límites de grano pueden funcionar como sitios de nucleación para la recrystalización [185] y partículas más finas normalmente dispersas en la matriz tienden a reducir la cinética de la recrystalización. Tal como se observó en este trabajo de investigación, la recrystalización dinámica es promovida cuando se utilizan bajas velocidades de deformación y altas temperaturas [186].

Por otro lado, el inicio de la recrystalización dinámica (DRX) puede ser acelerado por los elementos de microaleación, dependiendo de la naturaleza segregativa y difusiva de los átomos en la red de la austenita [187]. Así, está bien establecido que durante la deformación en caliente de aceros microaleados con V, el vanadio en solución sólida tiene un efecto retardante importante sobre el fenómeno de la DRX [183].

Las figuras 4.45-50 muestran los mapas IPF, Kernel y desorientación, obtenidos para los aceros TWIP bajo estudio deformados a 950-1050°C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Para poder interpretar los mapas IPF, que muestran la distribución de la orientación de los granos, es necesario tomar en cuenta la distribución de las direcciones cristalográficas normales a los planos atómicos de los granos (Figura 4.43).

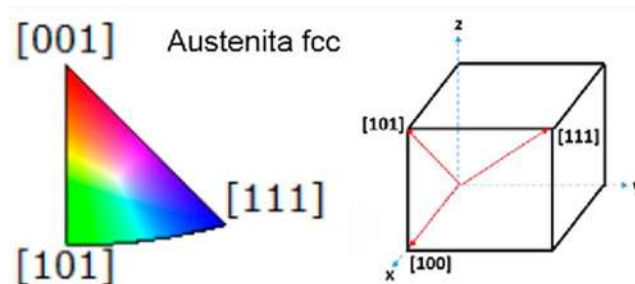


Figura 4.43 Triángulo de orientación colorimétrica para los mapas IPF y sus direcciones cristalográficas.

De la misma manera, para la interpretación de los mapas de Euler, los ángulos que definen la orientación cristalina de un grano describen tres rotaciones a lo largo de los ejes coordenados del cristal, definiendo cada rotación con un ángulo determinado mostrándose



mediante una coloración del tipo rojo-verde-azul (RGB por sus siglas en inglés) como se muestra en el esquema de la figura 4.44.

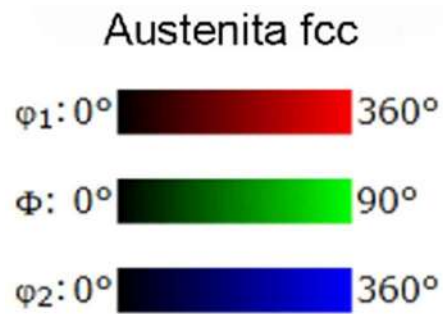


Figura 4.44 Barra de identificación para relación de ángulos de Euler.

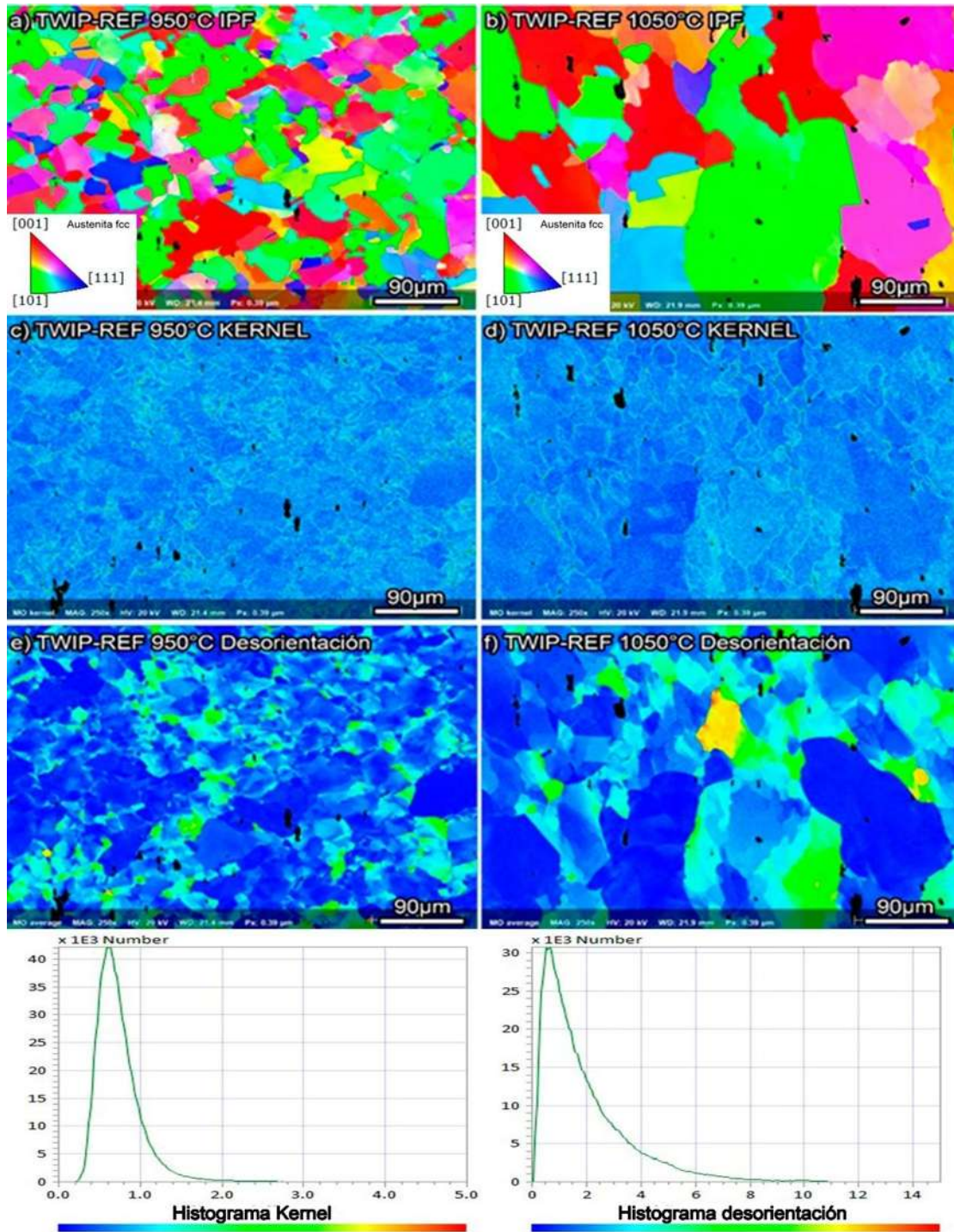


Figura 4.45. Imágenes de EBSD del acero TWIP-REF deformado a 950 y 1050 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ a), b) Mapa IPF, c), d) Mapa de Kernel, e), f) Mapa de desorientación.

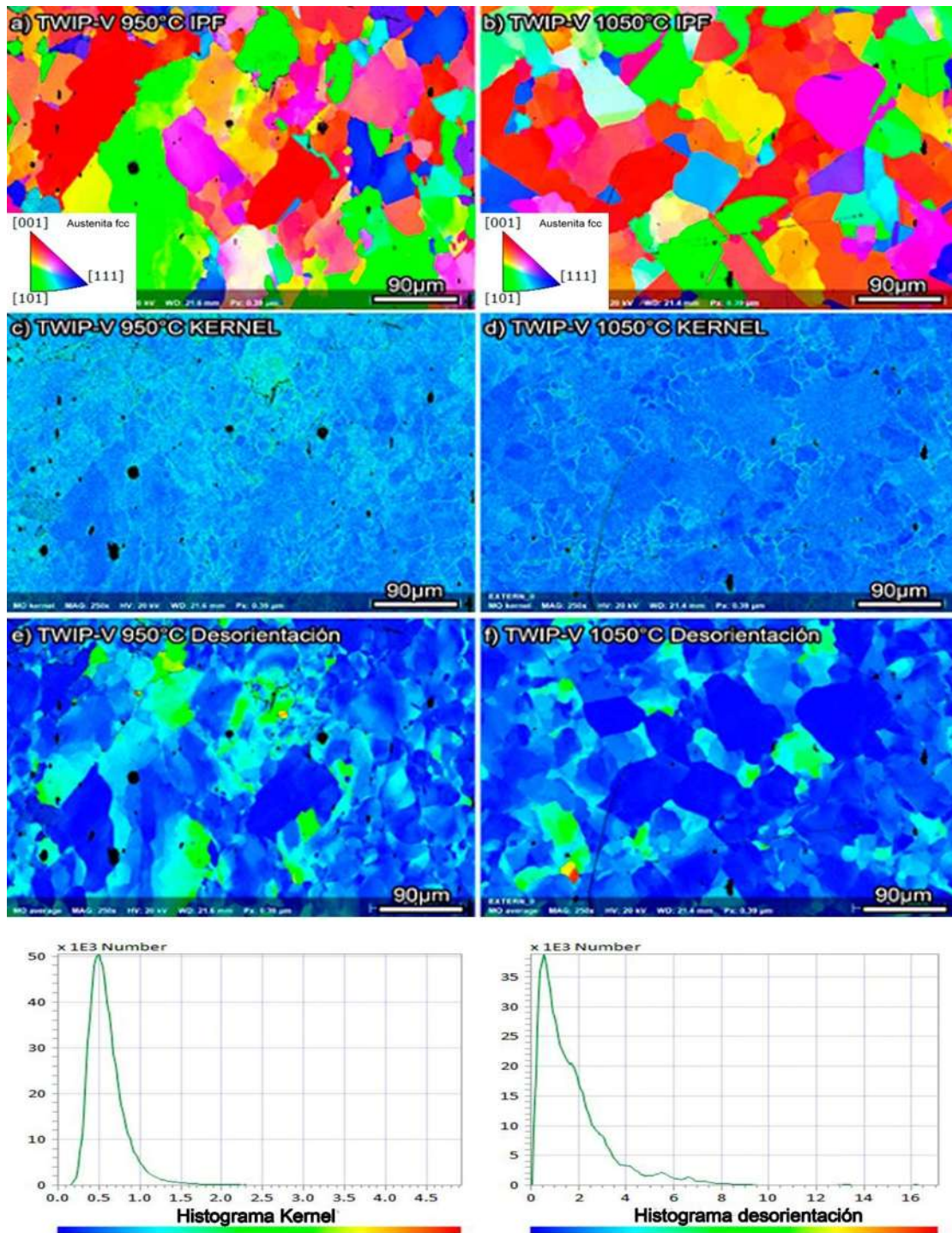


Figura 4.46. Imágenes de EBSD del acero TWIP-V deformado a 950 y 1050°C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ a), b) Mapa IPF, c), d) Mapa de Kernel, e), f) Mapa de desorientación.

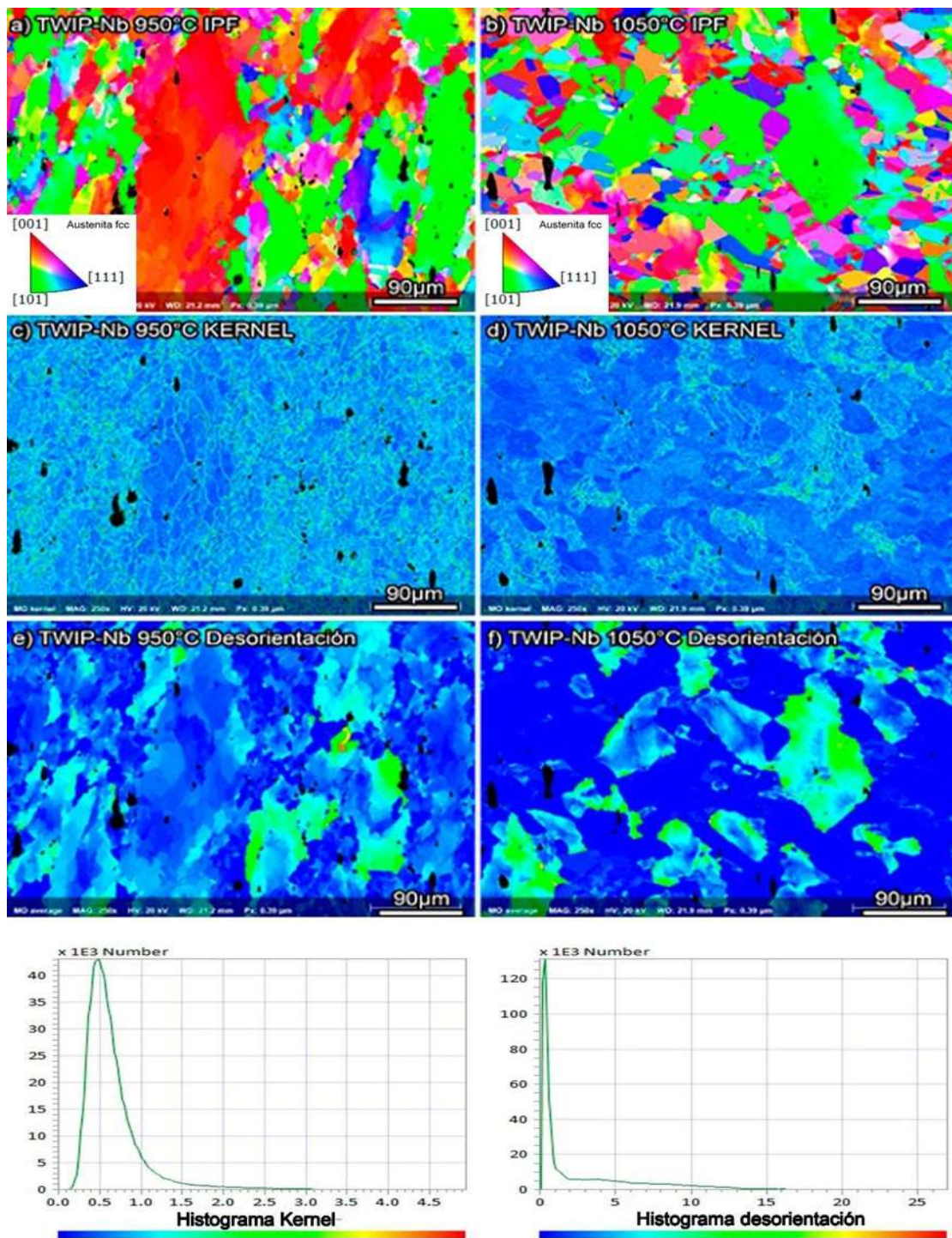


Figura 4.47. Imágenes de EBSD del acero TWIP-Nb deformado a 950 y 1050°C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ a), b) Mapa IPF, c), d) Mapa de Kernel, e), f) Mapa de desorientación.

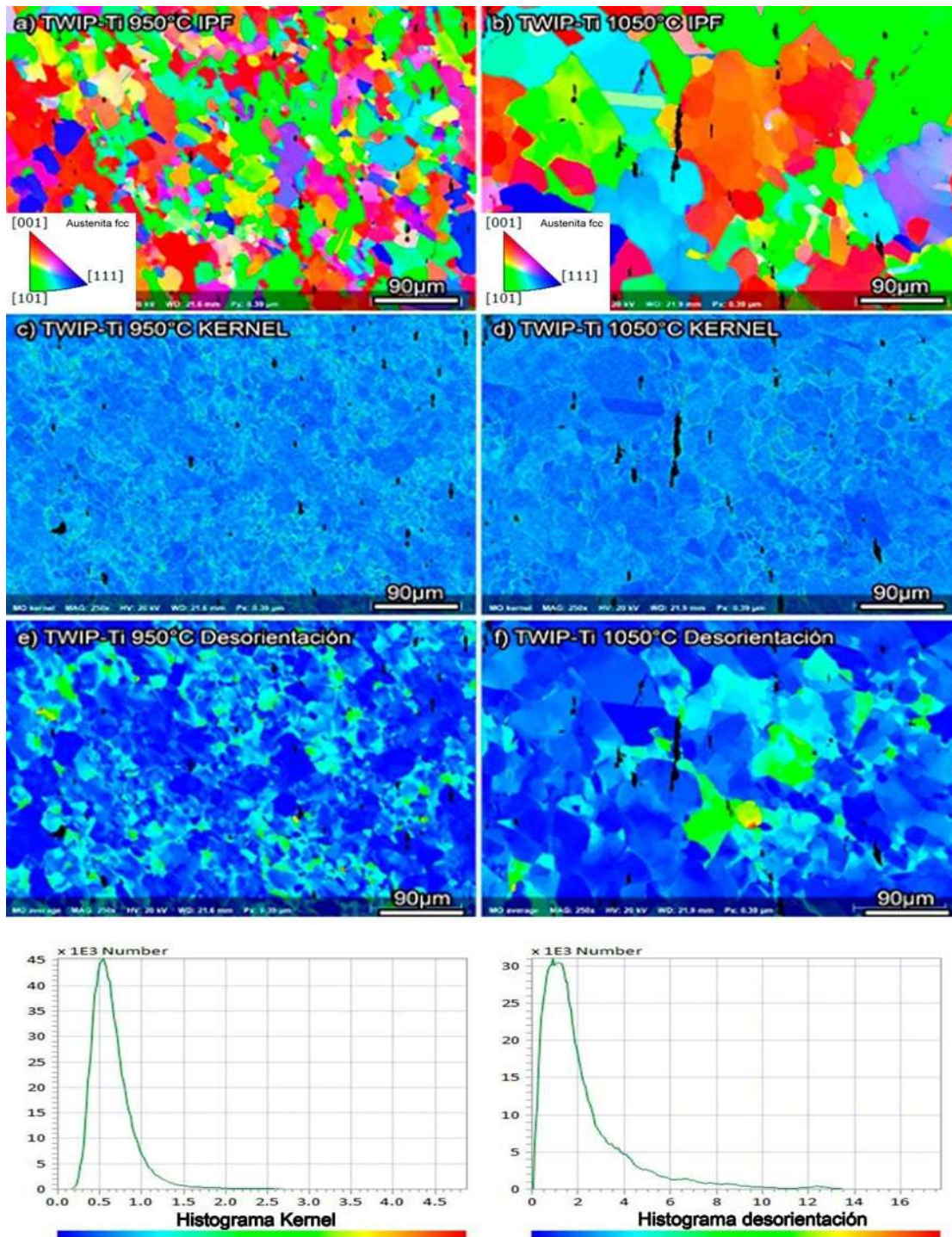


Figura 4.48. Imágenes de EBSD del acero TWIP-Ti deformado a 950 y 1050°C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ a a), b) Mapa IPF, c), d) Mapa de Kernel, e), f) Mapa de desorientación.

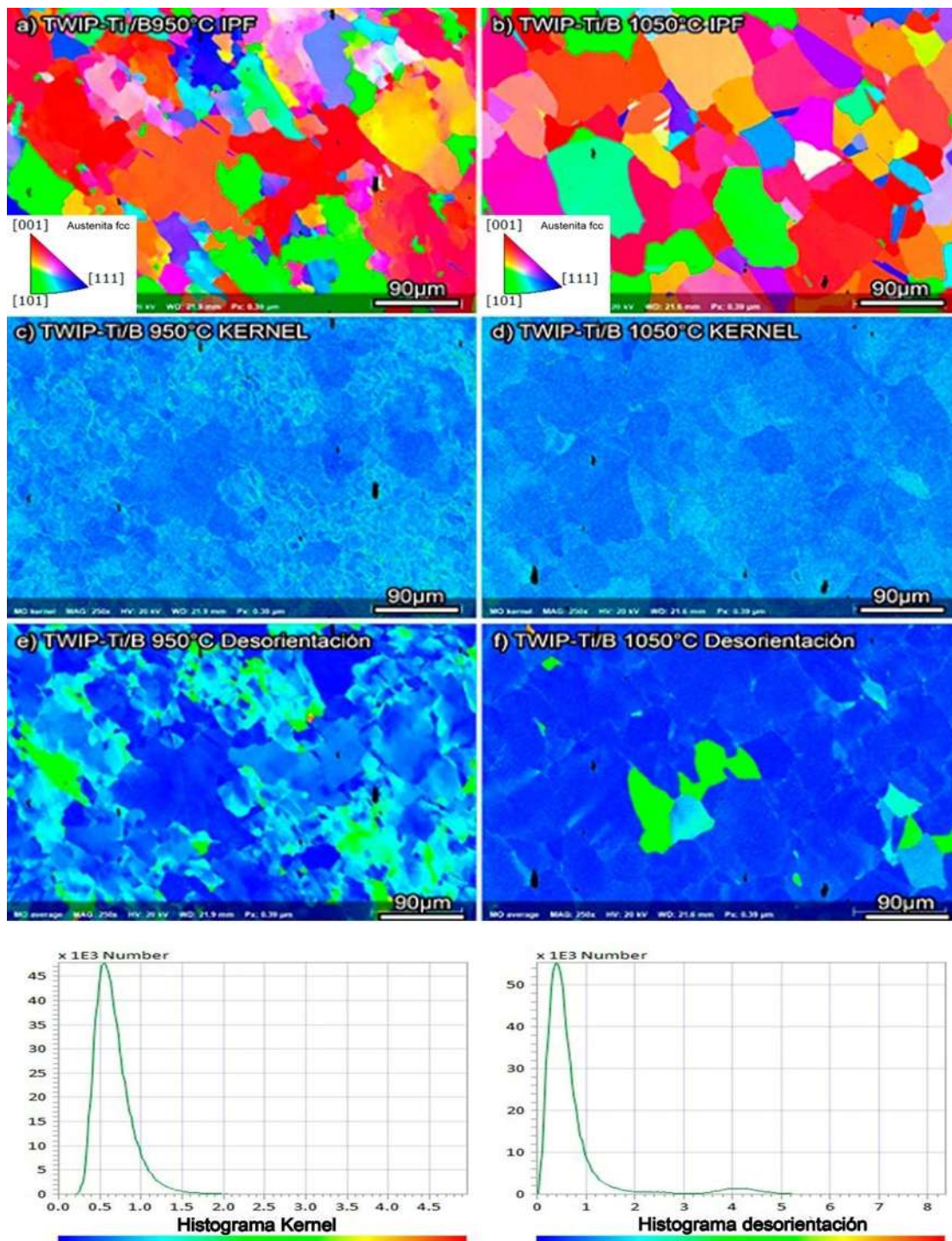


Figura 4.49. Imágenes de EBSD del acero TWIP-Ti/B deformado a 950 y 1050°C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ a), b) Mapa IPF, c), d) Mapa de Kernel, e), f) Mapa de desorientación.

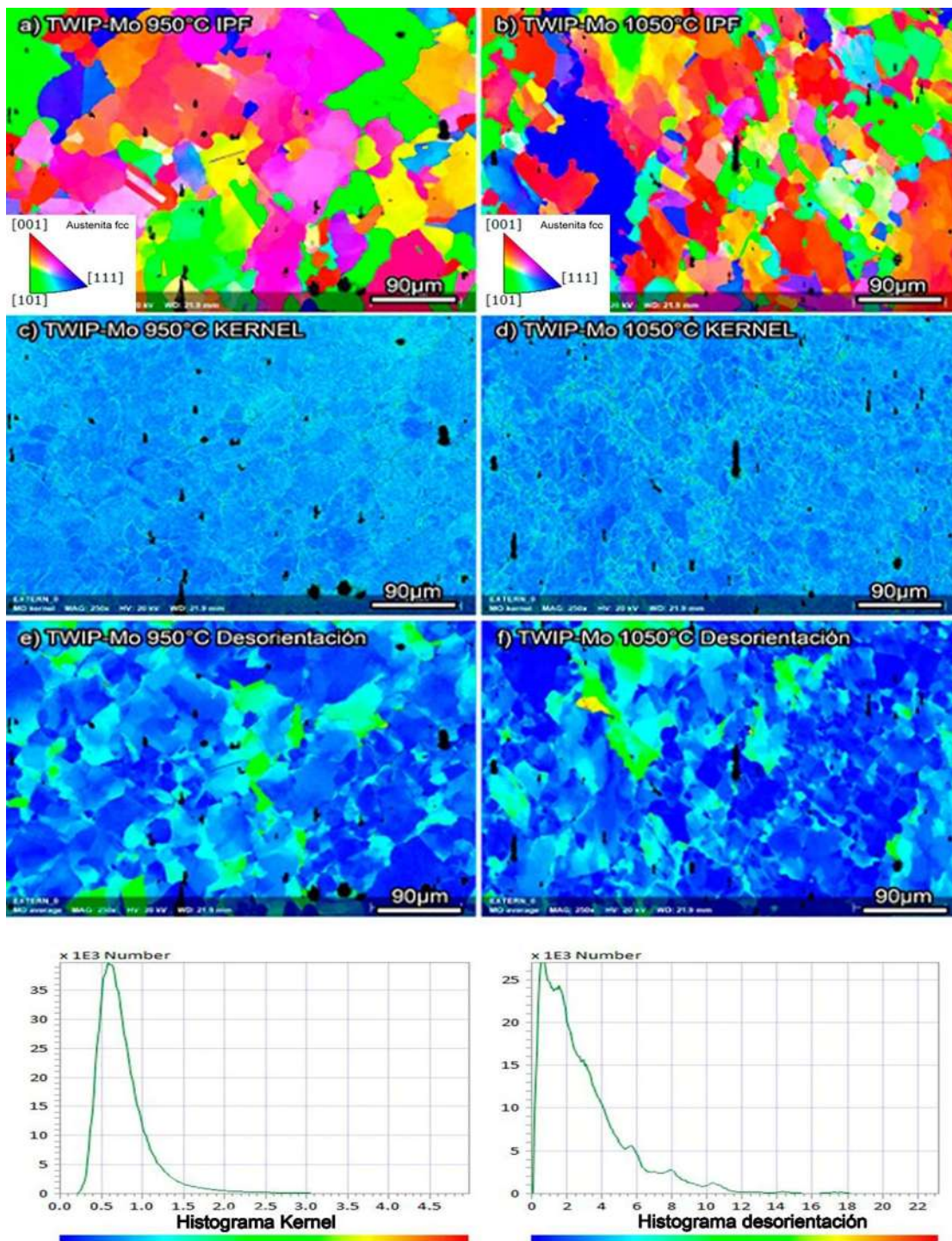


Figura 4.50. Imágenes de EBSD del acero TWIP-Mo deformado a 950 y 1050°C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ a), b) Mapa IPF, c), d) Mapa de Kernel, e), f) Mapa de desorientación.



