



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DEL ESTADO DE
HIDALGO

INSTITUTO DE CIENCIAS BÁSICAS E
INGENIERIA

AREA ACADÉMICA DE CIENCIAS DE LA
TIERRA Y MATERIALES

**Efecto de bajos contenidos de Al en la
microestructura y propiedades mecánicas de
aceros TWIP medio carbono**

TESIS

QUE PARA OBTENER EL TITULO DE
DOCTOR EN CIENCIAS DE LOS MATERIALES

Presenta:

M. en C. Erick Uriel Morales Cruz

Directora de tesis:

Dra. Marissa Vargas Ramírez

Codirector de tesis:

Dr. Alejandro Cruz Ramírez

Mineral de la Reforma, Hidalgo a 9 de mayo del 2023



Mineral de la Reforma, Hgo., a 9 de mayo de 2023

Número de control: ICBI-D/466/2023
 Asunto: Autorización de impresión.

MTRA. OJUKY DEL ROCIO ISLAS MALDONADO
DIRECTORA DE ADMINISTRACIÓN ESCOLAR DE LA UAEH

El Comité Tutorial de la tesis titulada "Efecto de bajos contenidos de Al en la microestructura y propiedades mecánicas de aceros TWIP medio carbono" realizado por el sustentante Erick Uriel Morales Cruz con número de cuenta 205742 perteneciente al programa de Doctorado en Ciencias de los Materiales (tradicional), una vez que ha revisado, analizado y evaluado el documento recepcional de acuerdo a lo estipulado en el Artículo 110 del Reglamento de Estudios de Posgrado, tiene a bien extender la presente:

AUTORIZACIÓN DE IMPRESIÓN

Por lo que el sustentante deberá cumplir los requisitos del Reglamento de Estudios de Posgrado y con lo establecido en el proceso de grado vigente.


Atentamente
 "Amor, Orden y Progreso"

El Comité Tutorial


 Dra. Marissa Vargas Ramírez
 Directora de tesis


 Dr. Alejandro Cruz Ramírez
 Codirector


 Dr. José Merced Martínez Vázquez
 Titular


 Dr. Juan Hernández Ávila
 Suplente

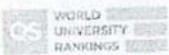

 Dr. Otilio Arturo Acosta Sandoval
 Director del ICBI



QAASIBO

Ciudad del Conocimiento
 Carretera Pachuca-Tulancingo km 4.5 Colonia
 Carboneras, Mineral de la Reforma, Hidalgo,
 México. C.P. 42184
 Teléfono: 771 71 720 00 ext. 2231 Fax 2109
 direccion_icbi@uaeh.edu.mx

www.uaeh.edu.mx



AGRADECIMIENTOS

A mi familia: Sin ellos no sería absolutamente nada

A gruño...

A pa...

A mi mama.

A mi carnal.

A mis compañeros de doctorado: el mejor grupo del mundo.

A la Universidad Autónoma del Estado de Hidalgo.

A Conacyt por la beca.

A la Universidad Michoacana.

A Multico.

A la Dra. Marissa.

Al Dr. Alejandro Cruz.

Al Dr. Eduardo Colin.

A mis profesores

A todos los que han compartido este tiempo conmigo... esta vida.

A todos los que he olvidado

A los que ya no están E.S.C.G. / R.M.A / U.S.

A dios por mostrarme el camino siempre.

A todos... Muchas Gracias.

TRABAJOS DERIVADOS DE LA PRESENTE TESIS

CONGRESO

- Caracterización óptica y mecánica de aceros con altos contenidos de Manganeso (Mn) en condición de colada. Academic Journals 2022 Hidalgo. Universidad Politécnica Metropolitana de Hidalgo.

ENCUENTRO ACADEMICO

- Efecto de bajas adiciones de aluminio en la microestructura y propiedades mecánicas de aceros altos en manganeso forjados en caliente. Encuentro de cuerpos académicos BUAP 2022. Benemérita Universidad Autónoma de Puebla.

ARTICULO JCR

- “Effect of low aluminum additions in the microstructure and mechanical properties of hot forged high-manganese steels” in Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy.