Se puede observar de las figuras 4.45-4.50 a y b, los colores que indican la orientación preferencial de los granos. Es evidente que no existe un color predominante, es decir, no existe una orientación mayor, por ende, no existe una textura preferencial de los granos a ninguna de las dos temperaturas de deformación. Como se pudo observar de la figura 4.43, el código de direcciones cristalográficas asociadas con los distintos colores encontrados indica que los granos coloreados de azul tienen una orientación preferencial en la dirección $[111]$, por otro lado, los granos coloreados de verde, están orientados preferencialmente en la dirección $[101]$ y los granos coloreados en rojo están orientados preferencialmente en la dirección $[001]$. Para el caso de los aceros TWIP deformados a 950 y 1050°C la deformación a estas temperaturas no está mostrando indicios de una orientación cristalográfica preferencial, lo cual es un indicativo de que el mecanismo actuante en la deformación a esta temperatura es la recrystalización dinámica y a su vez la recuperación. Sin embargo, en el acero TWIP-Nb predominan un poco las orientaciones $[101]$ y $[001]$ como se puede observar en las figuras 4.47 a y b. Por otra parte, las figuras 4.45-4.50 c-d muestran los mapas de Kernel, y los incisos e y f los mapas de desorientación. Ambos permiten comparar las desorientaciones de los granos con respecto al núcleo de estos. De igual manera, estos mapas no presentan cambios significativos en su coloración y forma, esto quiere decir que los aceros TWIP a 950 y 1050°C en condición de deformación en caliente no presentan defectos cristalinicos que afecten la desorientación de los granos. Sin embargo, hay breves indicios del comienzo de cierta orientación en el acero TWIP-REF y TWIP-Nb a la temperatura de 1050 °C. Es importante señalar que para poder inducir una cierta textura preferencial, es necesario prevenir la recrystalización dinámica durante la deformación en caliente en los aceros TWIP [188-189]. La evolución de la textura en los aceros TWIP austeníticos, dependen fuertemente de la energía de falla de apilamiento (EFA) [190]. Con una baja EFA es posible desarrollar texturas tipo brass $\{110\} \langle 112 \rangle$, tipo Copper $\{552\} \langle 115 \rangle$, tipo Goss $\{110\} \langle 100 \rangle$, componentes de textura tipo “S” $\{123\} \langle 634 \rangle$ así como también fibras- γ ($\langle 111 \rangle$ /ND) [191-192]. En general, los aceros TWIP tienen la tendencia a desarrollar una textura tipo Brass después de cierta deformación en frío [193-195].

Por último, en las figuras 4.51-4.56 se muestran las funciones de distribución de orientación (ODF's) de los aceros TWIP en condición de deformación a 950 y 1050 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Como se mencionó anteriormente, las ODF's permiten observar una distribución individual de la

orientación de granos en función de las rotaciones medidas con los ángulos de Euler. Las ODF's son calculadas a partir de las figuras de polos y están representadas en secciones constantes del ángulo ϕ_2 .

El índice de difracción obtenido para las muestras de los aceros TWIP en condición de deformación en caliente fue bajo y variante, desde 0.32-2.45 u.a., por lo que en las muestras de aceros TWIP no se logró obtener una textura preferencial definida de algún tipo conocido (Copper, Brass, Goss, etc.). Los puntos de mayor intensidad mostrados en los mapas ODF de los aceros TWIP reflejan el inicio de alguna componente de textura, sin embargo, al no tener suficiente intensidad no se puede determinar de que tipo es, además hay pocos granos analizados para contar con una estadística suficiente para hacer un análisis de textura, por lo que el muestreo es meramente cualitativo. Para llegar a observar alguna componente de textura preferencial, el índice de difracción generalmente se encuentra por encima de 6 u.a.

Para indentificar las componentes de textura en formación, se utilizaron las relaciones de conversión descritas en la tabla de la sección 3.4, así como plantillas gráficas de los puntos correspondientes a las componentes ideales más notables, dibujadas con las mismas dimensiones de los cortes de los mapas ODF.

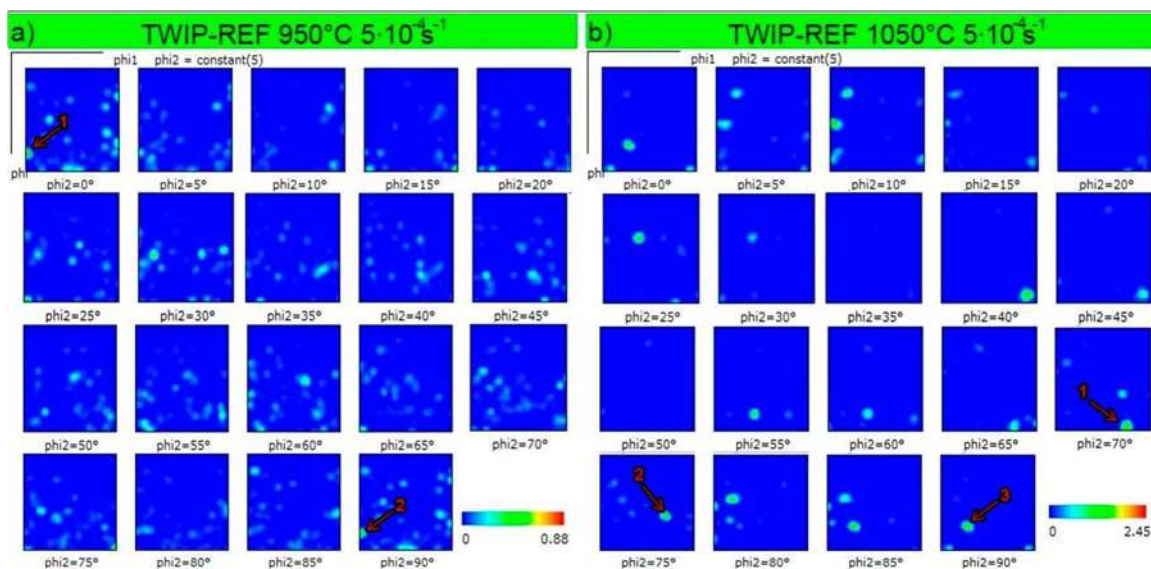


Figura 4.51. Mapa ODF del acero TWIP-REF en condición de deformación a 950 y 1050 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

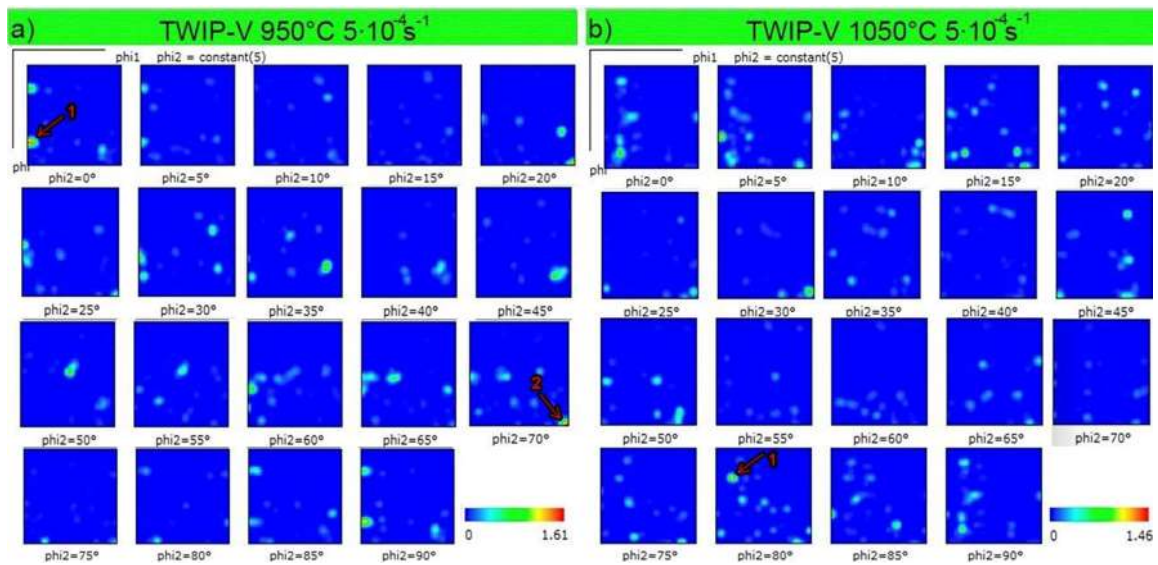


Figura 4.52. Mapa ODF del acero TWIP-V en condición de deformación a 950 y 1050 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

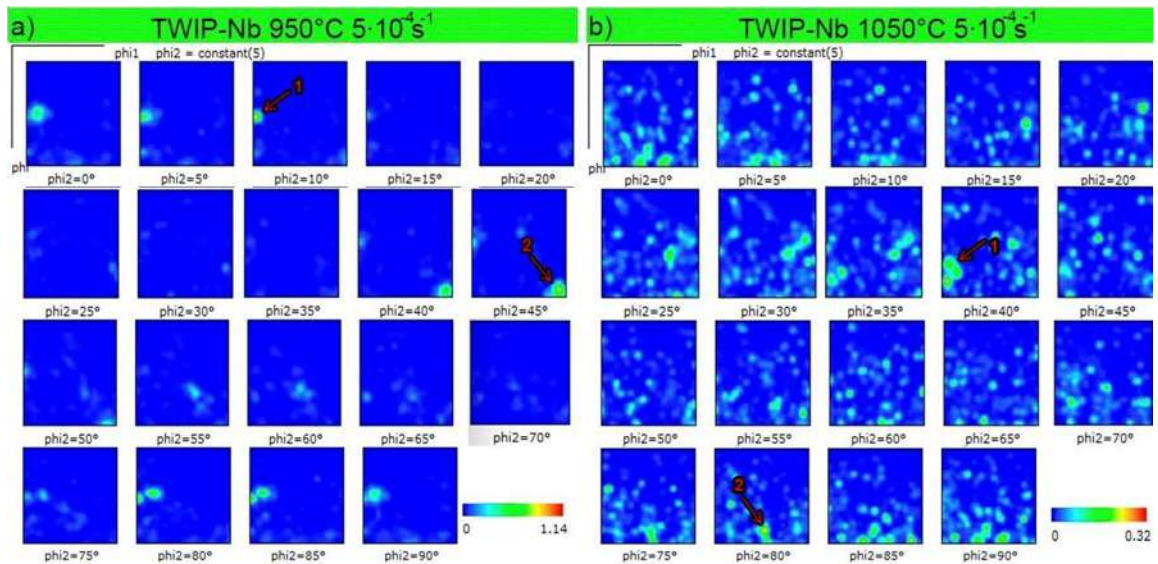


Figura 4.53. Mapa ODF del acero TWIP-Nb en condición de deformación a 950 y 1050 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

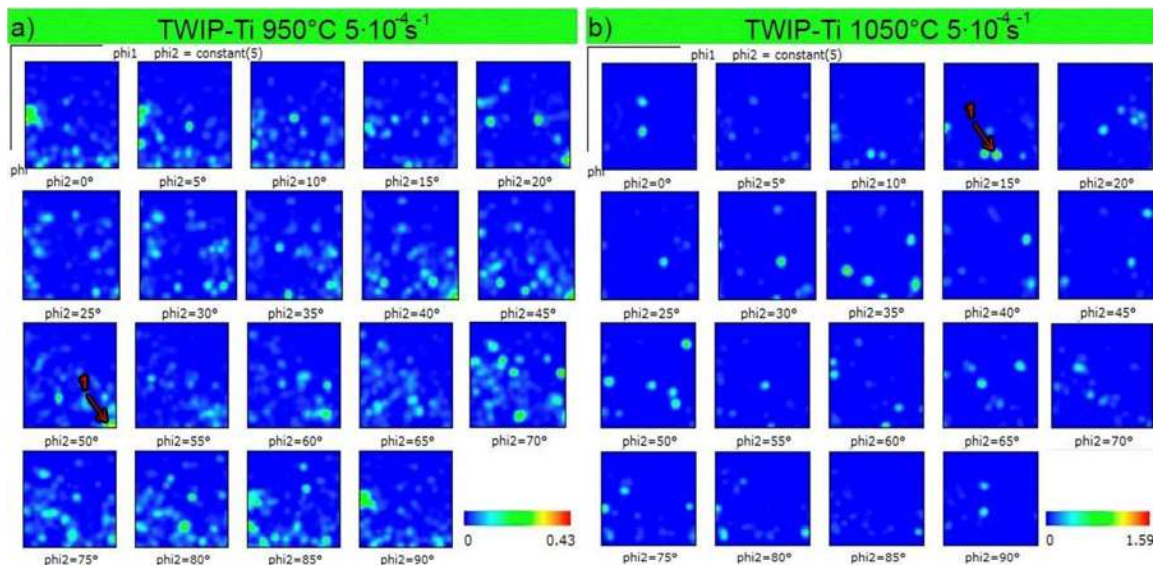


Figura 4.54. Mapa ODF del acero TWIP-Ti en condición de deformación a 950 y 1050 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

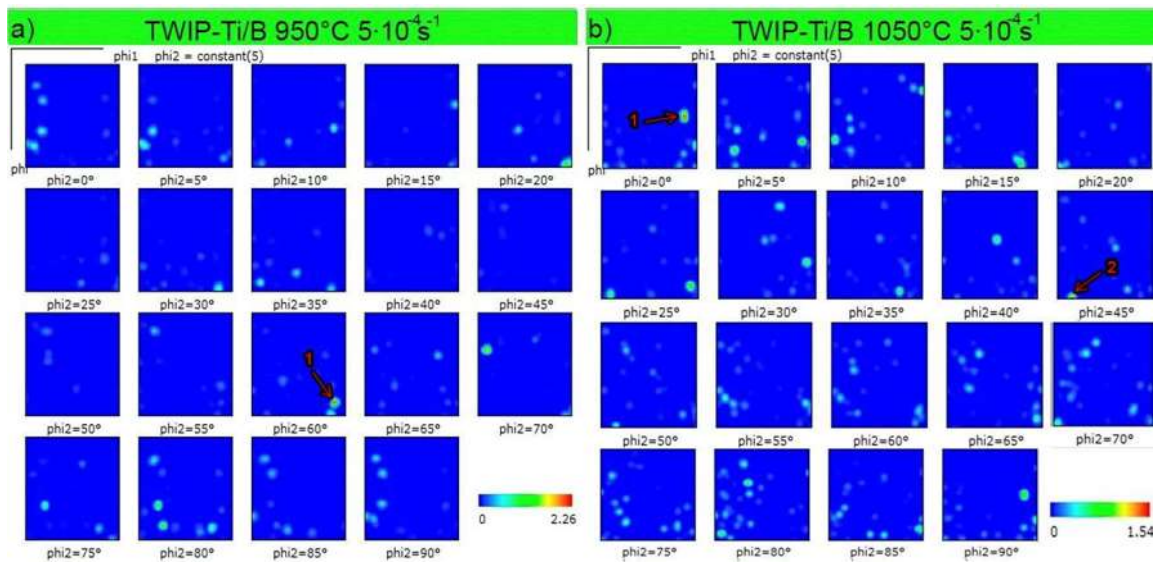


Figura 4.55. Mapa ODF del acero TWIP-Ti/B en condición de deformación a 950 y 1050 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

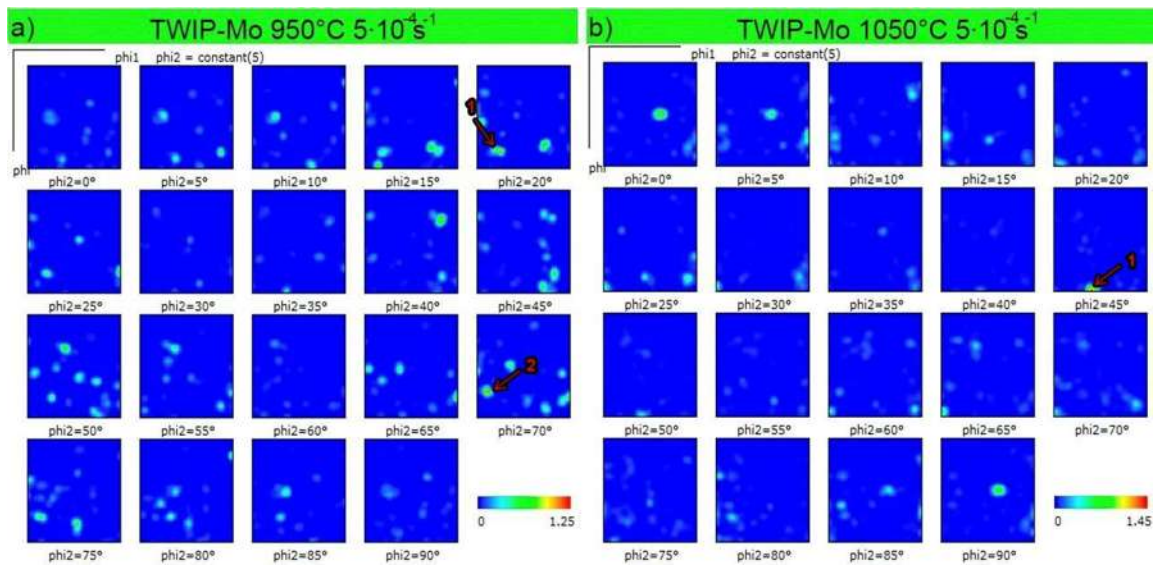


Figura 4.56. Mapa ODF del acero TWIP-Mo en condición de deformación a 950 y 1050 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

Como se observa en las figuras 4.51-4.56, hay muy pocos puntos donde la intensidad de difracción es alta y se tome como un punto específico de componente de textura. Puede ser el caso en el que estos puntos sean indicios de la formación de una textura preferencial orientada hacia alguna cierta dirección y relacionada a un plano cristalográfico. Cabe recalcar que, en el caso de los aceros bajo estudio, como se ha mencionado con anterioridad la fase austenita es muy estable. En la figura 4.52, para el caso del acero TWIP-V a 950 °C los puntos de mayor intensidad se encontraron en los ángulos de Euler $\phi_2=0^\circ$ y $\phi_2=70^\circ$. Para la temperatura de 1050 °C para el acero TWIP-V únicamente se encontró un punto con alta intensidad de difracción a $\phi_2=80^\circ$ sin encontrarse ningún plano o dirección de alguna textura cristalográfica en formación. En la figura 4.53, para el acero TWIP-Nb la intensidad de difracción es muy baja, los puntos no presentan una coloración tan marcada. Como se pudo observar de las figuras 4.41e y f este acero es el que presenta el mayor índice de recrystalización tanto para temperatura de 950 como para la de 1050 °C, por lo que este acero no presenta movimiento de dislocaciones o algún otro defecto cristalino que pueda inducir a una desorientación que guíe hacia una textura preferencial. En la figura 4.54 para el acero TWIP-Ti, el índice de recrystalización también es alto, por lo que el mapa ODF solo son visibles dos puntos que presentan una ligera intensidad de difracción. Los puntos de mayor



intensidad se encontraron en los ángulos de Euler $\varphi_2=50^\circ$ para la temperatura de 950°C y $\varphi_2=15^\circ$ para la temperatura de 1050°C . En la figura 4.55 para el acero TWIP-Ti/B, se aprecia el mismo comportamiento que las figuras anteriores al destacar únicamente un solo punto para la temperatura de 950°C a un ángulo $\varphi_2=60^\circ$ y dos puntos de intensidad $\varphi_2=0^\circ$ y $\varphi_2=45^\circ$ para la temperatura de 1050°C . Por último, en la figura 4.56 para el acero TWIP-Mo se observa el mismo comportamiento en el mapa ODF encontrando solo dos puntos de intensidad significativos para la temperatura de 950°C a ángulos de $\varphi_2=20^\circ$ y $\varphi_2=70^\circ$, y a la temperatura de 1050°C únicamente un punto de intensidad a un ángulo $\varphi_2=40^\circ$, por lo que este acero tampoco cuenta con una orientación y textura preferencial.

La tabla 4.5 muestra la conversión entre los puntos de mayor intensidad de difracción en las ODF expresados en términos de $(\varphi_1, \varphi, \varphi_2)$ a índices de Miller (h, k, l) para planos y direcciones $[u, v, w]$ para cada acero TWIP bajo estudio.

Tabla 4.5 Componentes de textura de aceros TWIP bajo estudio en condición de deformación a 950 y 1050°C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

TWIP-REF 950°C $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$		
N°	Ángulos de Euler	Índices de Miller (hkl) [uvw]
1	$\varphi=72.2^\circ, \varphi_1=0^\circ, \varphi_2=0^\circ$	$(1, 0, 0) [1, 0, 0]$
2	$\varphi=71.8^\circ, \varphi_1=61^\circ, \varphi_2=90^\circ$	$(0, \bar{1}, 0) \left[\frac{4}{9}, \frac{8}{9}, 0 \right]$
TWIP-REF 1050°C $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$		
N°	Ángulos de Euler	Índices de Miller (hkl) [uvw]
1	$\varphi=80.4^\circ, \varphi_1=60.7^\circ, \varphi_2=70^\circ$	$(3, 1, 0) \left[\frac{1}{7}, \frac{4}{7}, \frac{4}{5} \right]$
2	$\varphi=57^\circ, \varphi_1=62.1^\circ, \varphi_2=75^\circ$	$\left(\frac{1}{6}, \frac{2}{3}, \frac{8}{9} \right) \left[\frac{4}{9}, \frac{5}{6}, \frac{2}{7} \right]$
3	$\varphi=67^\circ, \varphi_1=24^\circ, \varphi_2=90^\circ$	$\left(\frac{3}{4}, \bar{1}, \frac{1}{2} \right) \left[\frac{3}{5}, \frac{1}{6}, \frac{7}{9} \right]$
TWIP-V 950°C $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$		
N°	Ángulos de Euler	Índices de Miller (hkl) [uvw]
1	$\varphi=69.3^\circ, \varphi_1=2.2^\circ, \varphi_2=0^\circ$	$\left(0, \frac{1}{5}, \frac{3}{5} \right) \left[1, \frac{1}{9}, \frac{1}{7} \right]$
2	$\varphi=90^\circ, \varphi_1=90^\circ, \varphi_2=70^\circ$	$\left(\frac{2}{3}, \frac{8}{9}, \frac{4}{9} \right) \left[0, \frac{3}{5}, \frac{4}{5} \right]$
TWIP-V 1050°C $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$		
N°	Ángulos de Euler	Índices de Miller (hkl) [uvw]



1	$\varphi=26^\circ, \varphi_1=15.7^\circ, \varphi_2=80^\circ$	$\left(\frac{3}{4}, 0, \frac{2}{3}\right) \left[\frac{1}{9}, \bar{1}, 0\right]$
TWIP-Nb 950 °C $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$		
N°	Ángulos de Euler	Índices de Miller (hkl) [uvw]
1	$\varphi=48.4^\circ, \varphi_1=2^\circ, \varphi_2=10^\circ$	$\left(\frac{1}{2}, 1, \frac{2}{7}\right) \left[\frac{1}{5}, \frac{4}{9}, \frac{7}{8}\right]$
2	$\varphi=86.2^\circ, \varphi_1=87.4^\circ, \varphi_2=45^\circ$	$\left(\frac{5}{6}, \frac{1}{2}, \frac{1}{5}\right) \left[\frac{1}{3}, \frac{7}{9}, \frac{1}{2}\right]$
TWIP-Nb 1050 °C $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$		
N°	Ángulos de Euler	Índices de Miller (hkl) [uvw]
1	$\varphi=77.3^\circ, \varphi_1=5^\circ, \varphi_2=40^\circ$	$\left(\frac{5}{7}, \bar{1}, \frac{1}{3}\right) \left[\frac{3}{7}, 0, \bar{1}\right]$
2	$\varphi=76.5^\circ, \varphi_1=46.2^\circ, \varphi_2=80^\circ$	$\left(\frac{8}{9}, \frac{4}{5}, \frac{4}{9}\right) \left[\frac{3}{7}, \frac{5}{9}, \frac{5}{7}\right]$
TWIP-Ti 950 °C $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$		
N°	Ángulos de Euler	Índices de Miller (hkl) [uvw]
1	$\varphi=89.2^\circ, \varphi_1=89.5^\circ, \varphi_2=50^\circ$	$\left(\frac{1}{4}, 1, \frac{1}{3}\right) \left[\frac{1}{8}, \frac{1}{3}, 1\right]$
TWIP-Ti 1050 °C $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$		
N°	Ángulos de Euler	Índices de Miller (hkl) [uvw]
1	$\varphi=79^\circ, \varphi_1=51.5^\circ, \varphi_2=15^\circ$	$\left(\frac{2}{7}, 1, \frac{8}{9}\right) [2, \bar{6}, \bar{3}]$
TWIP-Ti/B 950 °C $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$		
N°	Ángulos de Euler	Índices de Miller (hkl) [uvw]
1	$\varphi=79.8^\circ, \varphi_1=80^\circ, \varphi_2=60^\circ$	$\left(\frac{1}{4}, 1, \frac{1}{3}\right) \left[\frac{1}{8}, \frac{1}{3}, 1\right]$
TWIP-Ti/B 1050 °C $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$		
N°	Ángulos de Euler	Índices de Miller (hkl) [uvw]
1	$\varphi=44^\circ, \varphi_1=78.5^\circ, \varphi_2=0^\circ$	$(0, 0, 1) [\bar{1}, 0, 0]$
2	$\varphi=90^\circ, \varphi_1=20^\circ, \varphi_2=45^\circ$	$\left(\frac{3}{4}, 1, \frac{4}{9}\right) \left[\frac{5}{9}, \frac{1}{8}, \frac{4}{5}\right]$
TWIP-Mo 950 °C $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$		
N°	Ángulos de Euler	Índices de Miller (hkl) [uvw]
1	$\varphi=75^\circ, \varphi_1=22^\circ, \varphi_2=20^\circ$	$\left(\frac{1}{3}, 0, 1\right) \left[\frac{2}{5}, 1, 0\right]$
2	$\varphi=68^\circ, \varphi_1=10^\circ, \varphi_2=70^\circ$	$\left(\frac{2}{3}, \frac{1}{2}, \frac{4}{9}\right) \left[\frac{1}{3}, \frac{4}{5}, \frac{1}{2}\right]$
TWIP-Mo 1050 °C $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$		
N°	Ángulos de Euler	Índices de Miller (hkl) [uvw]
1	$\varphi=90^\circ, \varphi_1=39.5^\circ, \varphi_2=45^\circ$	$\left(\frac{3}{4}, 1, \frac{4}{9}\right) \left[\frac{1}{4}, \frac{3}{7}, \frac{7}{8}\right]$



Reyes-Calderón [41], reportó la formación de diferentes patrones de textura en aceros TWIP deformados en caliente microaleados con Nb, V y Ti. Los patrones de textura se presentaron conforme disminuía la temperatura de 1100 hasta los 900 °C. En su trabajo de investigación reportó la formación de texturas tipo Cube, Copper, Brass, Goss y Fibra S. También reportó la formación de texturas Cube→Brass→Goss formadas de 1100 a 900 °C para un acero TWIP sin microaleante. Para un acero TWIP con 0.06 % en peso de Nb las texturas Cube→Goss→Cube→Brass se formaron desde 1100 a 900 °C. Por otro lado, para un acero TWIP con 0.12 % en peso de V añadido, reportó la formación de la textura tipo Goss. Y para un acero TWIP con 0.18 % en peso de Ti añadido, las texturas preferenciales encontradas fueron Brass→Goss. Por otra parte, Haase y colaboradores [196] observaron el debilitamiento de la formación de textura deformada después de un tratamiento térmico de recocido en acero alto Mn TWIP [197].