INDICE

	Pág.
Índice de figuras	6
Índice de tablas	8
Resumen	9
Abstract	10
Justificación	11
Objetivos	13
Objetivo General	13
Objetivos Específicos	13
Capitulo I.- Antecedentes Generales	14
1.- Aceros	14
1.1.- Composición y Clasificación de los aceros	14
1.2.- Generaciones de los aceros	14
1.2.1.- Primera generación de los aceros	14
1.2.2.- Segunda generación de los aceros	16
1.3.- Aceros avanzados de alta resistencia.	17
1.3.1.- Aceros doble fase (DP)	17
1.3.2.- Aceros de plasticidad inducida por deformación (TRIP)	18
1.3.3.- Aceros de plasticidad inducida por maclaje (TWIP)	19
1.4.- Origen de los Aceros TWIP	20
1.5.- Diagrama Hierro-Manganeso	22
1.6.- Metalurgia de los aceros TWIP	23
1.6.1.- Planos de maclado y dislocación en sistemas Fe-Mn-C	23
1.6.2.- Energía de Falla	24
1.6.3.- Fallas de apilamiento intrínsecas y extrínsecas.	25
1.6.4.- Energía de falla de apilamiento.	25
1.7.- Mecanismos de Endurecimiento en aceros altos en manganeso	28
1.7.1.- Movimiento de Dislocaciones	30
1.7.2.- Transformación en Martensita	31
1.7.3.- Deformación por Maclado	31
1.7.4.- Endurecimiento por precipitación	31
1.7.5.- Endurecimiento por solución solida	32
1.8.- Efecto de los elementos de aleación en los aceros TWIP	33
1.8.1.- Carbono	33
1.8.2.- Manganeso	34
1.8.3.- Aluminio	35
1.9.- Propiedades Mecánicas de los aceros TWIP	35
1.10.- Inclusiones No Metálicas	36
1.11.- Tipos de Inclusiones No Metálicas	37
11.11.1 Inclusiones No Metálicas en aceros TWIP.	37
11.11.2 Morfología de las Inclusiones No Metálicas en aceros TWIP	39

Capitulo II Desarrollo Experimental	40
2.1.- Desarrollo Experimental	40
2.2.- Fundición	41
2.2.1.- Fabricación de las lingoteras	41
2.2.2.- Solidificación	42
2.3.- Análisis Químico	43
2.4.- Tratamiento Termomecánico	44
2.5.- Preparación Metalográfica	46
2.5.1.- Corte	46
2.5.2.- Montaje	47
2.5.3.- Desbaste	47
2.5.4.- Pulido	48
2.5.5.- Ataque	49
2.6.- Microscopia Óptica	49
2.7.- Microscopia Electrónica de Barrido	50
2.8.- Rayos X	50
2.9.- Ensayo de Tensión	51
2.10.- Ensayo de Dureza	52
Capitulo III Resultados y Discusión	53
3.1.- Análisis Químico	53
3.2.- Microscopia Óptica	54
3.2.1.- Colada	54
3.2.2.- Condición de Forja	57
3.3.- Rayos X	65
3.3.1.- Rayos X en colada	65
3.3.2.- Rayos X después del tratamiento de forja	66
3.4.- Microscopia Electrónica de Barrido	67
3.4.1.- MEB en condición de Colada	67
3.4.2.- MEB después del tratamiento de forja	73
3.5.- Propiedades Mecánicas	75
3.5.1.- Dureza	75
3.5.1.1.- Dureza en Colada	75
3.5.1.2.- Dureza después del tratamiento de forja	76
3.5.2.- Ensayo de Tensión en Colada y después del tratamiento de forja	77
Capitulo IV.- Conclusiones	83
Trabajo Futuro	85
Referencias	86