4.7.4 Caracterización mediante difracción de rayos-X de muestras en condición de deformación en caliente

En la figura 4.57 se muestra los patrones de difracción de rayos-X para los aceros TWIP en condición de deformación en caliente a 1050 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

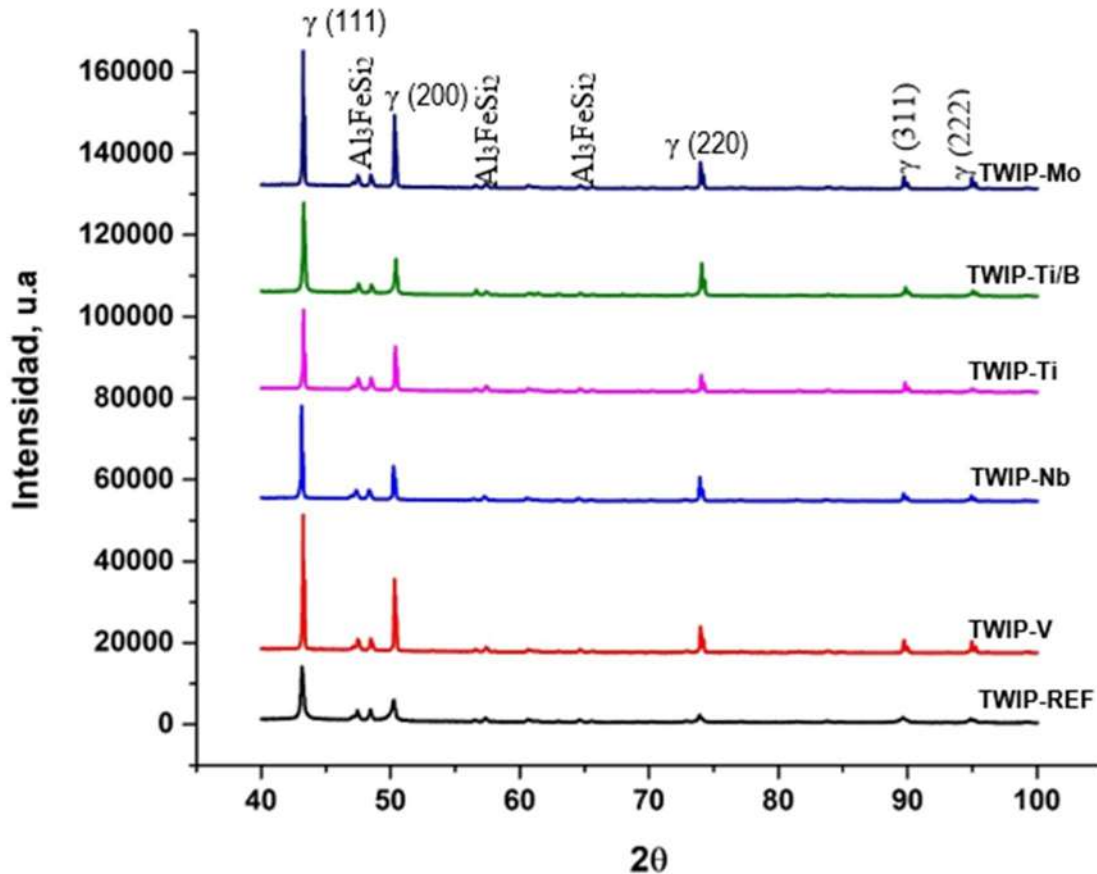


Figura 4.57 Patrones de difracción de rayos-X de los aceros TWIP en condición de deformación en caliente a $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ y $5 \cdot 10^{-4}\text{ s}^{-1}$.

Se tomaron los patrones de difracción que presentaron mayor índice en recrystalización, es decir, los aceros deformados a velocidades de deformación más bajas ($5 \cdot 10^{-4}\text{ s}^{-1}$) y temperatura de $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$. Estos patrones de difracción corresponden a una estructura austenítica FCC en sus diferentes familias cristalinas. Los difractogramas fueron comparados con las tarjetas de difracción: PDF 04-017-1598 para los picos de la austenita y PDF 00-052-0917 para los picos encontrados a 47.3° y a 48.7° , los cuales corresponden a un compuesto intermetálico metaestable de $(\text{Al}_3\text{FeSi}_2)$, formado desde el estado líquido y hacia la zona líquido-sólido cuando el Si se combina con el Al. Samuel y colaboradores [198] investigaron la naturaleza de este compuesto y determinaron que puede nuclear en diferentes inclusiones como CaO , TiB_2 y FeAlO_3 y determinaron que este compuesto puede transformar al equilibrio mediante tratamientos térmicos adicionales. Cabe resaltar que los aceros en condición de deformación en caliente a 1050°C y $5 \cdot 10^{-4}\text{ s}^{-1}$, no presentaron cambios de fase,



por lo que se puede aseverar que la austenita se encuentra altamente estable, debido al alto contenido de Mn que hay en la matriz. Por otra parte, Sravanthi y colaboradores [199] confirmaron la presencia de este compuesto intermetálico mediante análisis de difracción de rayos-X en muestras soldadas mediante proceso GMAW y mediante la técnica de transferencia de metal en frío (Cold Metal Transfer) de un acero al aluminio. Los picos de intensidad de este compuesto los encontraron aproximadamente entre los 39 y 50°, muy cercano a lo reportado en este trabajo de investigación.

Estudios realizados por Reyes-Calderón y colaboradores [41] muestran que se encontraron los mismos picos de la austenita en aceros TWIP microaleados con Nb, V y Ti a los mismos ángulos de 2 θ y para los mismos planos cristalinos en condición de homogeneizado, solubilizado y deformación. Esto demuestra que la austenita es estable en cada uno de los tratamientos térmicos y termomecánicos. Por otra parte, los elementos microaleantes como el B y Mo tampoco inducen la transformación de la fase austenítica.

4.7.5 Análisis de microdureza Vickers de muestras en condición de deformación en caliente

En la figura 4.58 se muestran los resultados obtenidos de los ensayos de microdureza Vickers realizados a cada uno de los aceros TWIP bajo estudio en condición de deformación en caliente, para cada una de las temperaturas y velocidades de deformación correspondientes.

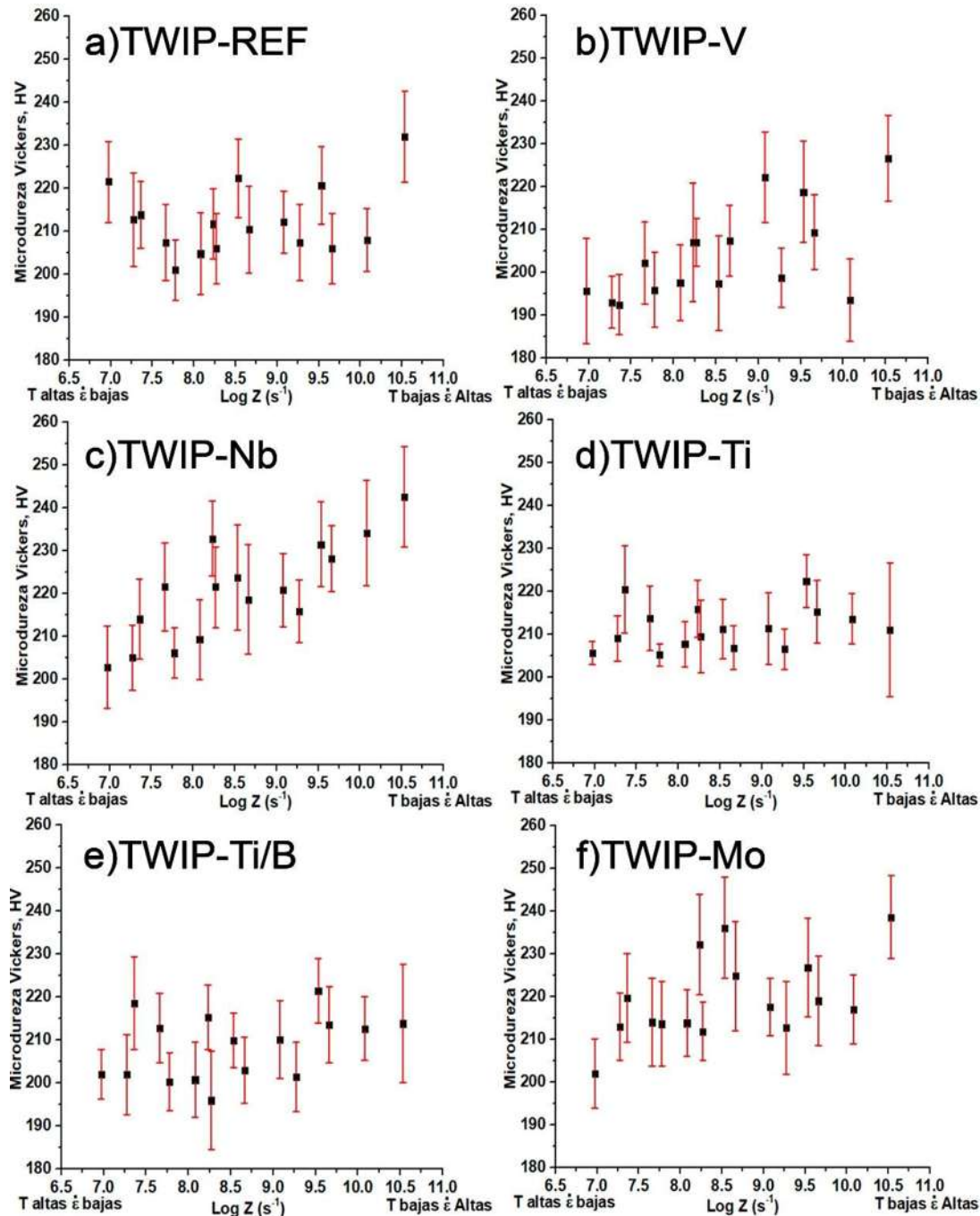


Figura 4.58 Microdureza Vickers promedio de los aceros TWIP bajo estudio en condición de deformación en caliente.

Se puede observar de la figura 4.58 un comportamiento similar entre el acero TWIP de referencia y cada uno de los aceros TWIP microaleados. Se observa que a altas temperaturas y bajas velocidades de deformación la microdureza es menor, esto se corrobora con los



resultados de EBSD. Por el contrario, a temperaturas de ensayo menores y velocidades de deformación altas se observa un incremento en la microdureza de los aceros TWIP. Se observa que para el acero TWIP-REF la mayor dureza (231.9 HV) se obtuvo en la más baja temperatura y la más alta velocidad de deformación ($950\text{ }^{\circ}\text{C}$ y 10^{-1} s^{-1}) y para el acero TWIP-V (226.6 HV) se presenta a $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ y 10^{-2} s^{-1} .

Los resultados de microdureza mostraron también que el acero que presentó el valor más alto de dureza fue el acero TWIP-Nb (242.6 HV) a la temperatura más baja de 950°C y una velocidad de deformación rápida de 1 s^{-1} . Esto puede ser debido a que el mecanismo de recristalización aún no ha avanzado tanto en el acero, por lo que prevalecen granos deformados, y el deslizamiento de dislocaciones se ve frenado por la reducción en el límite de grano, lo que representa un aumento en la densidad de dislocaciones. Los resultados de microdureza obtenidos para el acero TWIP-Nb son relativamente cercanos con los reportados por Mercado y colaboradores [200], para un acero TWIP 22Mn-0.06Nb sometido a desgaste. Ellos reportaron valores de microdureza Vickers de 234 HV para el acero microaleado con Nb y de 186 HV para el acero de referencia. Dichos valores son asociados a efecto de solución sólida y endurecimiento por precipitación, lo cual coincide con este trabajo de investigación. El aumento en la tasa de endurecimiento por deformación (compresión uniaxial) generalmente se atribuye a una reducción de la trayectoria libre media del deslizamiento de la dislocación. Por otra parte, para el acero TWIP-Ti el mayor valor de dureza encontrado fue de (222.4 HV), el cual es un valor muy cercano al reportado por Mercado y colaboradores [201], para un acero TWIP 21Mn-0.05Ti. Ellos reportaron valores de 224 HV para el acero microaleado con Ti y 207 HV para el acero sin microaleante. El valor más bajo de dureza lo presentó el acero TWIP-Mo (202 HV) a la temperatura de 1100°C y una velocidad de $5\cdot 10^{-4}\text{ s}^{-1}$. En general la dureza de los demás aceros TWIP se mantiene en valores muy similares, con ligera variación entre uno y otro, debido a que los microaleantes quedan mayormente en solución sólida por el tratamiento térmico de solubilizado previamente hecho a los ensayos de compresión uniaxial, por lo que el efecto de endurecimiento por precipitación disminuye y solo se tiene un cierto grado de endurecimiento por deformación.



4.7.6 Mapas de procesamiento de aceros TWIP

4.7.6.1 Parámetro de sensibilidad a la velocidad de deformación “ m ”

Las figuras 4.59-4.64 muestran el ajuste cúbico realizado de las curvas $\log \sigma$ vs $\log \dot{\epsilon}$ a tres niveles de deformación de cada uno de los aceros TWIP bajo estudio.

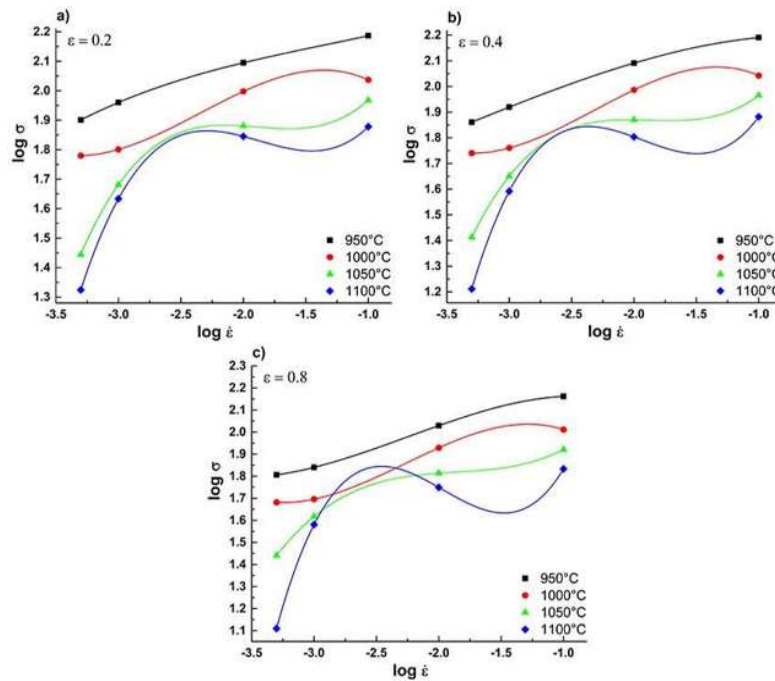


Figura 4.59. Ajuste cúbico de las curvas $\log \sigma$ vs $\log \dot{\epsilon}$ del acero TWIP-REF. a) $\epsilon = 0.2$,
b) $\epsilon = 0.4$, c) $\epsilon = 0.8$

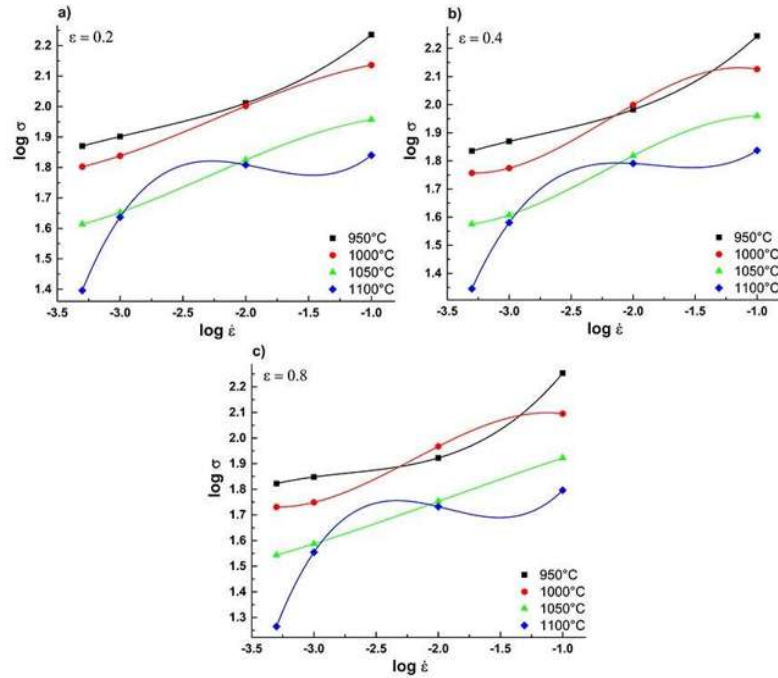


Figura 4.60. Ajuste cúbico de las curvas $\log \sigma$ vs $\log \dot{\epsilon}$ del acero TWIP-V. a) $\epsilon = 0.2$, b) $\epsilon = 0.4$, c) $\epsilon = 0.8$.

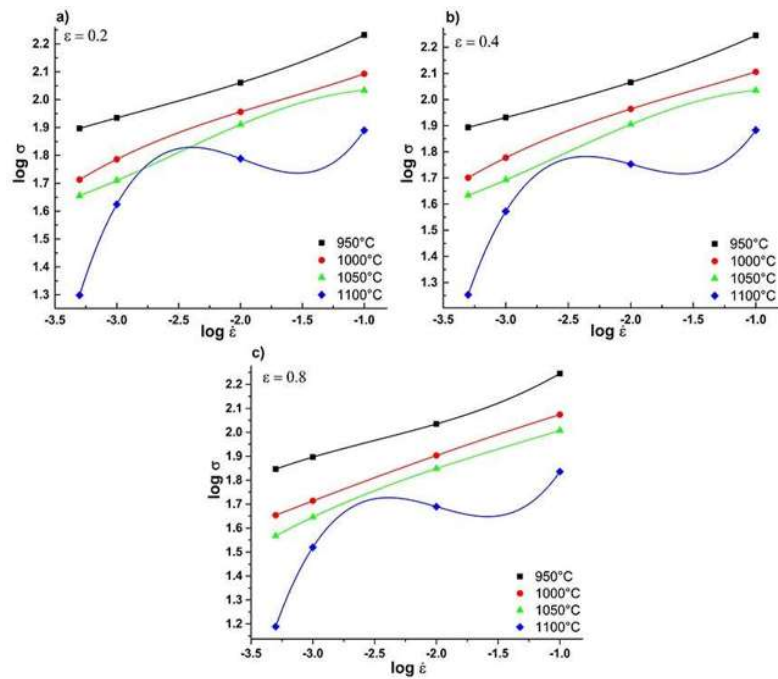


Figura 4.61. Ajuste cúbico de las curvas $\log \sigma$ vs $\log \dot{\epsilon}$ del acero TWIP-Nb. a) $\epsilon = 0.2$, b) $\epsilon = 0.4$, c) $\epsilon = 0.8$

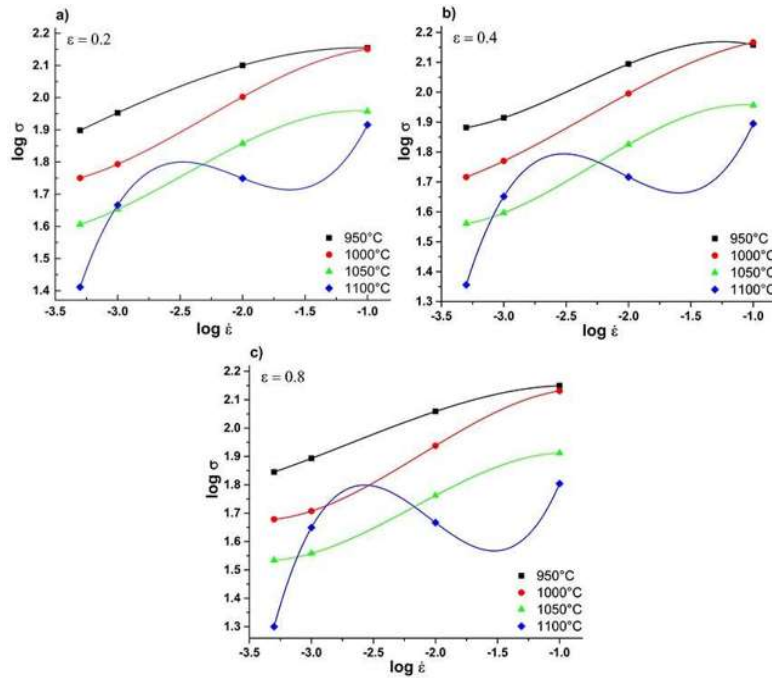


Figura 4.62. Ajuste cúbico de las curvas $\log \sigma$ vs $\log \dot{\epsilon}$ del acero TWIP-Ti. a) $\epsilon = 0.2$, b) $\epsilon = 0.4$, c) $\epsilon = 0.8$

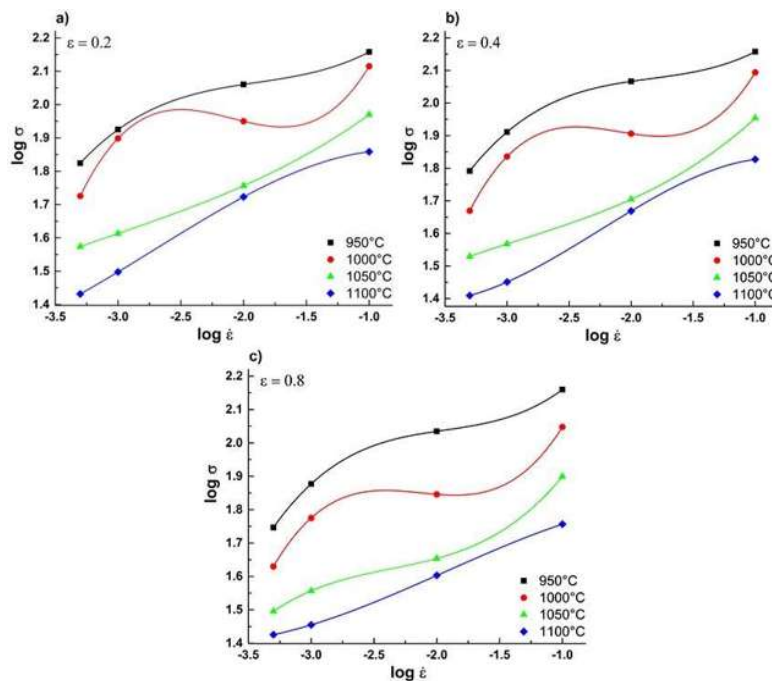


Figura 4.63. Ajuste cúbico de las curvas $\log \sigma$ vs $\log \dot{\epsilon}$ del acero TWIP-Ti/B. a) $\epsilon = 0.2$, b) $\epsilon = 0.4$, c) $\epsilon = 0.8$

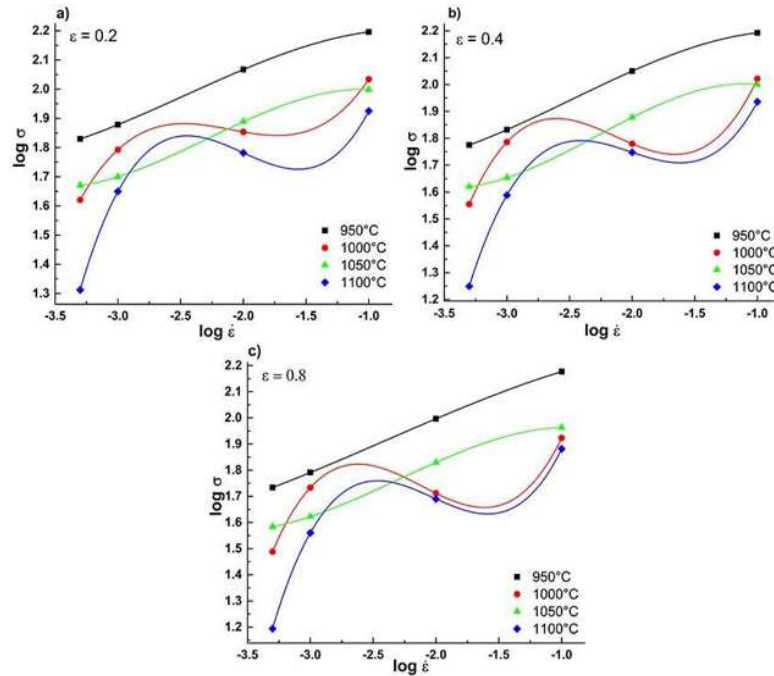


Figura 4.64. Ajuste cúbico de las curvas $\log \sigma$ vs $\log \dot{\epsilon}$ del acero TWIP-Mo. a) $\epsilon = 0.2$, b) $\epsilon = 0.4$, c) $\epsilon = 0.8$

Los resultados de las gráficas $\log \sigma$ vs $\log \dot{\epsilon}$ (figuras 4.59-4.64), mostraron que el esfuerzo aumentó rápidamente en la etapa inicial, luego las curvas aumentaron ligeramente o se mantuvieron estables al aumentar la velocidad de deformación. Este fenómeno indica que los mecanismos de endurecimiento por deformación y de ablandamiento dinámico están presentes al momento del avance en la velocidad de deformación y el aumento del esfuerzo [202]. Durante el proceso de deformación en caliente, el ablandamiento dinámico se convierte gradualmente en el mecanismo dominante, especialmente en el flujo estable.

La fluctuación en m refleja la evolución de la microestructura interna durante el proceso de deformación en caliente. Esto es un índice importante para describir el comportamiento de la deformación plástica. Es más probable que la sensibilidad a una velocidad de deformación alta (valores altos de m) obtenga buenas propiedades de plasticidad, y una sensibilidad a una velocidad de deformación baja (valores bajos de m) puede implicar la formación de defectos dentro del material [203]. Como se muestra en las figuras 4.59-4.64, y posteriormente en las figuras 4.65-4.70, los aceros TWIP-REF, -V, -Nb, -Ti y -Mo muestran valores altos de m . Los elementos microaleantes pueden ayudar a estabilizar la fluctuación de m como se observa en las figuras 4.65-4.70. Por otra parte, el B en el acero TWIP-Ti/B tiende a disminuir la

temperatura de conformado, es por tanto que el valor más alto de m se presenta a más bajas temperaturas.

Las figuras 4.65-4.70 muestran los mapas en 3D del parámetro de sensibilidad a la velocidad de deformación “ m ” para los aceros TWIP bajo estudio a los diferentes niveles de deformación. Se puede observar que el parámetro “ m ” incrementa al aumentar la temperatura y disminuir la velocidad de deformación, para todos los aceros a los 3 niveles de deformación, a excepción del acero TWIP-Ti/B donde el parámetro “ m ” incrementa a temperaturas más bajas y velocidades de deformación menores.