INDICE DE FIGURAS

FIGURA	DESCRIPCIÓN	Pág.
Figura 1	Diagrama esfuerzo-deformación de la primera, segunda y tercera generación de aceros.	16
Figura 2	Microestructura característica de los aceros fase dual (DP).	18
Figura 3	Microestructura de un acero TRIP.	19
Figura 4	Microestructura característica de los aceros TWIP.	20
Figura 5	Diagrama de fases Manganeso-Hierro (Mn-Fe).	22
Figura 6	Tetraedro de Thompson.	23
Figura 7	Arreglo atómico para estructuras compactas a) Plano compacto b) Estructura hexagonal compacta (h.c.p.) intercalando A y B c) Estructura cubica centrada en las caras (f.c.c.).	24
Figura 8	Esquematzación de las fallas de apilamiento en una celda F.c.c. a) Cristal perfecto b) Falla intrínseca donde existe un plano A faltante en la secuencia microestructural. c) Falla extrínseca donde un plano extra B se encuentra dentro de la microestructura.	25
Figura 9	Relación entre la energía de falla de apilamiento y los mecanismos de endurecimiento posibles en aceros de alto contenido de manganeso.	29
Figura 10	Dislocaciones en un acero TWIP Fe–20Mn–1.3C–(3Cu).	30
Figura 11	Macla en un acero Twip. Puede apreciarse la simetría entre ambas regiones.	32
Figura 12	Variación de la SFE con base en el % de Manganeso en el sistema Fe-Mn.	34
Figura 13	Inclusiones No Metálicas en aceros y su clasificación.	38
Figura 14	Etapas de la preparación del material para el desarrollo experimental.	40
Figura 15	Lingotera empleada para la fabricación de los aceros.	41
Figura 16	Materia prima y Horno empleados en la fabricación de las muestras de aceros. a) Acero AISI 1018, b) Ferro-silicio, c) Aluminio, d) Horno de inducción al vacío, e) Manganeso electrolítico.	42
Figura 17	Extracción de lingotes.	43
Figura 18	Marcado del material.	43
Figura 19	Espectrómetro Bruker Tasman Q4.	44
Figura 20	Mufla Bartlett Modelo C10006B.	44
Figura 21	Muestra del acero en la prensa.	45
Figura 22	Muestras deformadas en caliente durante el enfriamiento.	45
Figura 23	Disco de Oxido de Aluminio empleado para cortar secciones transversales de los lingotes.	46
Figura 24	Montadora manual de muestras.	47
Figura 25	Pulidora Metalográfica Buehler, Modelo máster 2000.	48
Figura 26	25.-Soluciones de alúmina (Al ₂ O ₃) para pulido metalográfico.	48
Figura 27	Microscopio Olympus PMG-3.	49
Figura 28	Microscopio Electrónico de Barrido Jeol modelo 6300.	50

Figura 29	Difractómetro Bruker D8	50
Figura 30	Diseño de las probetas a ser ensayadas mecánicamente	51
Figura 31	Equipo Universal United STM-10-EZ para ensayos mecánicos	51
Figura 32	Durómetro Buehler	52
Figura 33	Micrografía en condición de colada de la muestra 17Mn-1.5Al	55
Figura 34	Micrografía en condición de colada de la muestra 17Mn-1Al	56
Figura 35	Micrografía en condición de colada de la muestra 22Mn-1.5Al	56
Figura 36	Micrografía en condición de colada de la muestra 22Mn-1Al	57
Figura 37	Microestructura de la condición 17Mn-1.5Al. tratada termomecánicamente	58
Figura 38	Microestructura de la condición 17Mn-1Al. tratada termomecánicamente	59
Figura 39	Microestructura de la condición 22Mn-1.5Al. tratada termomecánicamente	61
Figura 40	Microestructura de la condición 22Mn-1Al. tratada termomecánicamente	62
Figura 41	Micrografías Ópticas del acero 17Mn-1Al a) granos (líneas sólidas) y subgranos (líneas discontinuas), b) listones de martensita, c) un relieve superficial de martensita.	65
Figura 42	Difractograma de las 4 condiciones estudiadas en condición de colada	66
Figura 43	Difractograma de las 4 condiciones estudiadas tratadas termomecánicamente	67
Figura 44	a) Micrografía SEM para la condición 22Mn-1Al, b) Análisis EDS sobre una partícula encontrada en la microestructura.	68
Figura 45	Presencia de Aluminio en la condición 17Mn-1.5Al mediante mapeo de MEB	70
Figura 46	Estudio de mapeo en condición de colada sobre partícula encontrada a) partícula pequeña b) partículas grandes	72
Figura 47	Estudio de mapeo en condición de colada sobre partícula encontrada a) partícula pequeña b) partículas grandes	74
Figura 48	Curvas Esfuerzo-Deformación en condición de colada y después del tratamiento termomecánico para las cuatro condiciones a) 17Mn-1.5Al, b) 17Mn-1Al c) 22Mn-1.5Al, d) 22Mn-1Al.	79

INDICE DE TABLAS

TABLA	DESCRIPCIÓN	Pág.
Tabla 1	Energías de Falla de Apilamiento (SFE) reportadas para aceros TWIP	27
Tabla 2	Resistencia a la Tensión (YS por sus siglas en inglés) Resistencia máxima a la tensión (UTS por sus siglas en inglés) y elongación en % de distintos aceros TWIP	35
Tabla 3	Tratamiento termomecánico de las 4 condiciones	46
Tabla 4	Porcentaje en peso (wt%.) de los elementos en cada colada	53
Tabla 5	Numero de partículas, % de porosidades y tamaño promedio en los 4 aceros estudiados.	54
Tabla 6	Resultados de dureza para los aceros en condición de colada	75
Tabla 7	Resultados de dureza para los aceros tratados termomecánicamente	76
Tabla 8	Resultados de la prueba de tensión para las 4 muestras en condición de colada y después del tratamiento de forja	79

RESUMEN

En el presente trabajo se estudió el efecto de adicionar cantidades menores a 3% de aluminio en aceros conteniendo manganeso en un rango de 17-22% con la finalidad de determinar su efecto en la microestructura y las propiedades mecánicas. Se fabricaron 4 aceros con composiciones químicas de 17Mn-1Al, 17Mn-1.5Al, 22Mn-1Al y 22Mn-1.5Al mediante fundición de inducción al vacío, posteriormente se forjaron en caliente empleando dos prensas diferentes de 100 y 200 toneladas, seguido de enfriamiento al aire. Se determinó por medio de difracción de rayos X y microscopía óptica y de barrido que el manganeso en los aceros permito obtener una matriz austenítica a temperatura ambiente. Los aceros en condición de forjado mostraron que la cantidad de manganeso tuvo un papel fundamental, independientemente del contenido de aluminio, los aceros 17Mn-1Al y 17Mn-1.5Al presentaron una matriz dual austenítica-martensítica, mientras que en los aceros con el mayor contenido de manganeso a 22%, no se apreció la presencia de la fase martensita. Los precipitados e inclusiones no metálicas para la condición de colada fueron del tipo Oxido de Aluminio (Al_2O_3) y Sulfuro de Manganeso (MnS) y se incrementaron en tamaño y numero al incrementar la cantidad de aluminio. Los estudios de mapeo por microscopía electrónica de barrido (MEB) no mostraron segregación de elementos sobre la matriz lo cual es un resultado muy común para aceros con altos contenidos de manganeso (Mn) debido a la elevada solubilidad de este.

La dureza de los aceros (HRB) no vario significativamente para ninguna condición experimental debido principalmente a que la concentración de carbono se mantuvo constante en los aceros; sin embargo, las propiedades mecánicas de tensión se incrementaron considerablemente después del tratamiento de forja en especial para las condiciones 17Mn-1Al y 17Mn-1.5Al debido a diferentes fenómenos: su matriz dual austenitico-ferritica, la presencia de inclusiones no metálicas, la cantidad de aluminio y el maclado mecánico, estos mecanismos de endurecimiento en conjunto permitieron obtener las propiedades mecánicas más elevadas, Los aceros con mayor contenido de manganeso (Mn) también incrementaron sus propiedades mecánicas, sin embargo fue en menor medida debido al crecimiento de grano austenítico y la ausencia de martensita.