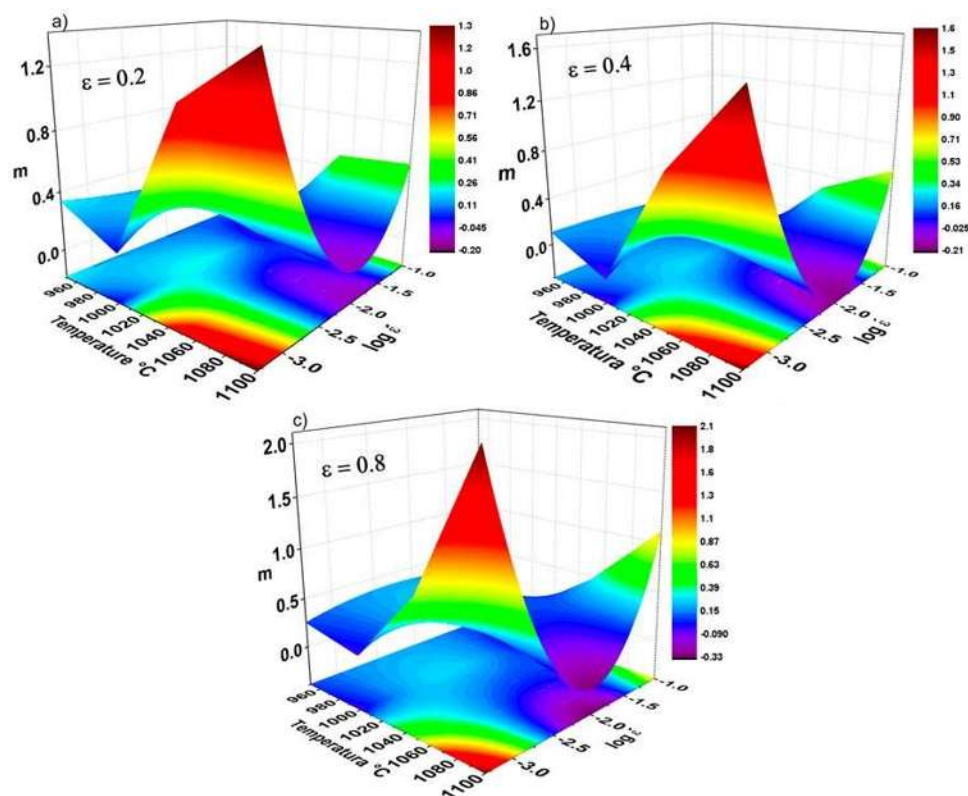


Figura 4.65. Mapa 3D del parámetro de sensibilidad a la velocidad de deformación m del acero TWIP-REF. a) $\varepsilon = 0.2$, b) $\varepsilon = 0.4$, c) $\varepsilon = 0.8$

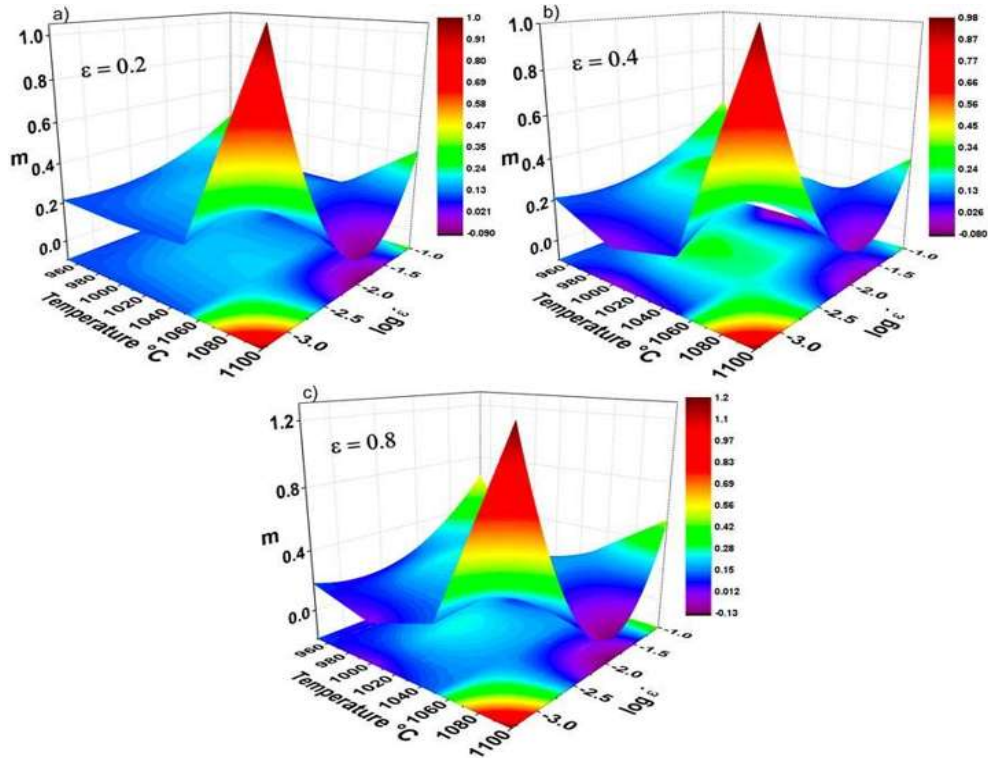


Figura 4.66. Mapa 3D del parámetro de sensibilidad a la velocidad de deformación m del acero TWIP-V. a) $\epsilon = 0.2$, b) $\epsilon = 0.4$, c) $\epsilon = 0.8$

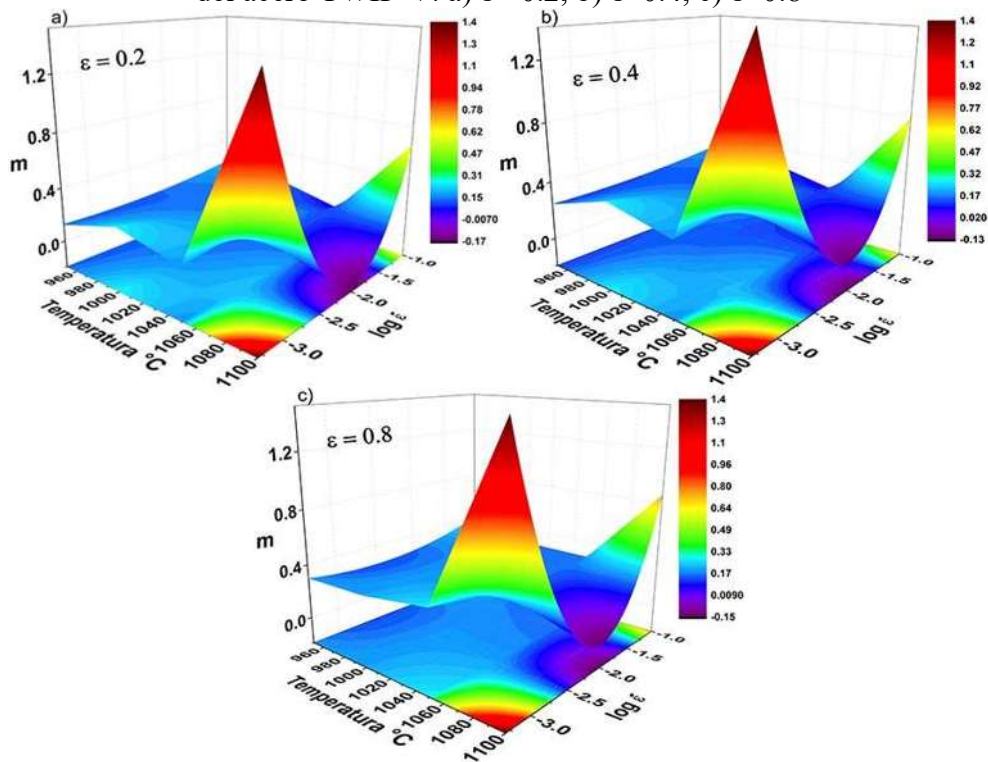


Figura 4.67. Mapa 3D del parámetro de sensibilidad a la velocidad de deformación m del acero TWIP-Nb. a) $\epsilon = 0.2$, b) $\epsilon = 0.4$, c) $\epsilon = 0.8$

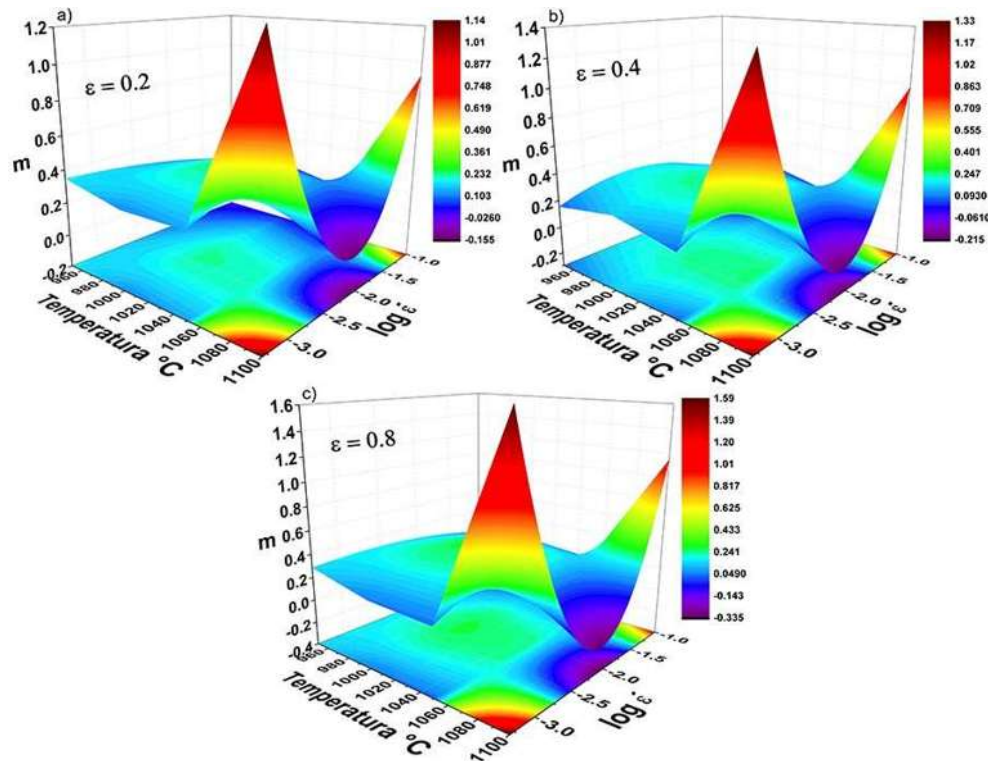


Figura 4.68. Mapa 3D del parámetro de sensibilidad a la velocidad de deformación m del acero TWIP-Ti. a) $\varepsilon = 0.2$, b) $\varepsilon = 0.4$, c) $\varepsilon = 0.8$

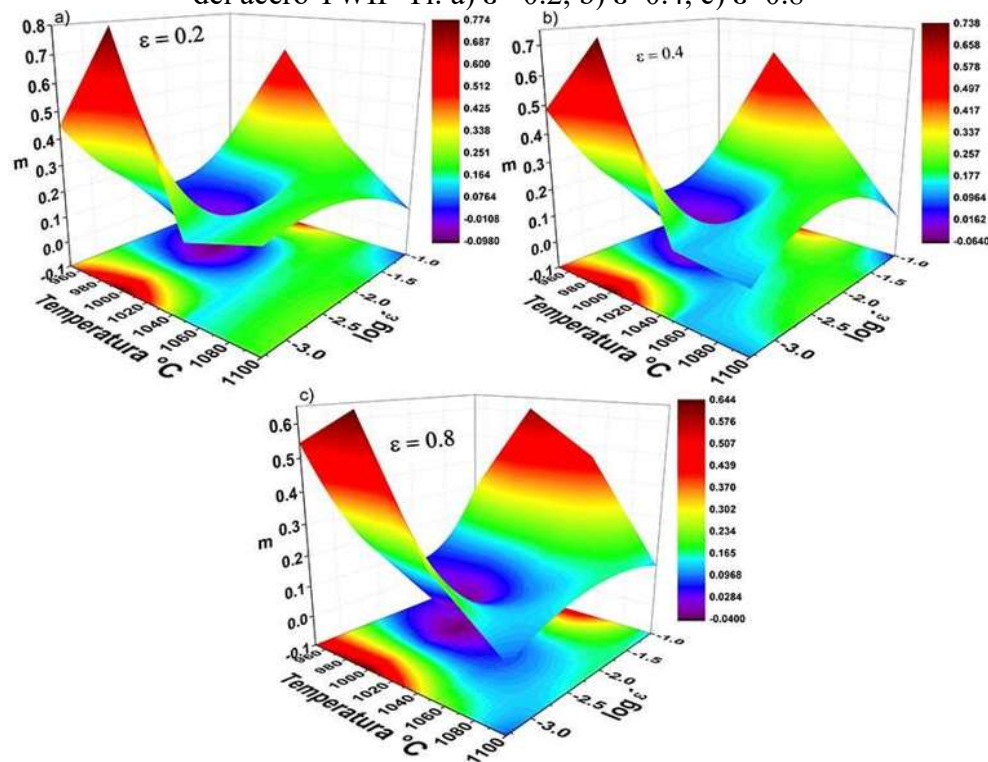


Figura 4.69. Mapa 3D del parámetro de sensibilidad a la velocidad de deformación m del acero TWIP-Ti/B. a) $\varepsilon = 0.2$, b) $\varepsilon = 0.4$, c) $\varepsilon = 0.8$

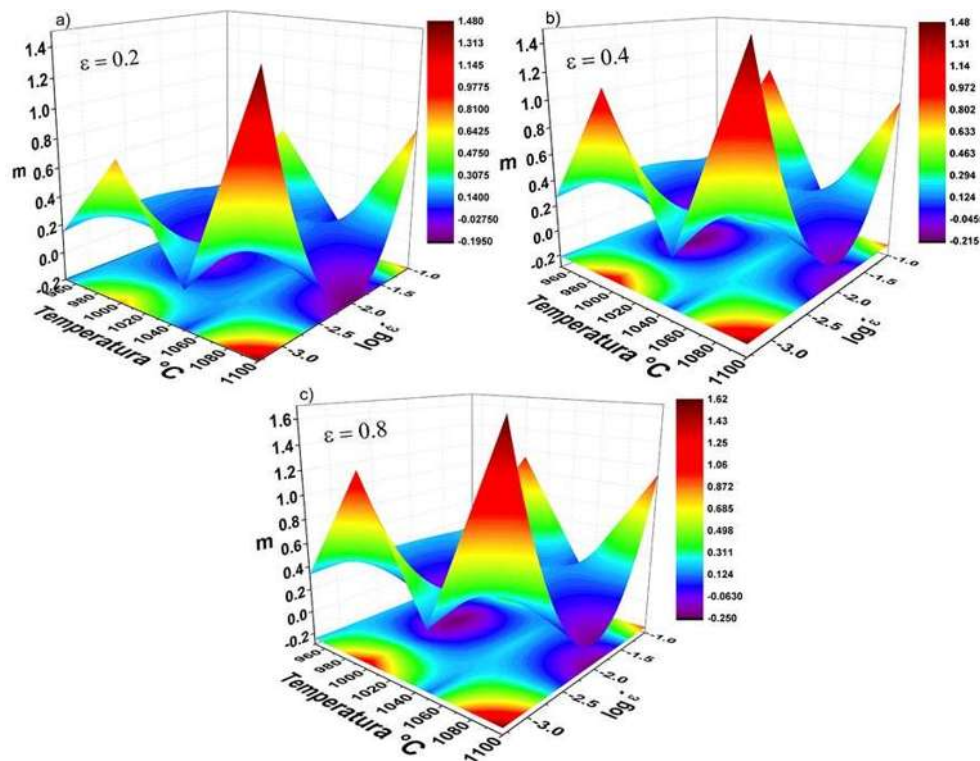


Figura 4.70. Mapa 3D del parámetro de sensibilidad a la velocidad de deformación m del acero TWIP-Mo. a) $\epsilon = 0.2$, b) $\epsilon = 0.4$, c) $\epsilon = 0.8$

Como se observa en las figuras 4.65-4.70, los valores de m para el acero TWIP-REF a los distintos valores de deformación aumentan al incrementar la temperatura (1100°C) y disminuir la velocidad de deformación ($5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$), a excepción del acero TWIP Ti/B en el cual se presenta el aumento del parámetro m en el rango de temperatura de 950-1050°C y bajas velocidades de deformación. Así mismo, se observa una tendencia similar del valor de m para los tres niveles de deformación $\epsilon = 0.2$, 0.4 , y 0.8 , teniendo valores de m elevados. Un valor de m por encima de 0.3 corresponde a deslizamiento del límite de grano [204]. De acuerdo con Ozturk y colaboradores [205] el parámetro de sensibilidad a la velocidad de deformación m tiene un gran efecto en la capacidad de absorción de energía del material. Este efecto se incrementa si m toma valores positivos. Debido a esto el material tiende a soportar la deformación a la cual es sometido antes de llegar a la fractura incrementando su grado de absorción de energía.

Para $\epsilon = 0.8$, se alcanza el valor más alto de m (2.07) y esto puede ser debido a los mecanismos de recristalización dinámica y deslizamiento de límite de grano. Valores en los rangos de 0.3



a 0.6 (zonas en verde figuras 4.65-4.70) corresponden a valores intermedios de m donde pueden presentarse los fenómenos de deslizamiento del límite de grano, recrystalización y recuperación dinámica. A medida que aumenta la deformación, la región de $m > 0.3$ se hace más pequeña y solo aparece a temperaturas altas y velocidades de deformación lentas. Así mismo en las figuras 4.65-4.70 se puede observar que valores de $m < 3$ se presentan a bajas temperaturas y altas velocidades de deformación. Los valores negativos $m < 0$ (zonas en púrpura) representan condiciones inestables del material como los son: envejecimiento por deformación dinámica en el que las dislocaciones en movimiento se bloquean y desbloquean repetidamente mediante átomos de soluto que se mueven más rápido [206], formación de bandas de cizallamiento e iniciación y crecimiento de microgrietas [207-208]. Está claro que el factor clave que decide el comportamiento dinámico del material en el trabajo en caliente es la sensibilidad a la velocidad de deformación del esfuerzo que, en términos físicos simples, decide el camino que el material escoge constitutivamente bajo un conjunto dado de condiciones de trabajo en caliente (por ejemplo, temperatura y velocidad de deformación).

4.7.6.2 Mapas de eficiencia de disipación de energía “ η ”

Las figuras 4.71-4.76 muestran los mapas de eficiencia de disipación de energía (η). El coeficiente de disipación de energía η está relacionado con el valor de la entropía interna del material durante los procesos de deformación en caliente. Los valores de η , se calcularon utilizando la ecuación (8) y se procedió a la construcción de los mapas de disipación de energía a los diferentes niveles de deformación descritos anteriormente.

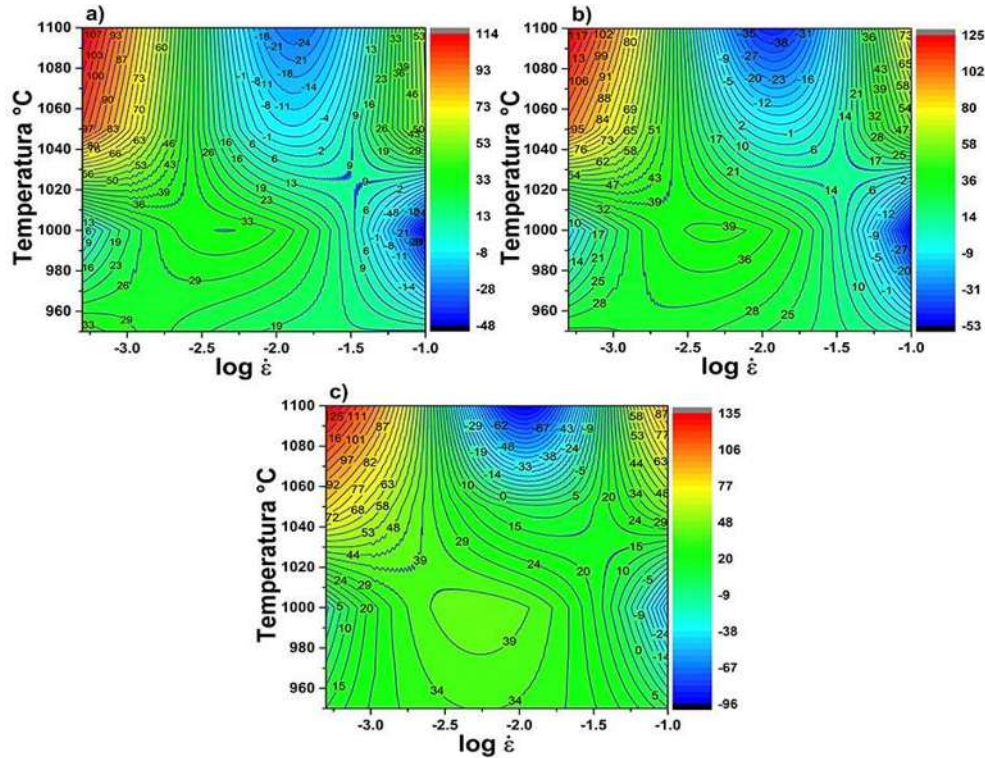


Figura 4.71. Mapas de contorno de eficiencia de disipación de energía η del acero TWIP-REF. a) $\epsilon=0.2$, b) $\epsilon=0.4$, c) $\epsilon=0.8$

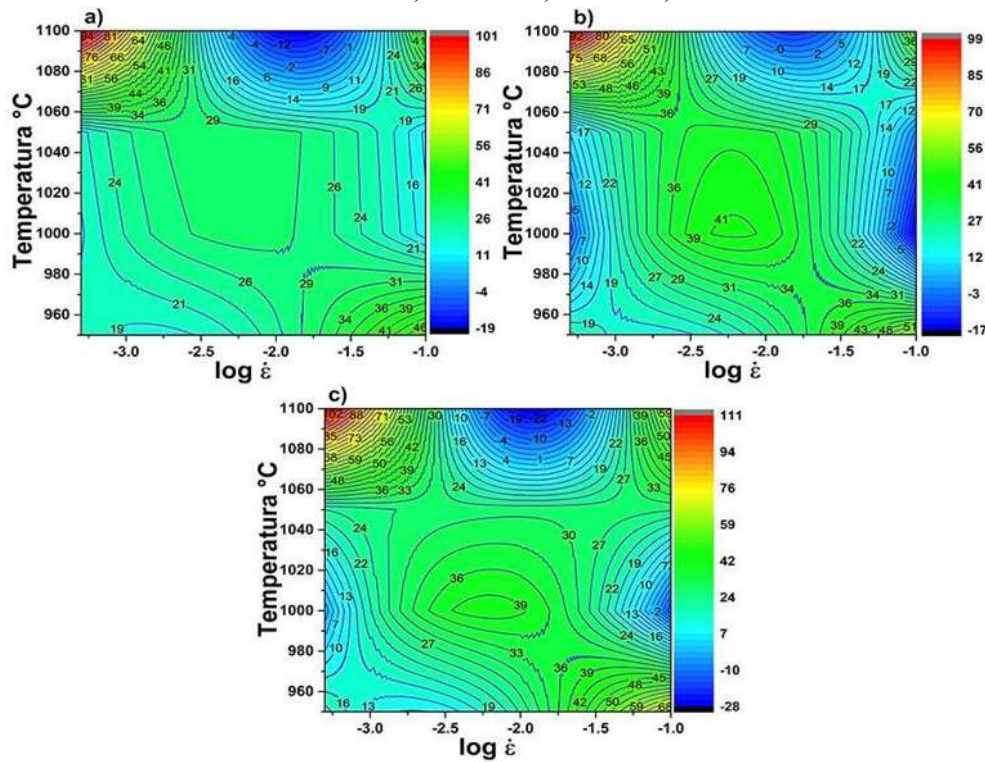


Figura 4.72. Mapas de contorno de eficiencia de disipación de energía η del acero TWIP-V. a) $\epsilon=0.2$, b) $\epsilon=0.4$, c) $\epsilon=0.8$

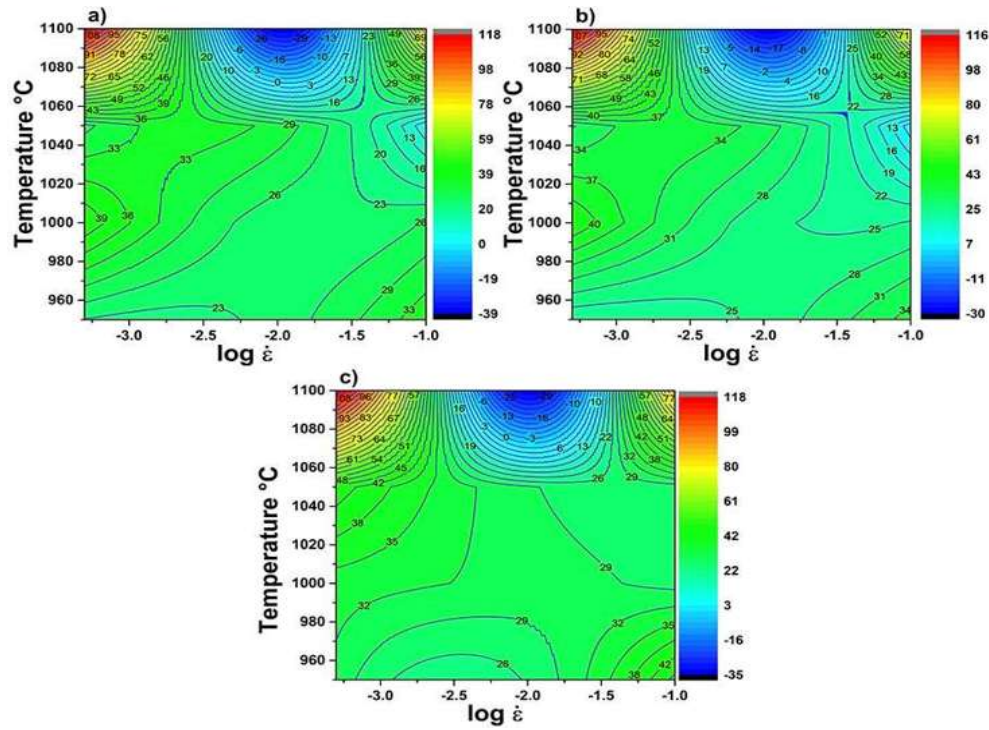


Figura 4.73. Mapas de contorno de eficiencia de disipación de energía η del acero TWIP-Nb. a) $\epsilon = 0.2$, b) $\epsilon = 0.4$, c) $\epsilon = 0.8$