ABSTRACT

In the present work, the effect of adding amounts of less than 3% aluminum in steels containing manganese in a range of 17-22% was studied to determine its effect on the microstructure and mechanical properties. Four steels with chemical compositions of 17Mn-1Al, 17Mn-1.5Al, 22Mn-1Al, and 22Mn-1.5Al were manufactured by vacuum induction casting, then hot forged using two different presses of 100 and 200 tons, followed by cooling in the air. It was determined by X-ray diffraction and optical and scanning microscopy that the manganese in the steels allowed to the formation of an austenitic matrix at room temperature. The steels in the wrought condition showed that the amount of manganese had a fundamental role, regardless of the aluminum content. The 17Mn-1Al and 17Mn-1.5Al steels presented a dual austenitic-martensitic matrix, while in the steels with the highest content of manganese at 22%, the presence of the martensite phase was not appreciated. The precipitates and non-metallic inclusions (NMI) for the cast condition were of the aluminum oxide (Al_2O_3) and manganese sulfide (MnS) types and increased in size and number as the amount of aluminum increased. Scanning electron microscopy (SEM) mapping studies did not show segregation of elements on the matrix, which is a very common result for steels with high manganese contents due to their high solubility.

The hardness of the steels (HRB) did not vary significantly for any experimental condition, mainly because the carbon concentration remained constant in the steels; however, the tensile mechanical properties increased considerably after the forging treatment, especially for the 17Mn-1Al and 17Mn-1.5Al conditions, due to different phenomena: its dual austenitic-ferritic matrix, the presence of non-metallic inclusions, the amount of aluminum, and mechanical twinning. These hardening mechanisms together allowed obtaining the highest mechanical properties. Steels with higher manganese content also increased their mechanical properties, but to a lesser extent due to the growth of austenitic grain and the absence of martensite.

JUSTIFICACION

En años recientes y debido al deterioro ambiental ocasionado por las actividades de la humanidad (en especial las emisiones de CO₂ a la atmosfera) la industria automotriz ha decidido enfocar sus necesidades en materiales con propiedades mecánicas elevadas tomando en consideración el peso de este; y por consiguiente reducir las emisiones de gases de combustión. Uno de los materiales más prometedores son los aceros TWIP (Twinning Induce Plasticity por sus siglas en Ingles). Estos materiales pertenecen a la categoría de aceros avanzados de alta resistencia AAAR (AHSS por su siglas en inglés) dentro de los cuales podemos encontrar algunos con un alto potencial de endurecimiento por plasticidad, sin embargo este mecanismo para la mejora de propiedades mecánicas no ha sido explotado en su totalidad para fines de ingeniería, debido principalmente a que aún existen ciertos principios de mecanismos de activación por estudiar y comprender en su totalidad, destacando el efecto que tienen las concentraciones de elementos como el manganeso y aluminio en el maclado por deformación plástica (Twinning en inglés), el cual consiste en la interposición de planos al interior de la microestructura las cuales actúan como barreras al movimiento de dislocaciones debido principalmente a que generan nuevas orientaciones cristalográficas.

Es por lo que para comprender mejor los mecanismos de maclado en los aceros TWIP es necesario estudiar no solo el aspecto de composición y microestructura, sino también el efecto de elementos de aleación en el maclado. Tomando en cuenta que la mayoría de los aceros ferríticos presentan elongaciones menores a 25% y esfuerzos máximos a la tensión menores a 1 GPa sus propiedades mecánicas dependen principalmente del control de su microestructura en vez del mecanismo de endurecimiento por deformación (conocido como efecto TRIP), Por lo tanto, el aumento de resistencia se logra sacrificando ductilidad. Es entonces que los aceros TWIP cobran importancia debido principalmente a su estructura austenítica (responsable del comportamiento dúctil del material) presentando otras fases las cuales ocurren durante la deformación, por lo tanto, se puede lograr una elevada resistencia sin sacrificar elongación. Esta particularidad los hace idóneos para la producción de materiales en larga escala para diferentes industrias: automotriz, naval, ductos de gas y aplicaciones estructurales. Sin embargo, es importante destacar que el presente trabajo se enfocara en su aplicación y potencial uso industrial.