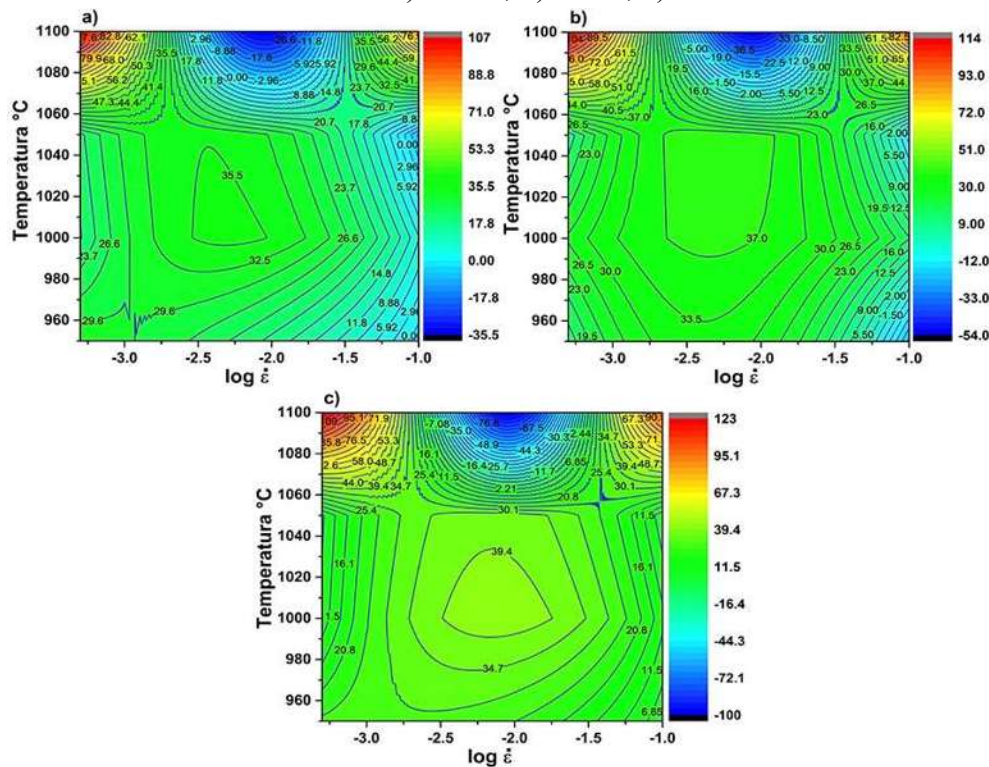


Figura 4.74. Mapas de contorno de eficiencia de disipación de energía η del acero TWIP-Ti. a) $\epsilon = 0.2$, b) $\epsilon = 0.4$, c) $\epsilon = 0.8$

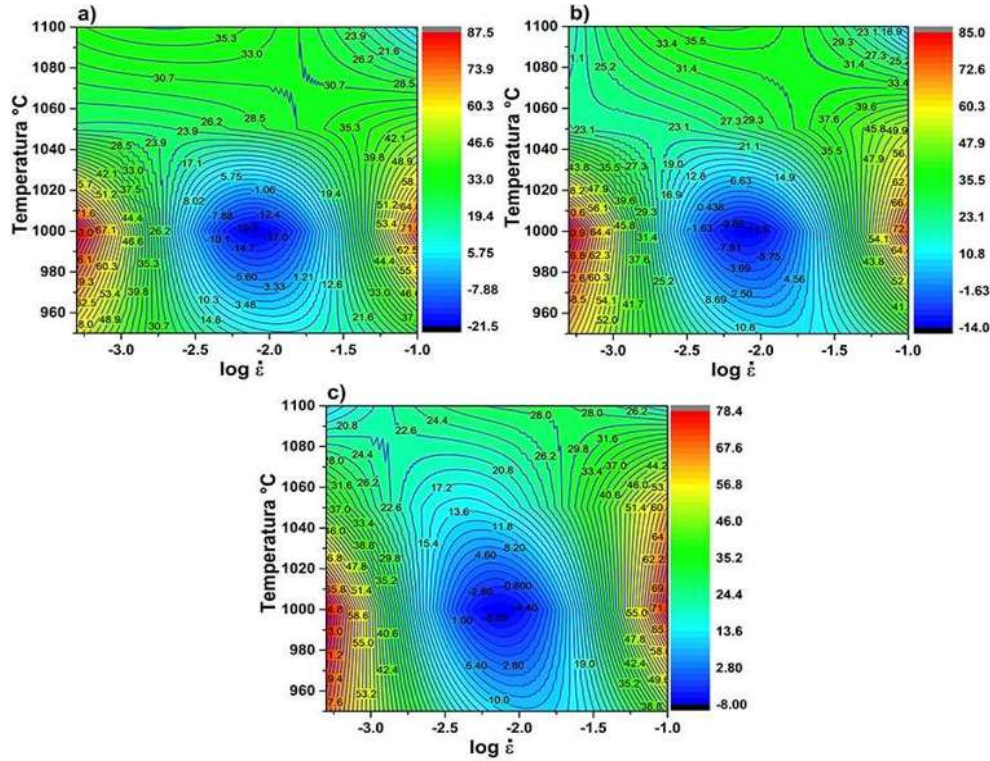


Figura 4.75. Mapas de contorno de eficiencia de disipación de energía η del acero TWIP-Ti/B. a) $\epsilon=0.2$, b) $\epsilon=0.4$, c) $\epsilon=0.8$

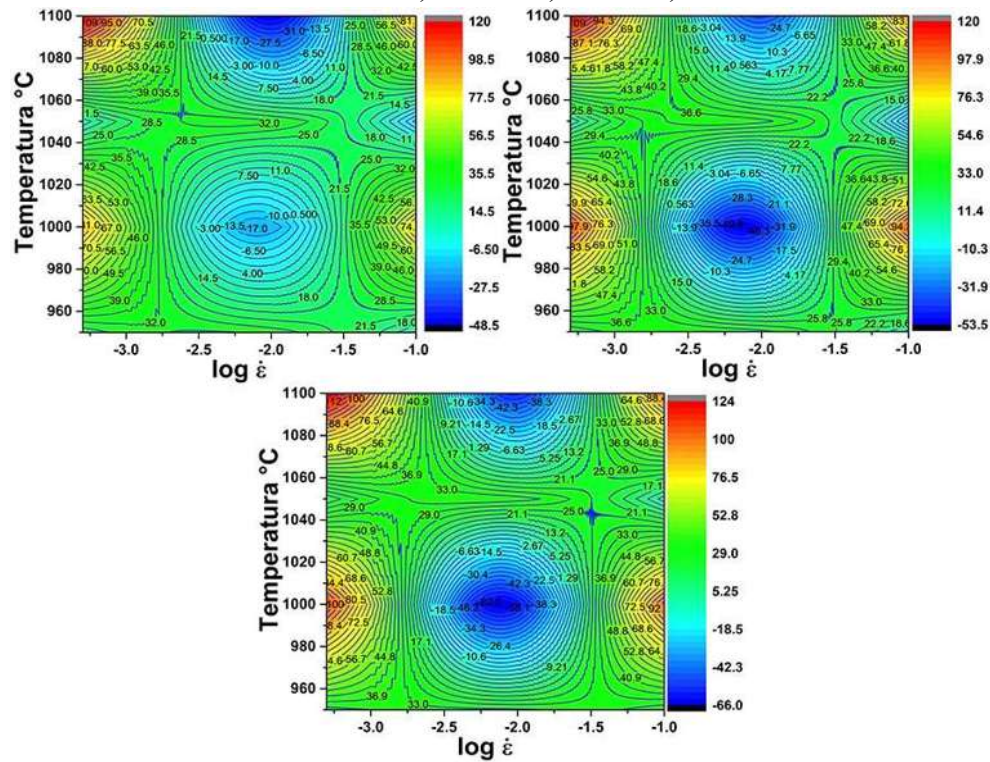


Figura 4.76. Mapas de contorno de eficiencia de disipación de energía η del acero TWIP-Mo. a) $\epsilon=0.2$, b) $\epsilon=0.4$, c) $\epsilon=0.8$



Como se observa de las figuras 4.71-4.76 el coeficiente de disipación de energía η tiende a incrementar cuando la temperatura de deformación incrementa y disminuye la velocidad de deformación. Las zonas que se encuentran en rojo y amarillo corresponden a las zonas donde la eficiencia de disipación de energía η es mayor del 60%, estas zonas representarían las mejores condiciones para el conformado en caliente, es decir, altas temperaturas y bajas velocidades de deformación, a excepción del acero TWIP-Ti/B, en el cual los valores mayores de η se encuentran a temperaturas en el rango de los 950-1000°C y bajas velocidades de deformación de $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Como se ha mencionado anteriormente, los valores de eficiencia altos representan parte de la energía asociada a los cambios microestructurales del material. Por lo tanto, es necesario conocer que mecanismos son benéficos para el material y cuales son perjudiciales. Por una parte, los mecanismos que benefician las condiciones de conformado del material a altas temperaturas son la recrystalización dinámica, el ablandamiento dinámico y el deslizamiento de límite de grano mediante fenómenos asociados a la difusión. Al contrario, los mecanismos que detrimentan el conformado del material a altas temperaturas son el incremento de vacancias, agrietamiento, bandas de cizalladura y algunos otros tipos de inestabilidad plástica [209].

Ya que los aceros TWIP bajo estudio cuentan con contenidos de Mn superiores al 21% en peso, así como contenidos de Al, S y N, es muy común la aparición de inclusiones no metálicas como AlN y MnS. El Al tiene afinidad con el N libre, así como el Mn con el S disuelto en la matriz, lo que propicia la formación de ambos precipitados. La presencia de inclusiones no metálicas en aceros TWIP microaleados tiene un efecto significativo, ya que éstas tienden a afectar la fluencia plástica en caliente durante la deformación [210]. Cuando las inclusiones de MnS y AlN se alojan en los límites de grano, estas pueden facilitar la formación de fisuras en el material. Por ende, al saber que las inclusiones no metálicas de este tipo se encuentran alojadas en estos sitios, ahí es donde se determinaría la existencia de zonas con menores valores de eficiencia η , subsecuentemente, zonas de inestabilidad de la fluencia plástica. En este trabajo de investigación, las zonas delimitadas en color azul de las figuras 4.71-4.76 se consideran “sumideros” que presentan las zonas con menores valores de eficiencia η posiblemente causadas por la presencia de inclusiones no metálicas de MnS y AlN. De igual manera, estas zonas presentan la mayor cantidad de recrystalización dinámica discontinua, lo que se refleja en zonas con tamaños de grano heterogéneos, granos



recristalizados alrededor de granos deformados lo cual indica claramente estructuras tipo “necklace”, las cuales son causas de igual manera de inestabilidades de la fluencia plástica.

4.7.6.2 Mapas de procesamiento de los aceros TWIP

Una vez obtenido el mapa de disipación de energía, a través del criterio propuesto por, Kumar y Prasad [105-106] para predecir la aparición de inestabilidad de fluencia plástica durante la deformación en caliente (ecuación 9) se procedió a determinar el mapa de inestabilidad para cada uno de los aceros TWIP. Los mapas de inestabilidad reflejan valores negativos indicando las regiones donde la fluencia plástica durante la deformación es más inestable.

Las figuras 4.77-4.82 presentan los distintos mapas de procesamiento superponiendo el mapa de inestabilidad y el mapa de disipación de energía para los distintos aceros TWIP microaleados a los diferentes niveles de deformación descritos anteriormente. Los diferentes dominios de los mapas de procesamiento se interpretan en función de los cambios microestructurales descritos. Los números de contorno representan el porcentaje de eficiencia de disipación de energía y las zonas más oscuras corresponde a las zonas de inestabilidad de la fluencia plástica.

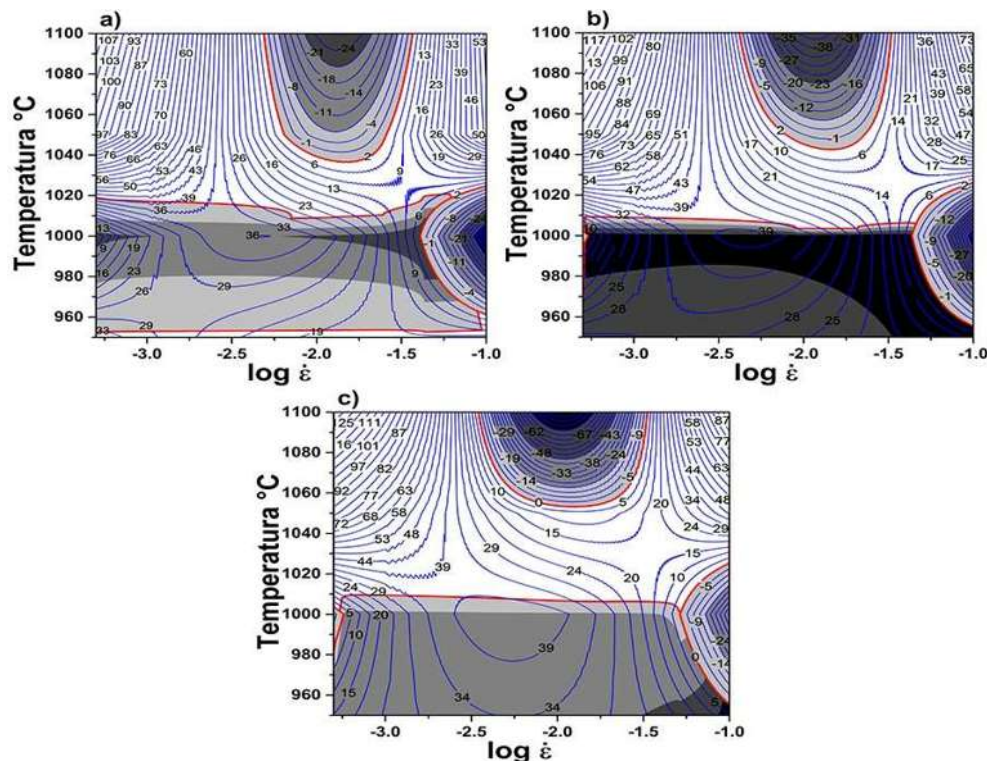


Figura 4.77. Mapas de procesamiento del acero TWIP-REF. a) $\epsilon = 0.2$, b) $\epsilon = 0.4$, c) $\epsilon = 0.8$.

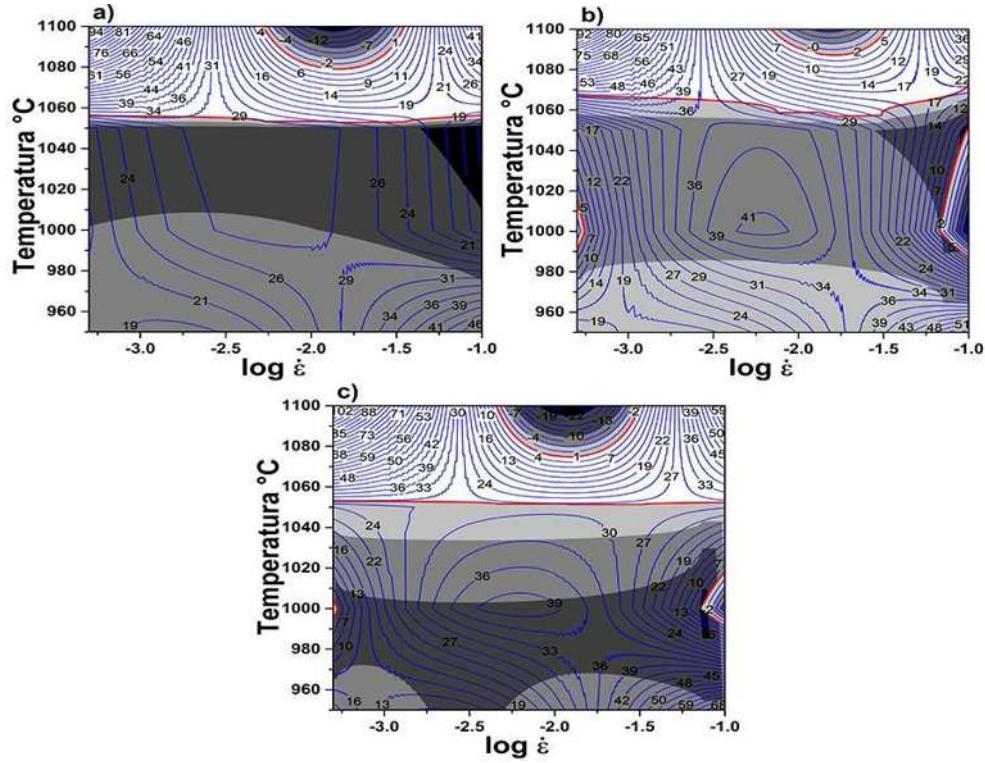


Figura 4.78. Mapas de procesamiento del acero TWIP-V. a) $\epsilon=0.2$, b) $\epsilon=0.4$, c) $\epsilon=0.8$.

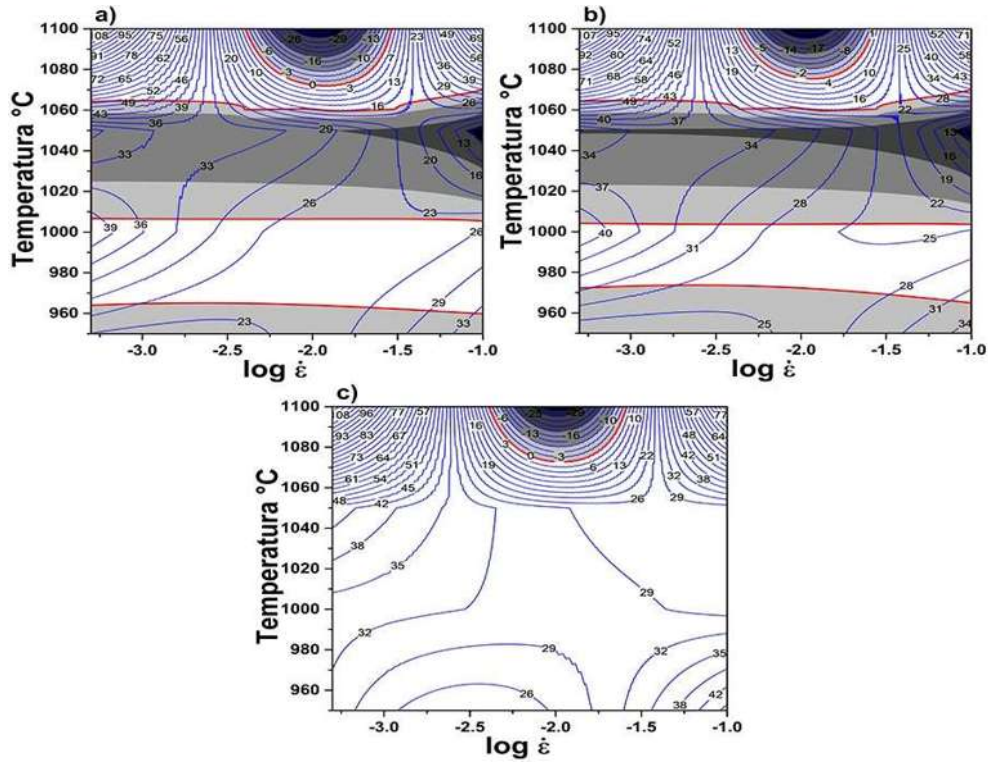


Figura 4.79. Mapas de procesamiento del acero TWIP-Nb. a) $\epsilon=0.2$, b) $\epsilon=0.4$, c) $\epsilon=0.8$.

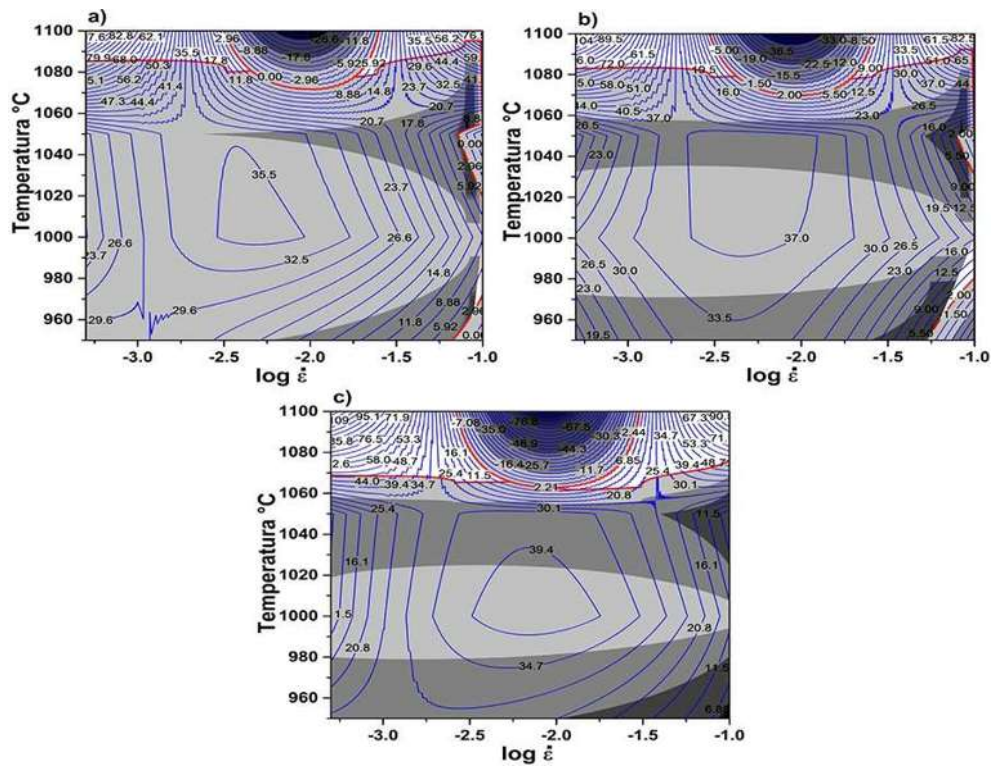


Figura 4.80. Mapas de procesamiento del acero TWIP-Ti. a) $\varepsilon=0.2$, b) $\varepsilon=0.4$, c) $\varepsilon=0.8$.

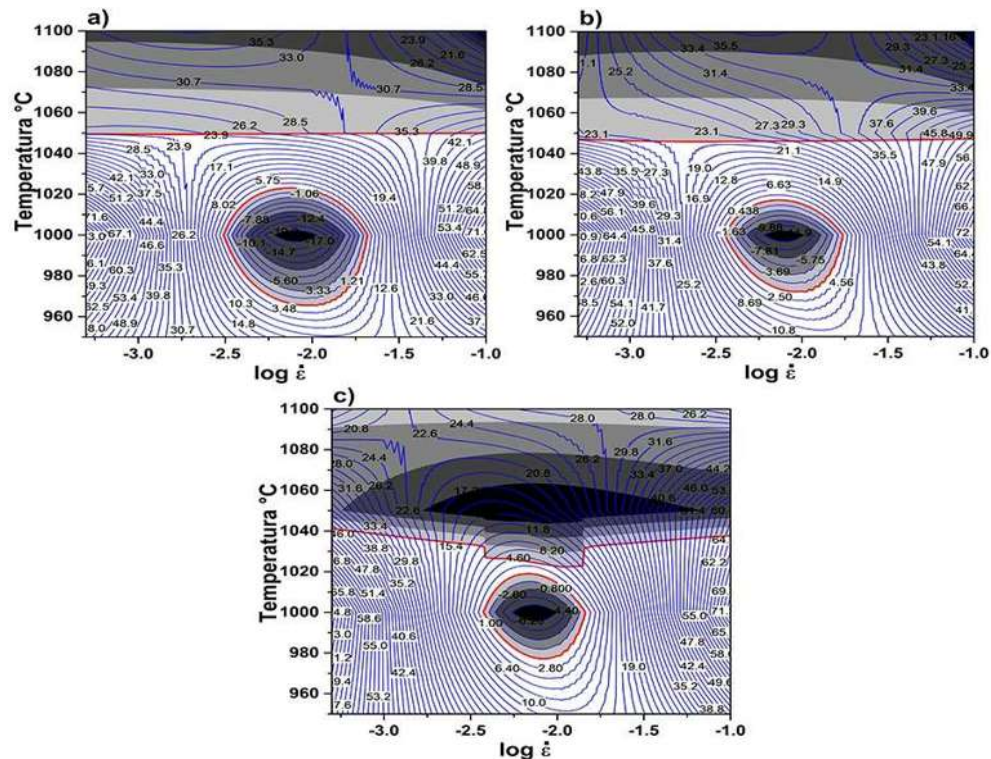


Figura 4.81. Mapas de procesamiento del acero TWIP-Ti/B. a) $\varepsilon=0.2$, b) $\varepsilon=0.4$, c) $\varepsilon=0.8$.

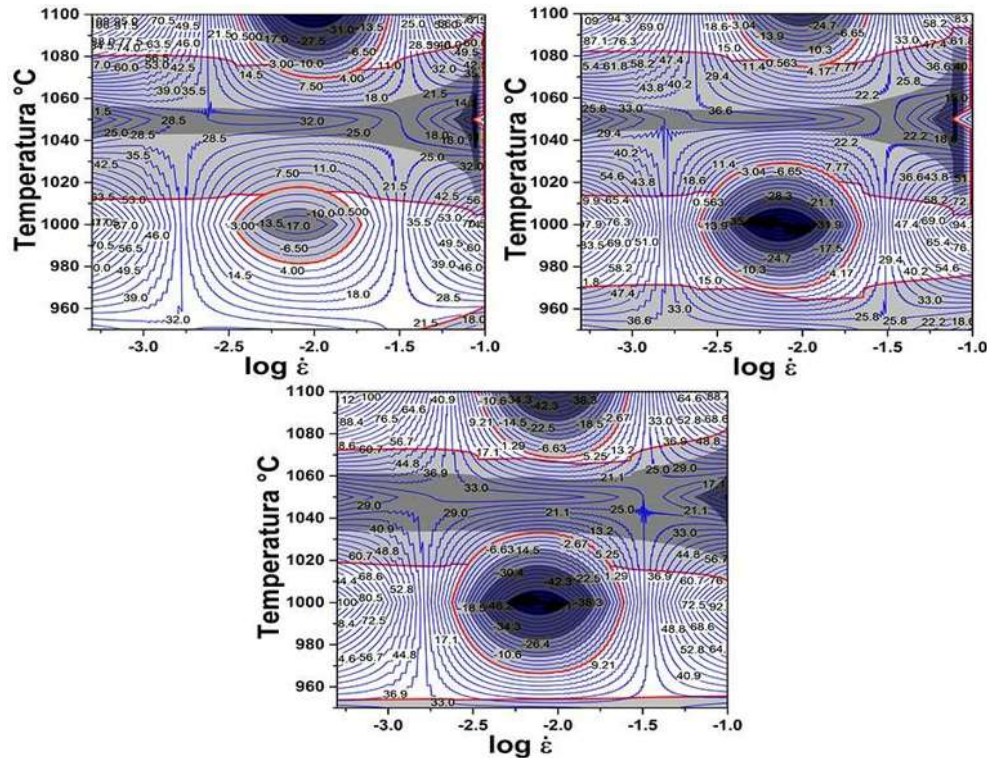


Figura 4.82. Mapas de procesamiento del acero TWIP-Mo. a) $\epsilon = 0.2$, b) $\epsilon = 0.4$, c) $\epsilon = 0.8$.

Como se puede observar de las figuras 4.77-4.82 las zonas en escala de grises representan los valores calculados del parámetro de inestabilidad (ξ) en donde el material presentará defectos a las temperaturas y velocidades de deformación que se encuentren dentro de esta zona.

Para el acero TWIP-REF se presenta una condición similar a cada valor de deformación. Se muestra que las zonas más seguras para trabajar este acero son a temperaturas por encima de los 1000 °C y velocidades de deformación altas y bajas. Sin embargo, los mayores valores de eficiencia se presentan a altas temperaturas y bajas velocidades de deformación, por lo que la zona izquierda superior del mapa sería la zona más segura para trabajar el material sin riesgo de defectos.

Para el acero TWIP-Nb las zonas de seguridad para trabajar el material al igual que para el acero TWIP-REF son las zonas de altas temperaturas y bajas y altas velocidades de deformación. De igual manera tomado en cuenta el mapa de disipación de energía para este material, la mayor eficiencia se encuentra a altas temperaturas 1100 °C y velocidades de



deformación de $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. El efecto que tiene el Nb como microaleante se presenta para la deformación de $\epsilon=0.8$ donde se incrementa el rango de seguridad para el conformado del material desde 950 hasta 1100 °C para velocidades de deformación de 0.1 s^{-1} y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Sin embargo, para velocidades de deformación entre 0.01 s^{-1} y 0.001 s^{-1} el rango de temperatura efectiva para el trabajo en caliente solo se incrementa desde los 950 hasta los 1050 °C.

En el caso del acero TWIP-Ti se presenta una mayor área de inestabilidad en los tres niveles de deformación. Se aprecia que las únicas zonas de seguridad son a altas temperaturas como 1100 °C y velocidades de deformación de 0.1 s^{-1} y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Nuevamente tomando en cuenta el mapa de disipación de energía para este acero (figura 4.68), la mayor eficiencia $\eta=107$, 114 y 123 para $\epsilon=0.2$, $\epsilon=0.4$, $\epsilon=0.8$, respectivamente, se encuentra en la zona de 1100 °C y velocidad de deformación de $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Esto puede deberse principalmente a la presencia de partículas precipitadas de TiN y TiC, las cuales comienzan su formación por debajo de los 1200 °C y pueden llegar a retrasar el proceso de recrystalización dinámica.

Por otra parte, para el acero TWIP-Ti/B se presenta un cambio en las condiciones de seguridad para el trabajo de este material a altas temperaturas. Los mapas de procesamiento a las tres deformaciones establecidas muestran que en el rango de 950-1050 °C a velocidades de deformación de 0.1 s^{-1} y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ serían las zonas seguras para el conformado de este acero. Sin embargo, las mejores condiciones se presentan a la temperatura de 1050 °C y velocidad de deformación de $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, ya que es donde se presenta el mayor valor de la eficiencia. Para este acero es evidente el efecto que tiene el B como microaleante ya que ayuda a disminuir la temperatura que se requiere para el conformado en caliente. Algunos investigadores [64-146] han informado que el B facilita la fluencia plástica en caliente debido a un efecto de arrastre de soluto por los átomos de B en los límites de grano austenítico y también presenta un efecto suavizante producido por solución sólida.

Para el acero TWIP-V las temperaturas efectivas de conformado en caliente van desde 1050 hasta 1100 °C para los tres niveles de deformación, y la velocidad de deformación más efectiva es $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, siendo está la zona que muestra la mayor eficiencia.

Por último, para el acero TWIP-Mo el mapa de procesamiento muestra cuatro regiones seguras para el conformado en caliente. La primera se encuentra en el rango de temperatura de 970 hasta 1010 °C para velocidades de deformación de $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. La segunda se presenta



en el mismo rango de temperatura, pero a velocidades de 0.001 s^{-1} y 0.1 s^{-1} . Las zonas dos y tres se presentan a una temperatura de $1100 \text{ }^{\circ}\text{C}$ y velocidades de deformación de 0.1 s^{-1} y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. A $1100 \text{ }^{\circ}\text{C}$ y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ se presenta una zona con una eficiencia elevada.

Autores como Zhang y colaboradores [107] establecieron el mapa de procesamiento para un acero TWIP Fe-0.19C-23Mn-1.86Al-0.15Si en el rango de temperaturas de $900\text{-}1150 \text{ }^{\circ}\text{C}$ y velocidades de deformación de $0.001\text{-}20 \text{ s}^{-1}$, mostrando la comparación de resultados entre diferentes criterios de inestabilidad basados en el DMM. Ellos determinaron que la inestabilidad de la fluencia plástica ocurre en el rango de $900\text{-}1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$ con una velocidad de deformación de $0.1\text{-}20 \text{ s}^{-1}$. Por otra parte, Marandi y colaboradores. [108] establecieron el mapa de procesamiento para un acero TWIP-TRIP Fe-0.11C-21Mn-1.6Al-2.7Si determinando la zona específica donde se presenta la recrystalización dinámica. Esta zona se encuentra a la temperatura de $800\text{-}900 \text{ }^{\circ}\text{C}$ con velocidades de deformación de $0.001\text{-}0.01 \text{ s}^{-1}$. También reportaron que una zona de inestabilidad se presentó a temperaturas por debajo de los $900 \text{ }^{\circ}\text{C}$ y velocidades de deformación de $0.01\text{-}1 \text{ s}^{-1}$.

Cabe resaltar que para todos los aceros TWIP bajo estudio habría que descartar la posibilidad de un conformado en caliente a la temperatura de 1100°C y velocidades de deformación de 0.01 s^{-1} , ya que como se observa de los mapas de disipación de energía, así como de los mapas de procesamiento, en esta región existe un “sumidero”, lo cual determina que al trabajar con esta velocidad de deformación y temperatura el material será más propenso a presentar defectos. Esta misma condición se presenta para los aceros TWIP-Ti/B y TWIP-Mo, pero a una temperatura de $1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$ donde estos aceros pudiesen presentar defectos al momento del conformado.

4.8 Inestabilidad de la fluencia plástica de los aceros TWIP

Las figuras 4.83-4.88 muestran algunas evidencias de la inestabilidad de la deformación plástica de los aceros TWIP durante los ensayos de compresión uniaxial en caliente a una escala macro y microestructural.

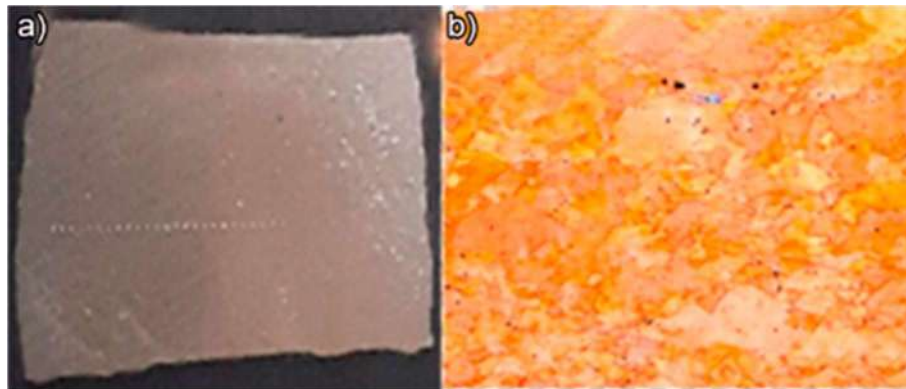


Figura 4.83. Acero TWIP-REF, muestra deformada a 1000 °C y $\dot{\epsilon}=5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$

a) Macrografía de la muestra, b) microestructura de la muestra con presencia de estructuras “necklace”.

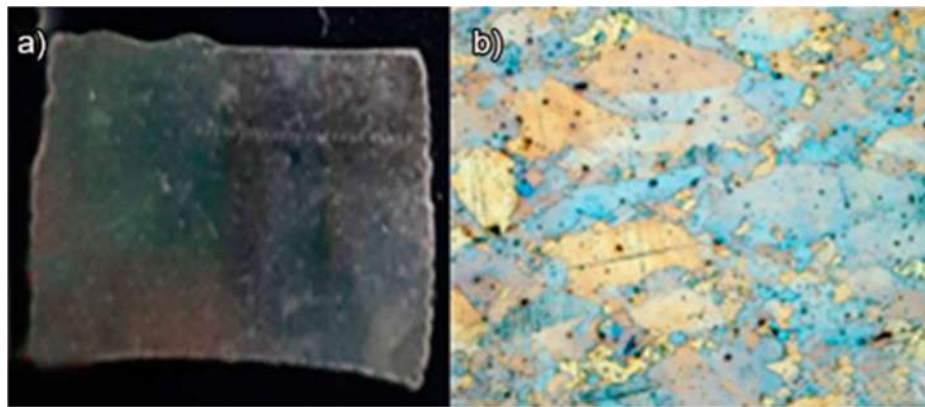


Figura 4.84. Acero TWIP-V, Muestra deformada a 1000 °C y $\dot{\epsilon}=0.001 \text{ s}^{-1}$ a) Macrografía de la muestra, b) microestructura de la muestra con presencia de estructuras “necklace”.

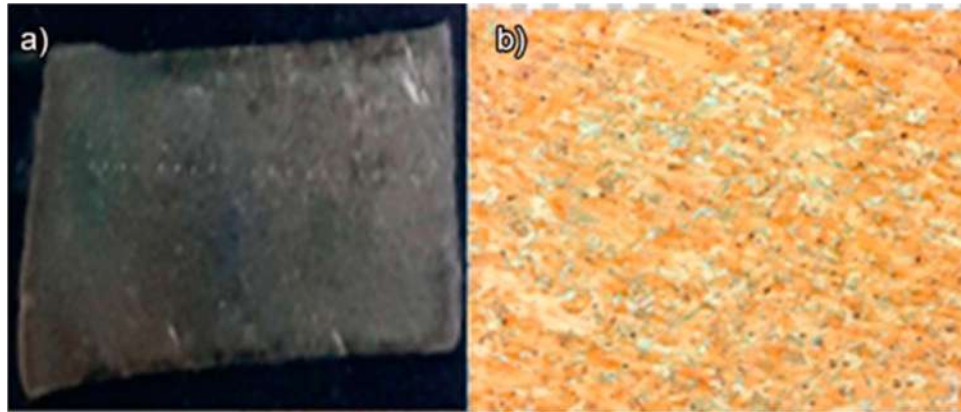


Figura 4.85. Acero TWIP-Nb, Muestra deformada a 1000 °C y $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ a) Macrografía de la muestra, b) microestructura de la muestra con presencia de estructuras “necklace”.

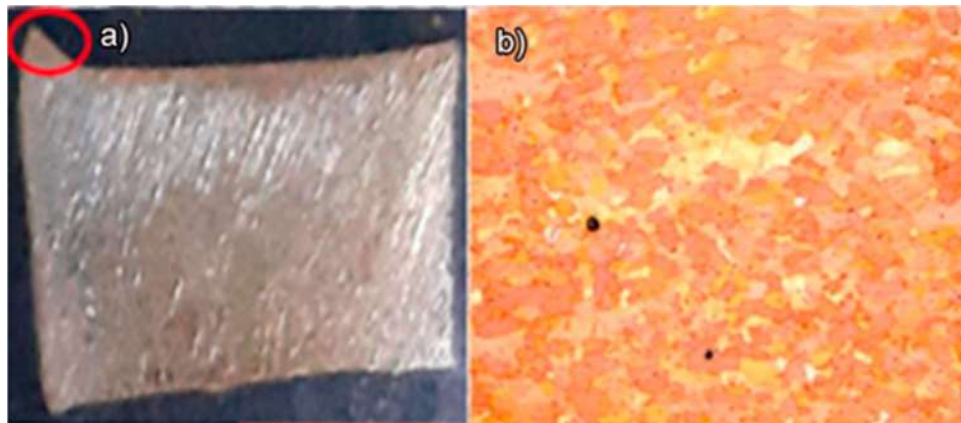


Figura 4.86. Acero TWIP-Ti, Muestra deformada a 1050 °C y $\dot{\epsilon}=5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ a) Macrografía de la muestra, b) microestructura de la muestra con presencia de estructuras “necklace”.

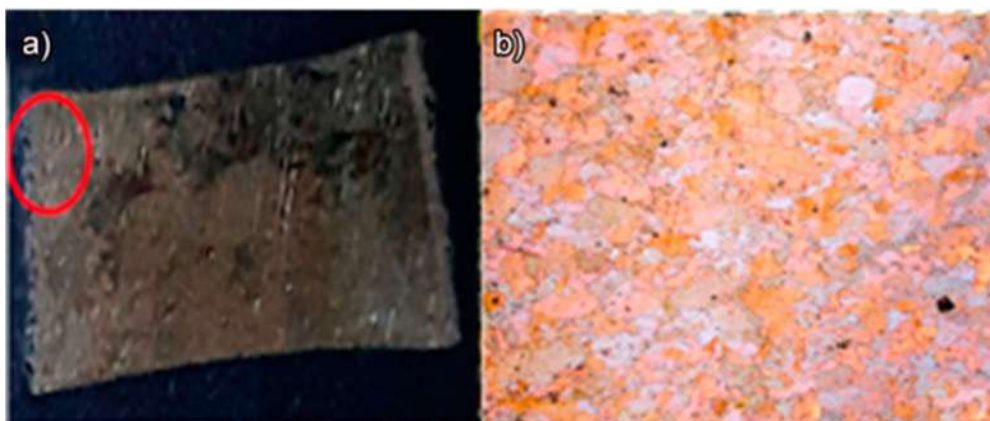


Figura 4.87. Acero TWIP-Ti/B, Muestra deformada a 1050 °C y $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ a) Macrografía de la muestra, b) microestructura de la muestra con presencia de estructuras “necklace”.

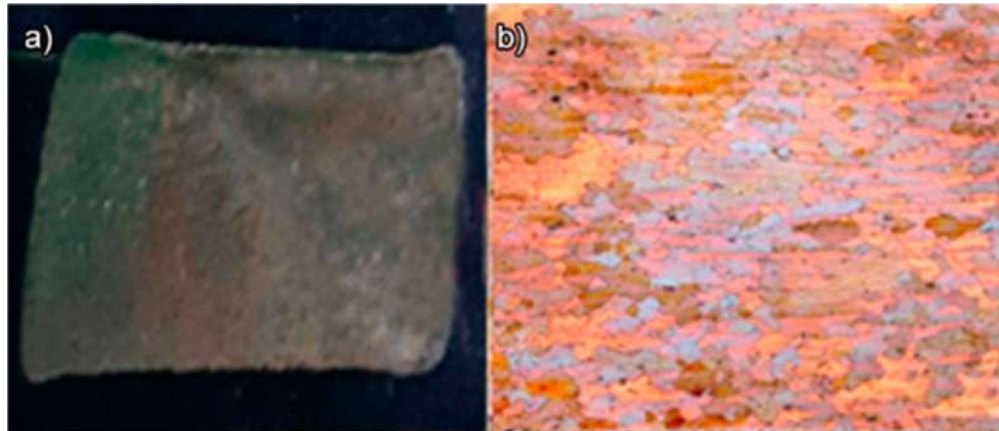


Figura 4.88. Acero TWIP-Mo, Muestra deformada a 1050 °C y $\dot{\epsilon}=5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ a)

Macrografía de la muestra, b) microestructura de la muestra con presencia de estructuras “necklace”.

Como se puede observar de las figuras 4.83-4.88, la microestructura es significativamente afectada por la velocidad de deformación y de la temperatura de conformado. Esto está íntimamente relacionado con el parámetro m y el coeficiente de disipación de energía η . Las macrografías de las figuras 4.83-4.88 muestran el corte transversal de las probetas ensayadas a distintas temperaturas y velocidades de deformación. Dichas figuras son de las muestras deformadas que presentan mayor inestabilidad en la fluencia plástica. Las figuras 4.83-4.88 b) muestran los defectos después de la deformación de las muestras para cada uno de los aceros TWIP bajo estudio, donde se aprecia que los mayores defectos localizados fueron: áreas específicas donde se presentó deformación, así como también fisuras o inicios de microgrietas.

En la figura 4.83 correspondiente al acero TWIP-REF se puede observar la microestructura a 1000 °C y velocidad de deformación de $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Acorde al mapa de procesamiento para el acero TWIP-REF (figura 4.77), la zona de inestabilidad, con valores de $\eta < 30$, se encuentra en el rango de 950-1000 °C y $\dot{\epsilon}=5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ catalogándola como no apta para la deformación en caliente de este material. De igual manera se puede apreciar que la microestructura presenta granos grandes y deformados apreciándose un leve comienzo de la recrystalización dinámica.

Para el acero TWIP-V (figura 4.84) según el mapa de procesamiento, las condiciones de inestabilidad se dan por debajo de la temperatura de 1050°C. La figura 4.84b muestra la



micrografía de este acero a la temperatura de 1000°C en la cual se aprecia que gran parte de los granos se encuentran en condición de deformación y pocos granos presentan el fenómeno de recristalización dinámica, lo cual es indicativo de estructuras tipo “necklace”.

Para el acero TWIP-Nb (figura 4.85) se muestra la microestructura a la temperatura de 1050°C a la cual según el mapa de procesamiento correspondiente (figura 4.79) se presentan las inestabilidades de la fluencia plástica en caliente. Se puede observar, que a mayor temperatura de deformación se genera una estructura homogénea, donde se hace evidente solo una pequeña fracción de subgranos presentes. Zhang y colaboradores [107] reportaron para un acero TWIP Fe-0.19C-23Mn-1.86Al-0.15Si, que a velocidades de deformación en el rango de $0.01-1 \text{ s}^{-1}$ la recristalización dinámica es el mecanismo dominante, lo que lleva a disminuir la fluencia plástica, así como el valor de m y el valor de la eficiencia.

Para el acero TWIP-Ti (figura 4.86) a la temperatura de 1000 °C se hace evidente el efecto de la recristalización dinámica discontinua, ya que, a una temperatura menor, los granos se encuentran aún deformados y apenas comienza el proceso de recristalización.

Por otra parte, para el acero TWIP-Ti/B (figura 4.87) según el mapa de procesamiento para este acero a temperaturas por encima de los 1050 °C es donde se dan las condiciones de inestabilidad y se tiene valores de $\eta < 25$. En la figura 4.87a, se puede apreciar como la probeta sufrió deformación excesiva al grado de la aparición de microgrietas. De igual manera se parecía que la mayor parte de los granos son heterogéneos y la recristalización dinámica se ve frenada por el efecto de las partículas precipitadas.

Por último, para el acero TWIP-Mo (figura 4.88) se observa que la mayor parte de la microestructura consta de granos heterogéneos. A la temperatura de deformación de 1050 °C se tiene un valor de eficiencia en el rango de $\eta = 20-50$ por lo que el coeficiente de sensibilidad a la velocidad de deformación es bajo ($m < 0.1$), lo cual es un indicativo que puede llegar a ocurrir un envejecimiento por deformación dinámica.

Autores como Andrade y colaboradores [211] determinaron que en un acero 0.05C-1.4Mn-0.035Nb ensayados en compresión uniaxial en caliente a temperaturas entre 900 y 1000 °C y velocidades de deformación altas (2 s^{-1}), ocurre la formación de NbC. Sus efectos de fijación en los límites de grano de austenita ayudan a adquirir una estructura de grano fino.



Como se puede observar, el mapa de procesamiento del acero TWIP-Nb bajo estudio, presentó una buena estabilidad de la fluencia plástica en el rango de temperaturas desde 900 hasta 1000 °C y velocidades de deformación altas de 0.1 s^{-1} de igual manera a lo reportado por Andrade y colaboradores. Para este acero se observa mayor presencia de granos recrystalizados. Por otra parte, Rastaregi y colaboradores [212] determinaron mediante el uso de mapas de procesamiento para un acero 0.75C-0.15V-0.19Si que los VC alojados en los límites de grano, suprimieron la aparición de defectos de deformación a velocidades de deformación altas 0.1 s^{-1} . Finalmente, autores como Da Silva y colaboradores [213] reportaron que la influencia de partículas precipitadas es más significativa a velocidades de deformación altas y temperaturas elevadas. Así, por ejemplo, las inclusiones no metálicas como el MnS a estas condiciones pueden favorecer la formación y propagación de grietas debido a la concentración de la deformación.



CONCLUSIONES

I. Sobre las predicciones JMatPro

1. Los diagramas de equilibrio determinados mediante JMatPro muestran las fases más relevantes para cada uno de los aceros TWIP, líquido, austenita y los distintos precipitados que se forman para cada uno de los microaleantes: Ti (C, N) para el caso del acero Ti, Ti/B, Nb (C, N) para el caso del acero al Nb, V (C, N) para el acero al V, y $M_2(C, N)$ para el acero microaleado con Mo.

II. Sobre la condición de solubilizado.

1. Se corroboró que los aceros presentan una microestructura equiaxial de grano austenítico uniforme con presencia de maclas de recocido y se hace evidente el refinamiento de grano inducido por los elementos de microaleación en especial los aceros microaleados con Ti, Nb y V.
2. Las partículas precipitadas de cada uno de los elementos microaleantes son afines a las partículas complejas de AlN y MnS dispersas en la matriz, ya que estas actúan como sitios de nucleación y crecimiento de los precipitados. Para cada uno de los aceros las partículas precipitadas fueron: TiN (TWIP-Ti), TiC (TWIP Ti/B), NbC (TWIP-Nb), VC (TWIP-V), MoC (TWIP-Mo).
3. La fase dominante en los aceros TWIP es la austenita, y no presenta transformación alguna a ferrita o martensita.
4. La microdureza se mantiene en un rango similar debido a que los microaleantes se encuentran disueltos en la matriz, por lo que el efecto de endurecimiento por precipitación es nulo en esta condición. En general el efecto de endurecimiento se atribuye más al refinamiento de grano.

III. Sobre la modelación de la fluencia en caliente.

1. Se observó que, a mayores valores de Z , σ_p presenta valores más altos. Se observó también que el microaleante tiene un efecto poco significativo en el aumento del esfuerzo pico. Se obtuvieron valores máximos del esfuerzo pico para el acero TWIP-REF $\sigma_p=156$ MPa y para el acero TWIP-Nb $\sigma_p=179$ MPa.



2. En la etapa de modelación I, el acero TWIP-Nb mostró el mayor grado de ablandamiento a mayores temperaturas y valores de Z más bajos. Mientras que los aceros TWIP-Mo y TWIP-V presentaron el mayor grado de ablandamiento a mayores valores de Z y menor temperatura. El acero TWIP-REF mostró mayor grado de endurecimiento. Los elementos microaleantes no tiene mayor influencia en el grado de endurecimiento del material.
3. Para la etapa de modelación II, se hace evidente que la recrystalización dinámica requiere de mayor esfuerzo a medida que incrementa el valor Z . Por otra parte, la velocidad de nucleación, representada por $K_{t50\%}$ es mayor para el acero TWIP-Ti. Los valores obtenidos del exponente de Avrami oscilan en el rango de 1 a 2. El menor valor de $K_{t50\%}$ se obtuvo para el acero TWIP-Ti/B, por lo que la cinética de recrystalización se da más rápidamente.
4. Para la etapa de modelación III, los valores aparentes del esfuerzo pico determinados por $A_{\sigma p}$ y $\alpha_{\sigma p}$ son más altos para el acero TW-Nb. Los valores aparentes del esfuerzo de estado estable, determinados por $A_{\sigma ss}$ y $\alpha_{\sigma ss}$ son más altos también para el acero TWIP-Nb.
5. La mayoría de las curvas presenta un buen ajuste entre los valores teóricos y experimentales. La desviación más notoria se presenta principalmente a más bajas y altas velocidades de deformación. El mejor ajuste que se obtiene de las curvas se presenta a mayores temperaturas y velocidades de deformación más lentas.

IV. Sobre la energía de activación aparente para la deformación en caliente.

1. La energía de activación aparente para la deformación en caliente Q_{HW} aumenta por el efecto de los elementos microaleantes, siendo el acero TWIP-Ti/B el que presentó mayor valor de $Q_{HW}=307.5$ kJ/mol.



V. **Sobre la caracterización metalográfica, estructural y mecánica en condición de deformación en caliente.**

1. Los resultados de MO demostraron que los aceros TWIP ensayados en compresión en caliente, presentan el fenómeno de recrystalización dinámica durante la deformación a altas temperaturas principalmente a 1000, 1050 y 1100 °C, así mismo para temperaturas de 900 °C con velocidades de deformación lentas ($5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$). También se corrobora un tipo de recrystalización dinámica discontinua que propicia la formación de estructuras tipo necklace.
2. Los resultados de MEB demostraron la presencia de partículas precipitadas de segunda fase AlN y MnS que se encuentran dispersas en la matriz. Estas partículas actúan como sitios de nucleación y crecimiento de los distintos precipitados de elementos microaleantes (TiC, TiN, NbC, MoC y BC). Las partículas de MoC y BC no se lograron detectar debido a la insuficiente resolución de la técnica.
3. La austenita sigue siendo la fase predominante, ya que no existe transformación de fase. Por otra parte, en todos los aceros se detectó la presencia del compuesto Al_3FeSi_2 .
4. A la temperatura de 950 °C y una velocidad de deformación de 1 s^{-1} el acero TWIP-Nb presentó el valor más alto de dureza (242.6 HV). A temperatura de 1100 °C y velocidades de deformación de $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ el acero TWIP-Mo presentó el valor más bajo de dureza (202 HV).
5. Los resultados de EBSD corroboran que particularmente a temperaturas de ensayo más altas se observa de manera más clara el proceso de recrystalización dinámica discontinua. A temperaturas más altas aparecen granos alargados, debido al largo tiempo de la prueba de compresión ($5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) y al efecto de la temperatura, y de igual manera se observa la presencia de estructuras tipo necklace. El acero TWIP-Nb presentó mayor número de granos recrystalizados a 950 °C y 1050 °C.
6. Las ODF's indican que no se presenta una orientación cristalográfica preferencial para los aceros TWIP en condición de deformación a 950 y 1050 °C y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

**VI. Sobre los mapas de procesamiento y la inestabilidad de la fluencia plástica.**

1. Los mayores valores del parámetro de sensibilidad a la velocidad de deformación (m), se presentaron para las temperaturas de 1100 °C y velocidad de deformación de $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, a excepción del acero TWIP-Ti/B en el cual los valores más altos se encuentran a temperaturas entre los 950 y 1000 °C y velocidades de deformación de $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.
2. Los máximos valores de la eficiencia (η) se presentaron a la temperatura de 1100 °C y velocidad de deformación de $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, a excepción del acero TWIP-Ti/B en el cual los valores mayores se encuentran a temperaturas entre 950-1000 °C y velocidad de deformación de $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. La mayor eficiencia la obtuvo el acero TWIP-REF a la deformación de 0.8. Las mayores eficiencias de los aceros TWIP-REF, -Nb, -V, -Ti y -Mo se encontraron a velocidad de deformación de $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. El acero TWIP-Ti/B presenta zonas de seguridad en el rango de temperaturas de 950 hasta 1050 °C y velocidades de deformación de $5 \cdot 10^{-4}$ y 0.1 s^{-1} .
3. Para los aceros TWIP-REF, -Nb, -V, -Ti y -Mo la zona de seguridad para el conformado en caliente se presenta a la temperatura de 1100 °C con velocidades de deformación de $5 \cdot 10^{-4}$ y 0.1 s^{-1} .
4. En todos los aceros TWIP se presenta una zona de inestabilidad a 1100 °C y velocidades de deformación de 0.01 y 0.001 s^{-1} , donde los valores de eficiencia alcanzan valores negativos formándose una especie de “sumidero”, lo cual puede estar relacionado con inestabilidades de la fluencia plástica debido una concentración mayor de inclusiones no metálicas de MnS y AlN, así como estructuras tipo necklace.



REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

- [1] Hadfield R. *"Hadfield's manganese steel"*. **Science**. 12, 284-286, 1888.
- [2] Hall J H. *Studies of Hadfield's manganese steel with the high-power microscope*. **Trans. AIME**. 84, 382-427, 1929.
- [3] Krivobok V N. *A Study of the constitution of high manganese steels*. **Trans. A.S.S.T.** 15, 893-956, 1929.
- [4] Bouaziz O, Scott C P, Cugy P, Barbier D. *High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships*. **Current Opinion in Solid State and Materials Science**. 15, 141-168, 2011.
- [5] Tofaute W, Linden K. *Transformations in solid state of manganese steels containing to 1.2%C and 17%Mn*. **Archiv für das Eisenhüttenwesen**. 10, 515-524, 1936.
- [6] Chevenard P. *Etude thermomagnetique de l'heterogeneite d'une austenite fe-nickel-carbone-chrome consecutive a la precipitation de carbure, par l'effet du revenu*. **Comptes Rendus de l'Académie des Sciences**. 198, 1144-6, 1935.
- [7] Troiano A R, McGuire F T. *A study of the iron-rich iron-manganese Alloys*. **Transactions of the American Society of Metals**. 31, 340-359 1943.
- [8] Doepken H C. *Tensile properties of wrought austenitic manganese steel in the temperature range from +100 to -196°C*. **Transactions of American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers Iron Steel Division**. 194, 166-171, 1952.
- [9] Otte H M. *The formation of stacking faults in austenite and its relation to martensite*. **Acta Metallurgica**. 5, 614-627.
- [10] Berry F G, Honeycombe R W K. *The isothermal decomposition of austenite in Fe-Mo-C alloys*. **Metallurgical Transactions**. 1, 3279-3286, 1970.
- [11] Remy L, Pineau A. *Twinning and strain-induced FCC→HCP transformation in the Fe-Mn-Cr-C system*. **Materials Science and Engineering**. 28, 99-107, 1977.
- [12] Chen L, Zhao Y, Qin X. *Some Aspects of High Manganese Twinning-Induced Plasticity (TWIP) Steel, A Review*. **Acta Metallurgica Sinica (English Letters)**. 26, 1-15, 2013.
- [13] Zhao J, Jiang Z. *Thermomechanical processing of advanced high strength steels*. **Progress in Materials Science**. 94, 174-242, 2018.



- [14] Grässel O, Krüger L, Frommeyer G, Meyer L W. *High strength Fe–Mn–Al–Si TRIP/TWIP steels development properties application*. **International Journal of Plasticity**. 16, 1391-1409, 2000.
- [15] Allain S. *Caractérisation et modélisation thermo-mécanique multiéchelle des mécanismes de déformation et d'écrouissage d'aciers austénitiques a haute teneur en manganèse*. **PhD Thesis**. National Polytechnic Institute of Lorraine, Nancy. France 2004.
- [16] Kim S K, Choi J, Kang S C, Shon I R, Chin K G. *POSCO technical report*. **POSCO Technology**. Pohang. Korea, 10, 1-106, 2006.
- [17] Park K T, Hwang S W, Hoon Ji J, Soo Lee C. *Static and Dynamic Deformation of Fully Austenitic High Mn Steels*. **Procedia Engineering**. 10, 1002-1006, 2011.
- [18] Benito J A, Cobo R, Lei W, Calvo J, Cabrera J M. *Stress–strain response and microstructural evolution of a FeMnCaI TWIP steel during tension–compression tests*. **Material Science and Engineering: A**. 655, 310-320, 2016.
- [19] Reyes-Calderón F, Salas-Reyes A E, García-Mora E, Calvo J, Cabrera J M, Mejía I. *Desarrollo de Aceros TWIP microaleados*. [en línea] Disponible en: <https://www.researchgate.net/profile/IMejia/publication/299495869_Desarrollo_de_aceros_TWIP_microaleados/links/5f335d3d458515b7291841c5/Desarrollo-de-aceros-TWIP-microaleados.pdf> [Consultado Agosto 2018].
- [20] Wang L, Jiang H, Liu J, Chen Y. *Effects of different Manganese content on Microstructures and Properties of TWIP Steel*. **Open Journal of Advanced Materials Research**. 399, 254-258, 2012.
- [21] Choi J K, Lee S G, Park YH, Han I W, Jr Morris J W. *High manganese austenitic steel for cryogenic applications*. En: **The Twenty-Second International Offshore and Polar Engineering Conference**. International Society of Offshore and Polar Engineers. 12, 29-35, 2012.
- [22] Kim H, Ha Y, Kwon K H, Kang M, Kim N J, Lee S. *Interpretation of cryogenic-temperature Charpy impact toughness by microstructural evolution of dynamically compressed specimens in austenitic 0.4C–(22–26)Mn steels*. **Acta Materialia**. 87, 332–343, 2015.



- [23] Sohn S S, Hong S, Lee J, Suh B C, Kim S K, Lee B J, Kim N J, Lee S. *Effects of Mn and Al contents on cryogenic-temperature tensile and Charpy impact properties in four austenitic high-Mn steels*. **Acta Materialia**. 100, 39–52, 2015.
- [24] Kim H, Park J, Jung J E, Sohn S S, Lee S. *Interpretation of cryogenic-temperature Charpy fracture initiation and propagation energies by microstructural evolution occurring during dynamic compressive test of austenitic Fe–(0.4,1.0)C–18Mn steels*. **Material Science and Engineering: A**. 641, 340–347, 2015.
- [25] Kim H, Park J, Ha Y, Kim W, Sohn S S, Kim H S, Lee B J, Kim N J, Lee S. *Dynamic tension–compression asymmetry of martensitic transformation in austenitic Fe–(0.4,1.0)C–18Mn steels for cryogenic applications*. **Acta Materialia**. 96, 37–46, 2015.
- [26] Lee J, Sohn S S, Hog S, Suh B C, Kim S K, Lee B J, Kim N J, Lee S. *Effects of Mn addition on tensile and Charpy impact properties in austenitic Fe-Mn-C-Al-based steels for cryogenic applications*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 45, 5419–5430, 2014.
- [27] De Cooman B C, Chin K G, Kim J. *High Mn TWIP Steels for Automotive Applications*. En; **New Trends and Developments in Automotive System Engineering**. Ed. by Chiaberge M. IntechOPen. 101-128. 2011
- [28] Witusiewicz V T, Sommer F, Mittemeijer E J. *Reevaluation of the Fe-Mn Phase Diagram*. **Journal of Phase Equilibria and Diffusion**. 25, 346-354, 2004.
- [29] Schumann H. En: *Lee YK & Choi CS Driving Force for $\gamma \rightarrow \epsilon$ Martensitic Transformation and Stacking Fault Energy of γ in Fe-Mn Binary System*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 31, 355-360, 2000.
- [30] Ryu J H, Kim S. K, Lee C S, Suh D W, Bhadeshia H K. *Effect of aluminium on hydrogen-induced fracture behaviour in austenitic Fe-Mn-C steel*. **Proceedings of the Royal Society A**. 469, 1-14, 2012.
- [31] De Cooman B C, Estrin Y, Kim S K. *Twinning-induced plasticity (TWIP) steels*. **Acta Materialia**. 142, 283-362, 2017.
- [32] Jonas J J. *Dynamic recrystallization scientific curiosity or industrial tool?*. **Materials Science and Engineering: A**, 184, 155-165, 1994.



- [33] Collinson D C, Hodgson P D, Parker B A. *Modelling the effect of carbon content on the hot strength of steel*. En: **1st International Conference on Modelling of Metal Rolling Processes**. Wollongong, Australia. 283-295. 1997.
- [34] Kong L X, Hodgson P D. *Predicting flow strength of austenitic steels with an IPANN model using different training strategies*. **Advances in Engineering Software**. 31, 945-954, 2000.
- [35] Charles J, Berghézan A, Lutts A. *Structural and mechanical properties of high-alloy manganese-aluminium steels*. **Journal de Physique, Colloque**. 43, 311-316, 1982.
- [36] Yang W S, Wan C M. *The influence of aluminium content to the stacking fault energy in Fe-Mn-Al-C alloy system*. **Journal of Materials Science**. 25, 1821–1823, 1990.
- [37] Hamada A S, Karjalainen L P, Somani M C. *The influence of aluminum on hot deformation behavior and tensile properties of high-Mn TWIP steels*. **Materials Science and Engineering: A**. 467, 114-124, 2007.
- [38] Takaki S, Furuya T, Tokunaga Y. *Effect of Si and Al Additions on the Low Temperature Toughness and Fracture Mode of Fe-27Mn Alloys*. **Iron and Steel Institute of Japan International**. 30, 632-638, 1990.
- [39] Serajzadeh S, Taheri A K. *An investigation on the effect of carbon and silicon on flow behavior of steel*. **Materials and Design**. 23, 271-276, 2002.
- [40] Hernández Belmontes H. *Estudio de la soldabilidad de aceros avanzados de nueva generación alto-manganeso austeníticos (Fe-Mn-Al-Si-C) de plasticidad inducida por maclaje (TWIP) microaleados con Ti*. **Tesis de Doctorado**. Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo (U.M.S.N.H) Morelia, México, 2019.
- [41] Reyes Calderón F. *Efecto de los Elementos Microaleantes (B, Nb, V, y Ti) sobre la microestructura y fluencia en caliente de un acero TWIP (Fe-C-Mn-Al-Si)*. **Tesis de Doctorado**. Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo (U.M.S.N.H) Morelia, México. 2013.
- [42] Ignaszak Z, Hajkowski M, Hajkowski J. *Prediction of dendritic microstructure using the cellular automaton – finite element method for hypoeutectic Al-Si alloys castings*. **Material Science**. 12, 124-128, 2006.



- [43] Abed E J. *The Influence of Different Casting Method on Solidification time and Mechanical Properties of Al-Sn castings*. **International Journal of Engineering & Technology**. 11, 34-44 2011.
- [44] Cahn RW, Haasen P. *Physical Metallurgy*. Fourth ed. North Holland. 1996.
- [45] Cembrero J, Ferrer C Pascual M, Pérez M A. *Ciencia y Tecnología de Materiales*. Cuarta ed. Madrid España. 272-276. 2005.
- [46] Viefhaus H, Möller R, Erhart H, Grabke H J. *Some aspects of studies on grain boundary segregation by AES*. **Scripta Metallurgica**. 17, 165-170, 1983.
- [47] Morita Z I, Tanaka T, Imai N, Kiyose A, Katayama Y. *Thermodynamic treatment of solid/liquid equilibrium distribution coefficients of solutes in multi-component iron alloys*. **Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan**. 28, 198-205, 1988.
- [48] Wagstaff R. B, Fenton Wayne J. *Homogeneización y tratamiento térmico de metales colados*. **Traducción de patente europea ES 2 443 343 T3**. 2014.
- [49] Yoo J, Kim S, Park Y, Choi J. *Characteristics of the hot cracking and segregation behavior in the high manganese steel welds*. En: **Proceedings of the 1st International Conference on High Manganese Steels**, Seoul, 1-8, 2011.
- [50] Morita Z, Tanaka T. *Thermodynamics of solute distributions between solid and liquid phases in iron-base ternary alloys*. **Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan**. 23, 824-833, 1983.
- [51] Kagawa A, Okamoto T. *Partition of alloying elements on eutectic solidification of cast iron*. **MRS Online Proceedings**. 1984.
- [52] Kang S, Jung J G, Lee Y K. *Effects of Niobium on Mechanical Twinning and Tensile Properties of a High Mn Twinning-Induced Plasticity Steel*. **Material Transactions**. 53, 2187-2190, 2012.
- [53] Li D, Feng Y, Song S, Liu Q, Bai Q, Wu G, Lv N, Ren F. *Influences of Nb-microalloying on microstructure and mechanical properties of Fe-25Mn-3Si-3Al TWIP steel*. **Materials and Design**. 84, 238-244, 2015.
- [54] Meng F M, Fu J Y. *Modern Stainless Steel Containing Niobium*. 1st ed. Metallurgy Industry Press, Beijing, 2004. (In English).



- [55] Mejía I, Salas-Reyes A E, Bedolla Jacuinde A, Calvo J, Cabrera J M. *Effect of Nb and Mo on the hot ductility behavior of a high-manganese austenitic Fe–21Mn1.3Al–1.5Si–0.5C TWIP steel*. **Materials Science and Engineering: A**. 616, 229-239, 2014.
- [56] White M, Owen W. *Effects of vanadium and nitrogen on recovery and recrystallization during and after hot-working some HSLA steels*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 11, 597-604, 1980.
- [57] Hannerz N E. *Critical hot plasticity and transverse cracking in continuous slab casting with particular reference to composition*. **Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan**. 25, 149-158, 1985.
- [58] Coleman T H, Wilcox J R. *Transverse cracking in continuously cast HSLA slabs-influence of composition*. **Material Science and Technology**. 1, 80-83, 1985.
- [59] Akben M G, Chandra T, Plassiard P, Jonas J J. *Dynamic precipitation and solute hardening in a titanium microalloyed steel containing three levels of manganese*. **Acta Metallurgica**. 32, 591-601, 1984.
- [60] Han Y, Shi J, Xu L, Cao W Q, Dong H. *Effects of Ti addition and reheating quenching on grain refinement and mechanical properties in low carbon medium manganese martensitic steel*. **Materials and Desing**. 34, 427–434, 2012.
- [61] Lee D, Kima J-K, Lee S, Lee K, De Cooman B C. *Microstructures and mechanical properties of Ti and Mo micro-alloyed medium Mn steel*, **Materials Science and Engineering: A**. 706, 1-14, 2017.
- [62] Reyes-Calderón F, Mejía I, Boulaajaj A, Cabrera J M. *Effect of microalloying elements (Nb, V and Ti) on the hot flow behavior of high-Mn austenitic twinning induced plasticity (TWIP) steel*. **Materials Science and Engineering: A** 560, 552-560, 2013.
- [63] Li C, Li F, Liang J, Cao R, Zhao Z. *Effects of boron on mechanical properties of a hot-rolled 13% Mn metastable austenitic steel*. **Materials Letters**. 233, 314–317, 2018.
- [64] Kim S K, Kim N J, Kim J S. *Effect of boron on the hot ductility of Nb-containing steel*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 33, 701, 2002.



- [65] López-Chipres E, Mejía I, Maldonado C, Bedolla Jacuinde A, Cabrera J M. *Hot ductility behavior of boron microalloyed steels*. **Materials Science and Engineering: A** 460, 464-470, 2007.
- [66] Hondros E D, Seah M P. *Segregation to interfaces*. **International Materials Reviews**. 22, 262-301, 1977.
- [67] Mejía I, Salas-Reyes A E, Calvo J, Cabrera J M. *Effect of Ti and B microadditions on the hot ductility behavior of a High-Mn austenitic Fe-23Mn-1.5Al-1.3Si-0.5C TWIP steel*. **Materials Science and Engineering: A**. 648, 311, 2015.
- [68] Luo H, Zhao P. *Effect of molybdenum and temperature reduction on hot ductility of 0.2C-Mn steels*. **Ironmaking and Steelmaking**. 28, 439-443, 2001.
- [69] Mohrbacher H. *Principal Effects of Mo in HSLA steels and Cross Effects with MicroAlloying elements*. En: **International Seminar on Applications of Mo in Steels**. Beijing, China. 74-96. 2010.
- [70] Sun X. *The roles and application of molybdenum element in low alloy steels*. En: **International Seminar on Applications of Mo in Steels**. Beijing China. 60-74. 2010.
- [71] Razavi G R, Rizi M S, Zadeh H M. *Effect of a Mo addition on the properties of high-Mn steel*. **Materials and Technology**. 47, 611-614, 2013.
- [72] Yakubtsov I A, Ariapour A, Perovic D. *Thermodynamic calculation of stacking fault energy and its effect on fcc→hcp phase transformation in nitrogen alloyed stainless steels*. En: **Materials Science Forum**. 318, 121-130, 1999.
- [73] Askeland D R, Fulay P P, Wright W J. *The Science and Engineering of Materials*. Sixth ed. Stamford USA. Cengage Learning. 2010.
- [74] Steinmetz D R, Japel T, Wietbrock B, Eisenlohr P, Gutierrez-Urrutia I, Saeed-Akbari A, Hickel T, Roters F, Raabe D. *Revealing the strain-hardening behavior of twinning-induced plasticity steels: Theory, simulations, experiments*. **Acta Materialia**. 61, 494-510, 2013.
- [75] Gómez M, Medina S F. *Role of microalloying elements on the microstructure of hot rolled steels*. **International Journal of Materials Research**. 102, 1197-1207, 2011.
- [76] Matlock D K, Speer J G. *Microalloying concepts and application in long products*. **Materials Science and Technology**. 25, 1118-1125, 2009.



- [77] Sakai T, Jonas J J. *Dynamic recrystallization: Mechanical and microstructural Considerations*. **Acta Metallurgica**. 32, 189, 1984.
- [78] Blum W. *High-temperature Deformation and Creep of Crystalline Solids*. 1st ed. Germany. 654. 2006.
- [79] Zapata-Hernández O J. *Simulación de la evolución microestructural de aceros al silicio durante su deformación en caliente*. **Tesis de Doctorado**, Universidad Autónoma de Nuevo León, México, 44-47, 2012.
- [80] Jonas J J, McQueen H J. *Recovery and recrystallization during high temperature deformation*. **Treatise on Materials Science & Technology**, 6, 99-143, 1976.
- [81] Cabrera J M. *Caracterización mecánico metalúrgica de la conformación en caliente del acero microaleado de medio carbono 38MnSiVS5*. **Tesis de Doctorado**. ETSEIB–UPC. Barcelona, España. 1995.
- [82] American Society for Metals ASM Handbook. *Fundamentals of Modeling for Metals*. Processing ASM International 22, 2010.
- [83] Cabanas N, Penning J, Akdut N, De Cooman B C. *High-temperature deformation properties of austenitic Fe-Mn alloys*. **Metallurgical and Materials Transactions A**, 37, 3305-3315, 2006.
- [84] Hamada A S, Karjalainen L P, Somani M C. *The influence of aluminum on hot deformation behavior and tensile properties of high-Mn TWIP steels*. **Materials Science and Engineering: A**, 467, 114-124, 2007.
- [85] Li D, Feng Y, Yin Z, Shangguan F, Wang K, Liu Q, Hu F. *Hot deformation behavior of an austenitic Fe–20Mn–3Si–3Al transformation induced plasticity steel*. **Materials & Design**. 34, 713-718, 2012.
- [86] Pineda Huitrón R M. *Conformabilidad en caliente de aceros TWIP*. **Memòria**. Escuela Técnica Superior de Ingeniería Industrial de Barcelona, 24-27, 2009.
- [87] Srinivasan N, Prasad Y V R K. *Characterisation of dynamic recrystallisation in nickel using processing map for hot deformation*. **Materials Science and Technology**. 8, 206-212, 1992.
- [88] Sanz Elorz J A P. *Aceros: Metalurgia Física, Selección y Diseño*. Third Ed. Madrid. Dossat. (2004).



- [89] Tomota Y, Strum M, Morris J W. *Microstructural dependence of Fe-high Mn tensile behavior*. **Metallurgical Transactions A**, 17, 537-547, 1986.
- [90] Popkiadeh M S, Rezaeian A, Dini G, Toroghinejad M R. *Hot deformation behavior of high Mn TWIP steel using the processing map*. **Iron and Steel Institute of Japan**. 55, 691–696, 2015.
- [91] Frost H J, Ashby M F. *Deformation Mechanism Maps: The Plasticity and Creep of Metals and Ceramics*. Oxford U.K. Pergamon press. 1982.
- [92] Raj R. *Development of a processing map for use in warm-forming and hot-forming processes*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 12, 1089-1097, 1981.
- [93] Gegel H. *Control of microstructure during hot working of Ti-6242*. **Materials Laboratory Wright-Patterson Air Force Base**, Ohio USA.
- [94] Prasad Y V R K, Gegel H L, Doraivelu S M, Malas J C, Morgan J T, Lark K A, Barker D R. *Modeling of dynamic material behavior in hot deformation: forging of Ti-6242*. **Metallurgical Transactions A**. 15, 1883-1892, 1984.
- [95] Prasad Y V R K, Sasidhara S. *Hot Working Guide: A Compendium of Processing Maps*. Materials Park Ohio. ASM International. 1997.
- [96] Prasad Y V R K, Seshacharyulu T. *Modelling of hot deformation for microstructural control*. **International Materials Reviews**. 43, 243–258, 1998.
- [97] Murty S N, Rao B N. *On the development of instability criteria during hot working with reference to IN 718*. **Materials Science and Engineering: A**. 254, 76-82, 1998.
- [98] Samantaray D, Mandal S, Kumar V, Albert S K, Bhaduri A K, Jayakumar T. *Optimization of processing parameters based on high temperature flow behavior and microstructural evolution of a nitrogen enhanced 316L (N) stainless steel*. **Materials Science and Engineering: A**. 552, 236-244, 2012.
- [99] Momeni A, Dehghani K. *Characterization of hot deformation behavior of 410 martensitic stainless steel using constitutive equations and processing maps*. **Materials Science and Engineering: A**. 527, 5467-5473, 2010.
- [100] Samantaray D, Mandal S, Bhaduri A K. *Optimization of hot working parameters for thermo-mechanical processing of modified 9Cr–1Mo (P91) steel employing dynamic materials model*. **Materials Science and Engineering: A**. 528, 5204-5211, 2011.



- [101] Prasad Y V R K, Rao K P. *Hot deformation mechanisms and microstructural control in high-temperature extruded AZ31 magnesium alloy*. **Advanced Engineering Materials**. 9, 558-565, 2007.
- [102] Zhu Y, Zeng W, Feng F, Sun Y, Han Y, Zhou Y. *Characterization of hot deformation behavior of as-cast TC21 titanium alloy using processing map*. **Materials Science and Engineering A**. 528, 1757-1763, 2011.
- [103] Yang Y, Zhang Z, Zhang X. *Processing map of Al₂O₃ particulate reinforced Al alloy matrix composites*. **Materials Science and Engineering: A**. 558, 112-118, 2012.
- [104] Malvern L E. *Introduction to the Mechanics of Continuous Medium*. Prentice-Hall. Eaglewood Cliffs. New Jersey. 1969.
- [105] Kumar A K. *Criteria for predicting metallurgical instabilities in processing*. **Eng. Thesis**, Indian Institute of Science. Bangalore. India. 1987
- [106] Ravichandran N, Prasad Y V R K. *Dynamic recrystallization during hot deformation of aluminum: a study using processing maps*. **Metallurgical Transactions A**, 22, 2339-2348, 1991.
- [107] Zhang J, Di H, Mao K, Wang X, Han Z, Ma T. *Processing maps for hot deformation of a high-Mn TWIP steel: A comparative study of various criteria based on dynamic materials model*. **Materials Science and Engineering: A**. 587, 110-122, 2013.
- [108] Marandi A, Zarei-Hanzaki R, Zarei-Hanzaki A, Abedi H R. *Dynamic recrystallization behavior of new transformation-twinning induced plasticity steel*. **Materials Science and Engineering: A**. 607, 397-408, 2014.
- [109] Liang Z Y, Li Y Z, Huang M X. *The respective hardening contributions of dislocations and twins to the flow stress of a twinning-induced plasticity steel*. **Scripta Materialia**. 112, 28-31, 2016.
- [110] Gwon H, Shin S, Jeon J, Song T, Kim S, De Cooman B C. *Hot Deformation Behavior of V Micro-Alloyed TWIP Steel During Hot Compression*. **Metals and Materials International**. 25, 594-605, 2018.
- [111] Torganchuk V, Glezer A M, Belyakov A, Kaibyshev, R. *Deformation behavior of high-Mn TWIP steels processed by warm-to-hot working*. **Metals**. 8, 415, 2018.
- [112] Kang J, Wang Y, Wang Z, Zhao Y, Peng Y, Wang T. *Hot Deformation Behavior and Processing Maps of Fe-30Mn-0.11 C Steel*. **Materials**. 11, 1940, 2018.



- [113] Zhao T, Rong S, Hao X, Wang Y, Chen C, Wang T. *Effect of Nb-V microalloying on hot deformation characteristics and microstructures of Fe-Mn-Al-C austenitic steel. Materials Characterization.* 183, 111595, 2022.
- [114] ASTM E112, *Standard Test Methods for Determining Average Grain Size.* ASTM, West Conshohocken, 1996.
- [115] ASTM E92–17, *Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic* ASTM, West Conshohocken, 2016.
- [116] Zhang K, Li Z D, Sun X J, Yong Q L, Yang J W, Li Y M, Zhao P L. *Development of Ti–V–Mo complex microalloyed hot-rolled 900-MPa-grade high-strength steel. Acta Metallurgica Sinica (English Letters).* 28, 641–648, 2015.
- [117] Cabrera J M, Ponce J, Prado J M. *Modeling thermomechanical processing of austenite. Journal of Materials Processing Technology.* 143, 403-409, 2003.
- [118] Estrin Y, Mecking H. *A unified phenomenological description of work hardening and creep based on one-parameter models. Acta Metallurgica.* 32, 57-70, 1984.
- [119] Bergström Y. *A dislocation model for the stress-strain behavior of polycrystalline α -Fe with special emphasis on the variation of the densities of mobile and immobile dislocations. Materials Science and Engineering.* 5, 193-200, 1970.
- [120] Avrami M. *Kinetics of phase change I. General theory. The Journal of Chemical Physics.* 7, 1103-1112, 1939.
- [121] Avrami M. *Kinetics of phase change II. Transformation-time relations for random distribution of nuclei. The Journal of Chemical Physics.* 8, 212-224, 1940.
- [122] Avrami M. *Kinetics of phase change III. Granulation, phase change, and microstructure. General theory. The Journal of Chemical Physics.* 9, 177-184, 1941.
- [123] Sellars C M, McTegart W J. *On the mechanism of hot deformation. Acta Metallurgica.* 14, 1136-1138, 1966.
- [124] Cabrera J M, Al Omar A, Prado J M, Jonas J J. *Modeling the flow behavior of a medium carbon microalloyed steel under hot working conditions. Metallurgical Material Transactions A.* 28, 2233-2244, 1997.