De acuerdo con la revisión bibliográfica que se efectuó, se propone en el presente trabajo para estudiar cuatro aceros con alto contenido de manganeso con composiciones químicas: (Carbono 0.5, Manganeso 20-25 y Aluminio 1.0-1.5) a partir de un acero AISI 1045 los cuales

serán fabricados en un horno eléctrico con capacidad de 40 kilos. El acero AISI será empleado como elemento principal al que se le agregará ferromanganeso para ajustar la composición química deseada. Debido a la composición química, el principal mecanismo de endurecimiento será el maclado mecánico.

Se ha encontrado que el fenómeno de maclado (Twinning por sus siglas en inglés) depende de un factor conocido como Energía de Falla de Apilamiento (Stacking Fault Energy por sus siglas en inglés) el cual depende en su mayoría de la presencia de dos elementos químicos en un acero: manganeso entre 25 y 35% y aluminio cantidades mayores a 3% de peso respectivamente.

Posteriormente a la fabricación se procederá a caracterizar óptica y mecánicamente los aceros en condición de colada para posteriormente deformarlos en caliente y evaluar la mejora en propiedades mecánicas a partir de la formación de maclas.

OBJETIVOS

OBJETIVO GENERAL

Fabricar cuatro aceros austeníticos con alto contenido de Manganeso a diferentes composiciones químicas (Carbono 0.5, Manganeso 20-25 y Aluminio 1.0-1.5) y caracterizarlos por medio de técnicas microscópicas: Microscopia Óptica (MO) Microscopia Electrónica de Barrido (MEB), estudiar su composición mediante Espectrometría de Masas y Difracción de Rayos X para finalmente ensayar por dureza y tensión los cuatro aceros en condición de colada y después de la deformación en caliente.

OBJETIVOS ESPECIFICOS

- 1.-Fabricar los aceros con la composición química propuesta en el presente trabajo.
- 2.-Obtener probetas: para microscopia óptica, ensayos mecánicos de tensión y dureza,
- 3.-Caracterizar ópticamente las muestras preparadas con anterioridad.
- 4.-Ensayar mecánicamente las muestras preparadas con anterioridad.
- 5.-Relacionar el contenido de manganeso y aluminio con el comportamiento mecánico y la microestructura.

CAPITULO I

ANTECEDENTES GENERALES

1 ACEROS

Un acero es una aleación de hierro con carbono en una proporción que oscila entre 0.008 y 2.11% de carbono, así como elementos como el silicio, molibdeno, tungsteno, níquel entre otros. Con el fin de mejorar sus propiedades se le suelen añadir otros elementos tales como el titanio, vanadio, cromo y niobio entre otros [1].

1.1 COMPOSICION Y CLASIFICACION DE LOS ACEROS

Las propiedades mecánicas de los aceros y su comportamiento a diferentes temperaturas dependen principalmente de la cantidad de carbono y de cómo se encuentra distribuido en la microestructura. Los aceros están compuestos de tres microconstituyentes principales: ferrita o hierro alfa (α), perlita ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$) y cementita (Fe_3C). La ferrita es una fase blanda y dúctil, es hierro conteniendo una pequeña cantidad de carbono y otros elementos en disolución. La cementita está compuesta de hierro con 6.67% de carbono, tiene una buena dureza y es quebradiza. La perlita es una mezcla de ferrita y cementita (Fe_3C) y sus propiedades mecánicas se encuentran entre las de sus dos componentes. La resistencia y dureza de un acero, que no ha sido tratado térmicamente (o en condición de colada), depende de las proporciones de estos tres microconstituyentes. Cuanto mayor es el contenido en carbono de un acero, menor es la cantidad de ferrita y mayor la de perlita: cuando el acero tiene un 0.77% de carbono, está compuesto en su totalidad de perlita. Un acero con cantidades mayores de carbono es una mezcla de perlita y cementita [1-3].

1.2. GENERACIONES DE LOS ACEROS

A lo largo de la historia, el desarrollo de nuevos aceros con propiedades mejoradas se puede dividir en dos generaciones;

- El desarrollo de los aceros microaleados (HSLA por sus siglas en ingles).
- Los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS por sus siglas en ingles).

1.2.1 PRIMERA GENERACION DE LOS ACEROS

La enorme demanda de aceros para los distintos tipos de industria ha llevado a los investigadores a estudiar no solo su composición química sino también los cambios microestructurales que ocurren en ellos [4-6]. Habiendo estudiado la microestructura

característica de los aceros, se encontró que era necesario estudiar el efecto de pequeñas cantidades de elementos de microaleación para así mejorar las propiedades de tensión y resistencia tratando de no incrementar su peso de manera considerable. Es así como surge la primer generación de aceros conocidos como aceros de alta resistencia y baja aleación HSLA (High Strength Low Alloys por sus siglas en inglés).

Algunos de los principales factores que llevaron al desarrollo de los aceros HSLA durante la década de los 60´ fueron:

- Ahorro en el costo de los materiales con solo agregar una pequeña porción de elementos de microaleación (por debajo incluso del 0.3%).
- Aceros más ligeros y por lo tanto beneficios directos en el transporte, uso y procesamiento debido principalmente a que por las cantidades bajas de aleación, el peso no se incrementa significativamente.
- Cubrieron la necesidad de producir aceros en grandes volúmenes con la capacidad de ser soldados.

La composición química de estos aceros oscila en porcentajes 0.1-0.5% Carbono microaleado con cantidades menores a 0.3% de elementos como el niobio, vanadio, titanio, aluminio entre otros. Su principal ventaja radica en que sus propiedades mecánicas son mejoradas considerablemente (con límites elásticos mayores a 275 MPa) [5-6] mientras que su peso no se incrementa. Lo que permite un amplio rango de aplicaciones ingenieriles entre las que destacan:

- Pipas de gas.
- Pipas de combustible.
- Contenedores de productos químicos.
- Tubería submarina para el transporte de hidrocarburos.

Sin embargo y debido a su microestructura característica ferrítico-perlítica, sus propiedades dependen principalmente de los elementos de microaleación y por lo tanto se encuentran limitadas a la solubilidad de estos [4-8].

1.2.2 SEGUNDA GENERACION DE ACEROS

La segunda generación de aceros AHSS se desarrolló principalmente a la limitada formabilidad que presentaban los aceros AHSS de primera generación. También conocidos como aceros austeníticos, esto debido a que la fase austenita se encuentra estable en la microestructura debido a los altos contenidos de manganeso o incluso de níquel. La concentración de estos elementos para la estabilización de la austenita varía de 15-30% Mn, 1-3% Si y 1-3% Al. Kwon et. al. [9] designo a estos aceros como ultra avanzados y de alta resistencia (U-AHSS por sus siglas en inglés) los cuales logran productos de resistencia-elongación de más de 50,000 MPa (Ver figura 1)