- [125] Garofalo F. *An empirical relation defining the stress dependence of minimum creep rate in metals*. **Transactions of the Metallurgical Society of AIME**. 227, 351-357, 1963.
- [126] Dobrzański L A, Borek W. *Processes forming the microstructure evolution of high-manganese austenitic steel in hot-working conditions*. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**. 37, 397-407 2009.
- [127] Dobrzański L A, Grajcar A, Borek W. *Influence of hot-working conditions on a structure of high-manganese austenitic steels*. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**. 29, 139-142, 2008.
- [128] Frommeyer G, Brück U. *Microstructures and Mechanical Properties of High-Strength Fe-Mn-Al-C Light-Weight Triplex Steels*. **Steel Research International**. 77, 627-633, 2006.
- [129] Lee S, Shin S, Kwon M, Lee K, De Cooman B C. *Tensile properties of medium Mn steel with a bimodal UFG $\alpha + \gamma$ and coarse δ -ferrite microstructure*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 48, 1678–1700, 2017.
- [130] Han Y, Shi J, Xu L, Cao W Q, Dong H. *TiC precipitation induced effect on microstructure and mechanical properties in low carbon medium manganese steel*. **Materials Science and Engineering: A**. 530, 643–651, 2011.
- [131] Han Y, Shi J, Xu L, Cao W Q, Dong H. *Effects of Ti addition and reheating quenching on grain refinement and mechanical properties in low carbon medium manganese martensitic steel*. **Materials and Design**. 34, 427–434, 2012.
- [132] Choi K, Seo H, Lee H, Kim S K, Hyunkwak J, GeunChin K, Park K T, Kim N J. *Effect of aging on the microstructure and deformation behavior of austenite base lightweight Fe–28Mn–9Al–0.8 C steel*. **Scripta Materialia**. 63, 1028-1031, 2010.
- [133] Luo H, Zhao P. *Effect of molybdenum and temperature reduction on hot ductility of 0.2C–Mn steels*. **Ironmaking and Steelmaking**. 28, 439–443, 2001.
- [134] Sun X. *The roles and application of molybdenum element in low alloy steels*. En: **International Seminar on Applications of Mo in Steels**. Beijing China. 60–74. 2010.



- [135] Kwan-Hee H. *The microstructures and mechanical properties of an austenitic Nb-bearing Fe–Mn–Al–C alloy processed by controlled rolling*. **Materials Science and Engineering: A**. 279, 1-9, 2000.
- [136] Dejun L, Yaorong F, Shengyin S, Qiang L, Qiang B, Gang W, Neng L, Fengzhang R. *Influences of Nb-microalloying on microstructure and mechanical properties of Fe–25Mn–3Si–3Al TWIP steel*. **Materials and Design**. 84, 238–244, 2015.
- [137] Haddrill D M, Younger R N, Baker R G. *Precipitation of niobium carbide on dislocations in austenite*. **Acta Metallurgica**. 9, 982-984, 1961.
- [138] Najafizadeh D G, Ueji A R, Monirvaghefi S M. *Tensile deformation behavior of high manganese austenitic steel: The role of grain size*. **Materials and Design**. 31, 3395–3402, 2010.
- [139] Chateau J P, Dumay A. *Precipitation hardening of a FeMnC TWIP steel by vanadium carbides*. **Journal of Physics: Conference Series**. 240, 1-4, 2010.
- [140] Mejía I, Bedolla-Jacuinde A, Pablo J R. *Sliding wear behavior of a high-Mn austenitic twinning induced plasticity (TWIP) steel microalloyed with Nb*. **Wear**, 301, 590-597, 2013.
- [141] McQueen H J, Ryan N D. *Constitutive analysis in hot working*. **Materials Science and Engineering: A** 322, 43-63, 2002.
- [142] White M, Owen W. *Effects of vanadium and nitrogen on recovery and recrystallization during and after hot-working some HSLA steels*. **Metallurgical and Materials Transactions: A**. 11, 597-604, 1980.
- [143] Mejía I, Reyes-Calderón F, Cabrera J M. *Modeling the hot flow behavior of a Fe–22Mn–0.41C–1.6Al–1.4Si TWIP steel microalloyed with Ti, V and Nb*. **Materials Science and Engineering: A**. 644, 374-385, 2015.
- [144] Hamada A, Khosravifard A, Porter D, Karjalainen L P. *Physically based modeling and characterization of hot deformation behavior of twinning-induced plasticity steels bearing vanadium and niobium*. **Materials Science and Engineering: A**. 703, 1-33, 2017.
- [145] Mejía I, Altamirano G, Bedolla-Jacuinde A, Cabrera J M. *Modeling of the hot flow behavior of advanced ultra-high strength steels (AUHSS) microalloyed with boron*. **Materials Science and Engineering: A**. 61, 116-125, 2014.



- [146] Zarandi F, Yue S. *The effect of boron on hot ductility of Nb-microalloyed steels*. **Iron and Steel Institute of Japan International**. 46, 591-598, 2006.
- [147] Cabrera J M, Al Omar A, Prado J M, Jonas J J. *Modeling the flow behavior of a medium carbon microalloyed steel under hot working conditions*. **Metallurgical and Materials Transactions: A**. 28, 2233-2244, 1997.
- [148] Porter D A, Easterling K E, Sherif M Y. *Phase Transformations in Metals and Alloys*. Third ed. Chapman & Hall, London, 2009.
- [149] Chen Y, Zhang X M, Cai Z H, Ding H, Pan, M M, Li H S. *Hot Deformation Behavior of a High-Mn Austenitic Steel for Cryogenic Liquified Natural Gas Applications*. **Journal of Materials Engineering and Performance**. 29, 5503-5514, 2020.
- [150] Cabrera J M, Prado J M. *Ecuaciones constitutivas de la fluencia en caliente de aceros microaleados*. **Revista de Metalurgia**. 34, 199-205, 1998.
- [151] Hamada A S, Karjalainen L P, Somani M C. *The influence of aluminum on hot deformation behavior and tensile properties of high-Mn TWIP steels*. **Materials Science and Engineering: A**. 467, 114-124, 2007.
- [152] Hamada A S, Karjalainen L P. *Hot ductility behavior of high-Mn TWIP steels*. **Materials Science and Engineering: A**. 528, 1819-1827, 2011.
- [153] Yin H. *Inclusion characterization and thermodynamics for high-Al advanced high-strength steels*. **Association for Iron & Steel Technology**. 3, 64-73, 2006.
- [154] Zhuang C, Liu J, Mi Z, Jiang H, Tang D, Wang G. *Non-metallic inclusions in TWIP steel*. **Steel Research International**. 85, 1432-1439, 2014.
- [155] Liu H, Liu J, Michelic S K, Shen S, Su X, Wu B, Ding H. *Characterization and analysis of non-Metallic inclusions in low-carbon Fe-Mn-Si-Al TWIP steels*, **Steel Research International**. 12, 1723-1732, 2016.
- [156] Scott C, Remy B, Collet J L, Cael A, Bao C, Danoix F, Malard B, Curfs C. *Precipitation strengthening in high manganese austenitic TWIP steels*. **International Journal of Materials Research**. 102, 538-549, 2011.
- [157] Ren J K, Chen Q Y, Chen J, Liu Z. *Role of vanadium additions on tensile and cryogenic-temperature charpy impact properties in hot-rolled high-Mn austenitic steels*. **Materials Science and Engineering: A**. 811, 1-13, 2021.



- [158] Bhattacharyya M, Langelier B, Zurob HS. *Effect of solute Nb on grain growth in Fe-30Mn steel*. **Metallurgical and Materials Transactions: A**. 50, 3674-3682, 2019.
- [159] Gwon H, Kim J K, Jian B, Mohrbacher H, Song T, Kim S K, De Cooman B C. *Partially-recrystallized, Nb-alloyed TWIP steels with a superior strength-ductility balance*. **Materials Science and Engineering: A**. 711, 130-139, 2018.
- [160] Mejía I, Salas-Reyes A E, Bedolla Jacuinde A, Calvo J, Cabrera J M. *Effect of Nb and Mo on the hot ductility behavior of a high-manganese austenitic Fe-21Mn-1.3Al-1.5Si-0.5C TWIP steel*. **Materials Science and Engineering: A**. 229-239, 2014.
- [161] Dejun L, Yaorong F, Shengyin S, Qiang L, Qiang B, Gang W, Neng L, Fengzhang R. *Influences of Nb-microalloying on microstructure and mechanical properties of Fe-25Mn-3Si-3Al TWIP steel*. **Materials and Design**. 84, 238-244, 2015.
- [162] Lan F, Du W, Zhuang C, Li C. *Effect of niobium on inclusions in Fe-Mn-C-Al twinning-induced plasticity steel*. **Metals**. 11, 1-15, 2021.
- [163] Dobrzański L A, Grajcar A, Borek W. *Microstructure evolution and phase composition of high-manganese austenitic steels*. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**. 31, 218-225, 2008.
- [164] Salas-Reyes A E, Mejía I, Ruíz-Baltazar Á, Cabrera J M. *Transmission electron microscopy characterization and high-resolution modeling of second-phase particles of V-and Ti-containing Twinning-Induced Plasticity Steel under uniaxial hot-tensile condition*. **Steel Research International**. 90, 1-20, 2019.
- [165] Hongbo L, Jianhua L, Michelie S K, Shaobo S, Xiaofeng S, Bowei W, Hao D. *Characterization and analysis of non-metallic inclusions in low carbon Fe-Mn-Si-Al TWIP steels*. **Steel Research International**. 87, 1723-1732, 2016.
- [166] Han Y, Shi J, Xu L, Cao W Q, Dong H. *Effects of Ti addition and reheating quenching on grain refinement and mechanical properties in low carbon medium manganese martensitic steel*. **Materials and Design**. 34, 427-434, 2012.
- [167] Zamani D, Najafizadeh A, Monajati H, Razavi G. *The effect of thermo-mechanical treatment and adding niobium and titanium on microstructure and mechanical properties of TWIP steel*. **International Journal of Applied Physics**. 1, 195-198, 2011.



- [168] Kim R, Bae C, Ha Y M, Kim J. *Effect of titanium addition on high temperature workability of high manganese austenitic steel*. **Iron and Steel Institute of Japan International**. 58, 535-541, 2018.
- [169] Mejía I, Salas-Reyes A E, Calvo J, Cabrera J M. *Effect of Ti and B microadditions on the hot ductility behavior of a High-Mn austenitic Fe-23Mn-1.5Al-1.3Si-0.5C TWIP steel*. **Materials Science and Engineering: A** 648, 311–329, 2015.
- [170] López-Chipres E, Mejía I, Maldonado C, Bedolla-Jacuinde A, J.M. Cabrera. *Hot flow behavior of boron microalloyed steels*. **Materials Science and Engineering: A**. 460, 464-470, 2007.
- [171] Mejía I, López-Chipres E, Maldonado C, Bedolla-Jacuinde A, Cabrera J M. *Modeling of the hot deformation behavior of boron microalloyed steels under uniaxial hot-compression conditions*. **International Journal of Materials Research**, 99, 1336-1345, 2008.
- [172] Wan H, Cai Y, Song D, Chen C. *Effect of Cr/Mo carbides on corrosion behaviour of Fe-Mn-C twinning induced plasticity steel*. **Corrosion Science**. 167, 108518, 2020.
- [173] Moon J, Lee J, Lee C. *Prediction for the austenite grain size in the presence of growing particles in the weld HAZ of Ti-microalloyed steel*. **Materials Science and Engineering: A**. 459, 40–46, 2007.
- [174] Zhang K, Li Z D, Sun X J, Yong Q L, Yang J W, Li Y M, Zhao P L. *Development of Ti-V-Mo complex microalloyed hot-rolled 900-MPa-grade high-strength steel*. **Acta Metallurgica Sinica (English Letters)**. 28, 641–648, 2015.
- [175] Pickering F B, Garbarz B. *Strengthening in pearlite formed from thermomechanically processed austenite in vanadium steels and implications for toughness*. **Materials Science and Technology**. 5, 227–237, 1989.
- [176] Funakawa Y, Shiozaki T, Tomita K, Yamamoto T. *Development of high strength hot-rolled sheet steel consisting of ferrite and nanometer-sized carbides*. **Iron and Steel Institute of Japan International**. 44, 1945–1951, 2004.
- [177] Pierson H O. *Handbook of Refractory Carbides and Nitrides*, Noyes Co, New Jersey 1996.
- [178] Razavi G R, Rizi M S, Zadeh H M. *Effect of a Mo addition on the properties of high-Mn steel*. **Materials and Technology**. 47, 611-614, 2013.



- [179] Funakawa Y, Seto K. *Coarsening behavior of nanometer-sized carbides in hot-rolled high strength sheet steel*. **Materials Science Forum**. 539, 4813–4818, 2007.
- [180] Wang X, Sun X, Song C, Chen H, Tong S, Han W, Pan F. *Evolution of microstructures and mechanical properties during solution treatment of a Ti–V–Mo-containing high-manganese cryogenic steel*. **Materials Characterization**. 135, 287–294, 2018.
- [181] Medina S F, Gómez M, Gómez P P. *Effects of V and Nb on static recrystallisation of austenite and precipitate size in microalloyed steels*. **Journal of Materials Science**. 45, 5553–5557, 2010.
- [182] Medina S F, Quispe A, Gómez M. *Strain induced precipitation effect on austenite static recrystallisation in microalloyed steels*. **Materials Science and Technology**. 19, 99–108, 2003.
- [183] Andrade H L, Akben M G, Jonas J J. *Effect of molybdenum, Niobium and Vanadium on static recovery and recrystallization and on solute strengthening in microalloyed steels*. **Metallurgical and Materials Transactions: A**. 14, 1967–1977, 1983.
- [184] Jonas J J, Weiss I. *Effect of precipitation on recrystallization in microalloyed steels*. **Metal Science**. 13, 238–245, 1979.
- [185] Hansen N, Bay B. *Initial stages of recrystallization in aluminium containing both large and small particles*. **Acta Metallurgica**. 29, 65–77, 1981.
- [186] Salas-Reyes A E. *Estudio de la ductilidad en caliente de aceros fe-mn-c-si-al de plasticidad inducida por maclaje (TWIP)*. **Tesis de Doctorado**. Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo Morelia, México. 2014.
- [187] Petukhov B V. *Effect of solid-solution softening of crystalline materials*. **Crystallography Reports**. 52, 113–124, 2007.
- [188] Belyakov A, Kaibyshev, R, Torganchuk V. *Microstructure and mechanical properties of 18%Mn TWIP/TRIP steels processed by warm or hot rolling*. **Steel Research International**. 88, 1600123, 2017.
- [189] Dolzhenko P, Tikhonova M, Kaibyshev R, Belyakov A. *Dynamically recrystallized microstructures, textures, and tensile properties of a hot worked high-Mn steel*. **Metals**. 9, 30, 2019.



- [190] Haupt M, Müller M, Haase C, Sevsek S, Brasche F, Schwedt A, Hirt G. *The influence of warm rolling on microstructure and deformation behavior of high manganese steels*. **Metals**. 9, 797, 2019.
- [191] Hirsch J, Lücke K. *Overview no. 76: Mechanism of deformation and development of rolling textures in polycrystalline f.c.c. metals. Description of rolling texture development in homogeneous CuZn alloys*. **Acta Metallurgica**. 36, 2863–2882, 1988.
- [192] Haase C, Barrales-Mora L A. *Influence of deformation and annealing twinning on the microstructure and texture evolution of face-centered cubic high-entropy alloys*. **Acta Materialia**. 150, 88–103, 2018.
- [193] Bracke L, Verbeken K, Kestens L, Penning J. *Microstructure and texture evolution during cold rolling and annealing of a high Mn TWIP steel*. **Acta Materialia**. 57, 1512–1524, 2009.
- [194] Haase C, Barrales-Mora L A, Roters F, Molodov D A, Gottstein G. *Applying the texture analysis for optimizing thermomechanical treatment of high manganese twinning-induced plasticity steel*. **Acta Materialia**. 80, 327–340, 2014.
- [195] Lü Y, Molodov D A, Gottstein G. *Correlation Between microstructure and texture development in a cold-rolled TWIP steel*. **ISIJ International**. 51, 812–817, 2011.
- [196] Haase C, Ingendahl T, Güvenç O, Bambach M, Bleck W, Molodov D A, Barrales-Mora L A. *On the applicability of recovery-annealed twinning-induced plasticity steels: potential and limitations*, **Materials Science and Engineering: A**. 649, 74–84, 2016.
- [197] Haase C, Kremer O, Hu W, Ingendahl T, Lapovok R, Molodov D A. *Equalchannel angular pressing and annealing of a twinning-induced plasticity steel: Microstructure, texture, and mechanical properties*. **Acta Materialia**. 107 239–253, 2016.
- [198] Samuel A, Samuel F, Doty H, Valtierra S. *Metallographic observations of β -AlFeSi phase and its role in porosity formation in Al–7%Si alloys*. **International Journal of Cast Metals Research**. 19, 156–166, 2006.
- [199] Sravanthi S S, Acharyy S G, Chapala P. *Effect of GMAW-brazing and Cold Metal Transfer Welding Techniques on the corrosion behaviour of Aluminium-Steel lap joints*. **Materials Today: Proceedings**. 18, 2708–2716, 2019.



- [200] Mercado V H, Mejía I, Bedolla-Jacuinde A. *Dry sliding wear behavior of a high-Mn austenitic twinning induced plasticity (TWIP) steel microalloyed with Ti*. **MRS Online Proceedings Library**. 1765, 59-64, 2015.
- [201] Mercado V H, Mejía I, Bedolla-Jacuinde A. *Effect of Load and Sliding Rate on the Wear Behavior of Ti-Containing TWIP Steel*. **Journal of Materials Engineering and Performance**. 26, 2213–2225, 2017.
- [202] Liang Q, Liu X, Li P, Zhang X. *Hot deformation behavior and processing map of high-strength nickel brass*. **Metals**. 10, 782, 2020.
- [203] Long S, Xia Y.F, Hu J.C, Zhang J S, Zhou J, Zhang P, Cui M L. *Hot deformation behavior and microstructure evolution of Ti-6Cr-5Mo-5V-4Al alloy during hot compression*. **Vacuum**. 160, 171–180, 2019.
- [204] Han J, Kang S H, Lee S J, Kawasaki M, Lee H J, Ponge D, Lee Y K. *Superplasticity in a lean Fe-Mn-Al steel*. **Nature Communications**. 9, 1-6, 2018.
- [205] Ozturk F, Polat A, Toros S, Picu R C. *Strain hardening and strain rate sensitivity behaviors of advanced high strength steels*. **Journal of Iron and Steel Research International**. 20, 68-74, 2013.
- [206] Prasad Y V R K. *Processing maps: A status report*. **Journal of Materials Engineering and Performance**. 12, 638–645, 2003.
- [207] Quan G Z, Lu W Q, Liang J T, Pu S A, Luo G C, Liu Q. *Evaluation of the hot workability corresponding to complex deformation mechanism evolution for Ti-10V-2Fe-3Al alloy in a wide condition range*. **Journal of Materials Processing Technology**. 221, 66-79, 2015.
- [208] Quan G Z, Wang Y, Yu C T, Zhou J. *Hot workability characteristics of as-cast titanium alloy Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V: a study using processing map*, **Material Science and Engineering: A**. 564, (2013), 46-56.
- [209] Abedi H R, Zarei-Hanzaki A, Khoddam S. *Effect of γ precipitates on the cavitation behavior of wrought AZ31 magnesium alloy*. **Materials and Design**. 32, 2181-2190, 2011.
- [210] Lunev V V, Pirozhkova V P. *Nature and diagnostics of nonmetallic inclusions in steels*. **Russian Metallurgy (Metally)**. 2012, 535-538, 2012.



- [211] Andrade H L, Akben M G, Jonas J J. *Effect of molybdenum, niobium, and vanadium on static recovery and recrystallization and on solute strengthening in microalloyed steels*. **Metallurgical Transactions**. 14, 1967–1977, 1983.
- [212] Rastegari H, Kermanpur A, Najafizadeh A, Somani M C, Porter D A, Ghassemali E, Jarfors A E. *Determination of processing maps for the warm working of vanadium microalloyed eutectoid steels*. **Materials Science and Engineering: A**. 658, 167-175, 2016.
- [213] Da Silva Septimio R, Button S T, Van Tyne C J. *Processing maps for the analysis of hot workability of microalloyed steels 38MnSiVS5 and 0.39 C1. 47Mn*. **Journal of Materials Science**. 51, 2512-2528, 2016.



PRODUCTIVIDAD CIENTÍFICA

Mijangos D. Mejía I. Cabrera J. M. *Characterization of inclusions and second-phase particles in high-Mn TWIP steels microalloyed with Ti, Ti/B, Nb, V and Mo, in as-solutioned condition.* **MRS Advances**. 5, 3023-3033 2020. <https://doi.org/10.1557/adv.2020.389>.

MRS Advances © The Author(s), 2020, published on behalf of Materials Research Society by Cambridge University Press
DOI: 10.1557/adv.2020.389



Characterization of inclusions and second-phase particles in high-Mn TWIP steels microalloyed with Ti, Ti/B, Nb, V and Mo, in as-solutioned condition

D. Mijangos¹, I. Mejía¹, J. M. Cabrera^{1,2}

¹Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, Departamento de Metalurgia Mecánica, México. Email: mijangos727@gmail.com, imejia@umich.mx. ²Universitat Politècnica de Catalunya, Departament de Ciència i Enginyeria de Materials, Spain.

ABSTRACT

In recent years there has been an increase in the field of research of advanced steels that have excellent mechanical properties combining high strength with excellent ductility. Within this range of advanced steels are the stable austenitic phase steels at room temperature of twinning induced plasticity known as TWIP. An important aspect to highlight about TWIP steels is their addition with different microalloying elements, generally less than 0.20 wt. %, which are forming precipitated phases such as carbides, nitrides and carbonitrides, and directly or indirectly control and/or modify microstructure and mechanical properties in these steels. Microalloying elements can cause a higher degree of hardening due to the formation of precipitates and grain refinement. The present research work studies the inclusions and second-phase particles formed in Fe-21Mn-1.3Si-1.6Al TWIP steels microalloyed with Ti, Nb, V, Mo and Ti/B in as-solution condition. TWIP steels melted in induction furnace were homogenized and hot-rolled at 1200 °C with reduction of 60 %. Subsequently, rolled plates were solubilized at 1100 °C followed by water quench. Thermodynamics-based predictions of inclusions and second-phases of different TWIP steels were carried out using JMatPro® V.9.1.2. Metallographic characterization was carried out by light optical and scanning electron microscopies (LOM, SEM), while second-phase particles characterization was performed using energy dispersion spectroscopy (SEM-EDS). Also, Vickers microhardness tests were carried out

3023



Mijangos D, Mejia I, Cabrera J. M. *Influence of microalloying additions (Nb, Ti, Ti/B, V and Mo) on the microstructure of TWIP steels. Metallography, Microstructure, and Analysis.* 11, 1-13 2022. <https://doi.org/10.1007/s13632-022-00871-w>.

Metallography, Microstructure, and Analysis
<https://doi.org/10.1007/s13632-022-00871-w>

PEER-REVIEWED PAPER



Influence of Microalloying Additions (Nb, Ti, Ti/B, V and Mo) on the Microstructure of TWIP Steels

D. Mijangos¹ · I. Mejia¹ · J. M. Cabrera^{1,2,3}

Received: 20 May 2022 / Accepted: 17 June 2022
© ASM International 2022

Abstract

High-Mn austenitic twinning-induced plasticity (TWIP) steels have become nowadays one of the most innovative and attractive materials due to their excellent combination of high strength and high ductility. Along with this, the addition of microalloying elements in the composition of TWIP steels generates a remarkably increase in mechanical properties. The main objective of this research work is to determine the influence of Nb, V, Mo, Ti and Ti/B, as microalloying elements on the microstructure of high-Mn austenitic TWIP steels after as-solutioned and thermomechanical treated conditions. Once melted, TWIP steels were subjected to a homogenization treatment and then hot-rolled with a reduction of 60%. Both processes were carried out at 1200 °C. Afterward, the laminated pieces experimented a solution treatment at 1100 °C and then were water-quenched. Equilibrium phase diagrams of the studied TWIP steels were calculated by using JMatPro. Metallographic characterization was carried out by light optical microscopy and scanning electron microscopy-energy dispersive spectroscopy. X-ray diffraction analyses and Vickers microhardness tests were also performed. In general, results showed that inclusions of MnS and AlN act as nuclei for the microalloying elements precipitation. On the other hand, microalloying additions to TWIP steels resulted in a grain size refinement effect, being the V-bearing TWIP steel the one that presented the highest grain size reduction. X-ray diffraction results showed that austenite phase was stable, as no observation of martensite transformation was noticed. The Ti- and V-bearing TWIP steels exhibited the highest microhardness values.

Keywords TWIP steel · Microalloying elements · Heat and thermomechanical treatment · Austenite · Second-phase precipitates

Introduction

Discovered by Hadfield and Howe [1] in 1888, high-Mn steels are the basis for the development of the steels now known as TWIP (twinning-induced plasticity) steels. These advanced steels can be specially used in the automotive industry but also for structural applications, due to their excellent combination of both high strength and elongation.

TWIP steels have a great capacity of strain hardening, which produces a balance of strength elongation superior to conventional steels, providing an extraordinary formability together with excellent final mechanical properties [2]. Currently, TWIP steels are recognized as austenitic steels of high plasticity and tensile strength due to the high additions of Mn (between 15 and 30 wt.%) and a variable amount of C, both ensuring the stability of the austenitic phase at room temperature and promoting deformation twinning as additional deformation mechanism to the classical dislocation glide [3]. It has been observed that in steels with high-Mn content and a minimum percentage of C, Al and Si the dominant deformation mechanism is mechanical twinning [4, 5]. For instance, Grässel et al. [5, 6] observed in TWIP steels with Mn content exceeding 25 wt.%, Al percentage above 3 wt.%, Si content around 2–3 wt.% and C content lower than 0.4 wt.% tensile strength up to 1400 MPa and elongation above 80% without reaching fracture. However, these steels display persistent low yield strength, so, nowadays,

I. Mejia
imejia@umich.mx; imejia.grazados@gmail.com

¹ Department of Mechanical Metallurgy, IIMM, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, Edif. U-3, Ciudad Universitaria, 58030 Morelia, Michoacán, Mexico

² Department of Materials Science and Engineering, EEHE, Universitat Politècnica de Catalunya, c/Eduard Maristany 10-14, 08019 Barcelona, Spain

³ Fundació CIM UPC, c/Llorens i Artigas 12, 08028 Barcelona, Spain