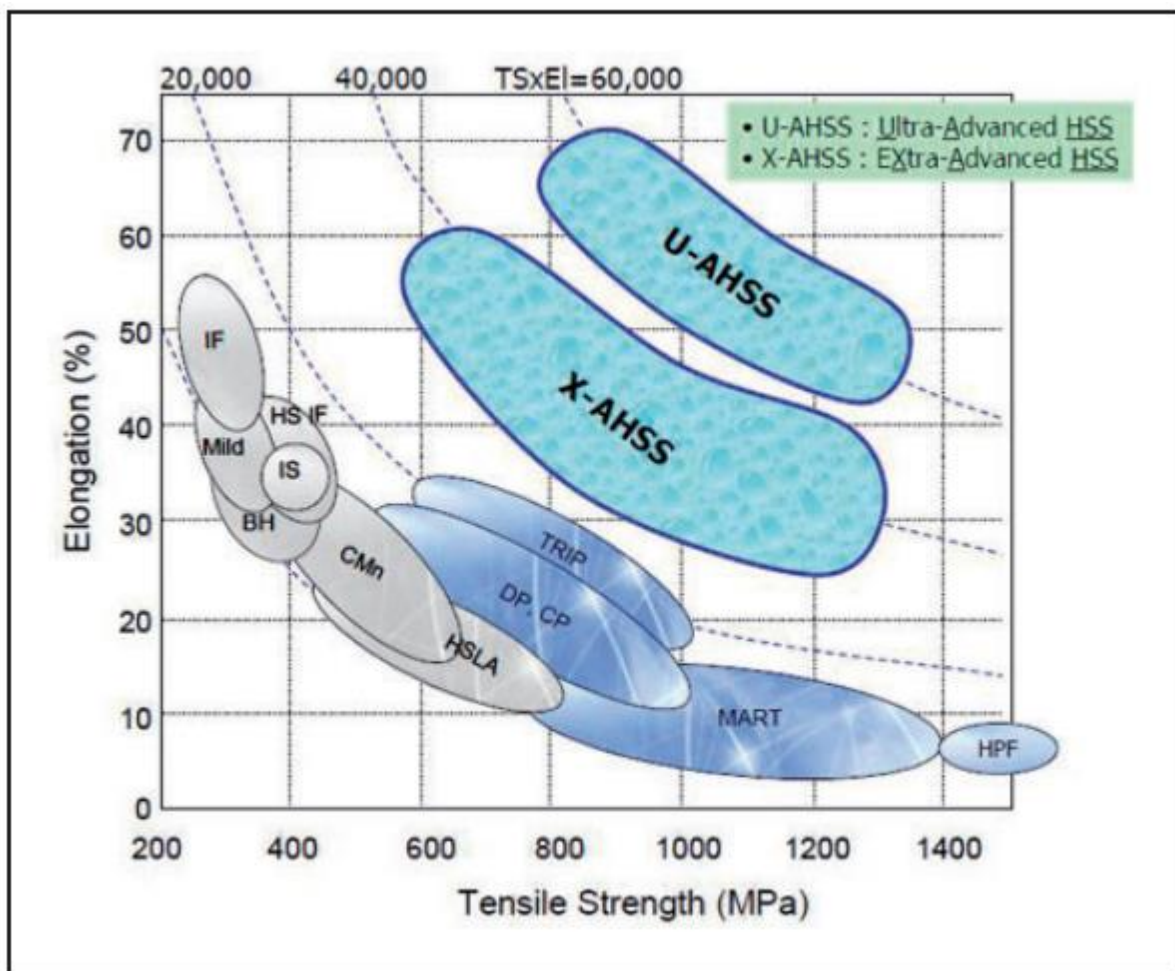


Figura 1.- Diagrama esfuerzo-deformación de la primera, segunda y tercera generación de aceros [9].

Los aceros TWIP, L-IP y S-IP pertenecen a la segunda generación de aceros avanzados de alta resistencia. Debido a su microestructura típica de austenita retenida, estos aceros presentan una combinación de resistencia-formabilidad formidable (siendo una de las principales mejoras de los aceros segunda generación sobre los de primera generación). Sin embargo y a pesar de sus ventajas esta generación también presenta ciertos inconvenientes para su aplicación [9]:

- a) La elevada concentración de elementos de microaleación (incrementando el costo de materia prima).
- b) Los aceros de segunda generación presentan cierta tendencia a agrietarse (en especial después de largo periodos de almacenamiento).
- c) Baja capacidad de soldadura debido al elevado contenido de ciertos elementos en la composición química

1.3 ACEROS AVANZADOS DE ALTA RESISTENCIA

1.3.1 ACEROS DOBLE FASE (DP)

Los aceros DP (Dual Phase por sus siglas en inglés) son aceros avanzados que consisten en una matriz ferrítica con martensita dura, como segunda fase en forma de islas. La ferrita provee una excelente ductilidad, mientras que la martensita incrementa la resistencia del acero, lo cual es un especial atractivo en la industria de la construcción con fines estructurales, así como en el desarrollo de piezas manufacturadas para componentes vehiculares [16].

Los aceros DP (ferrita más martensita) se producen mediante un enfriamiento controlado desde la fase austenítica por temperaturas superiores a 700°C (en productos laminados en caliente) o desde una zona ferrítico-austenítica (para productos laminados en frío y con recocido continuo y productos recubiertos por inmersión en caliente) para transformar una fracción de austenita en ferrita, posteriormente se realiza un enfriamiento rápido para transformar la austenita remanente en martensita [17]. La figura 2 muestra la estructura característica de los aceros DP.

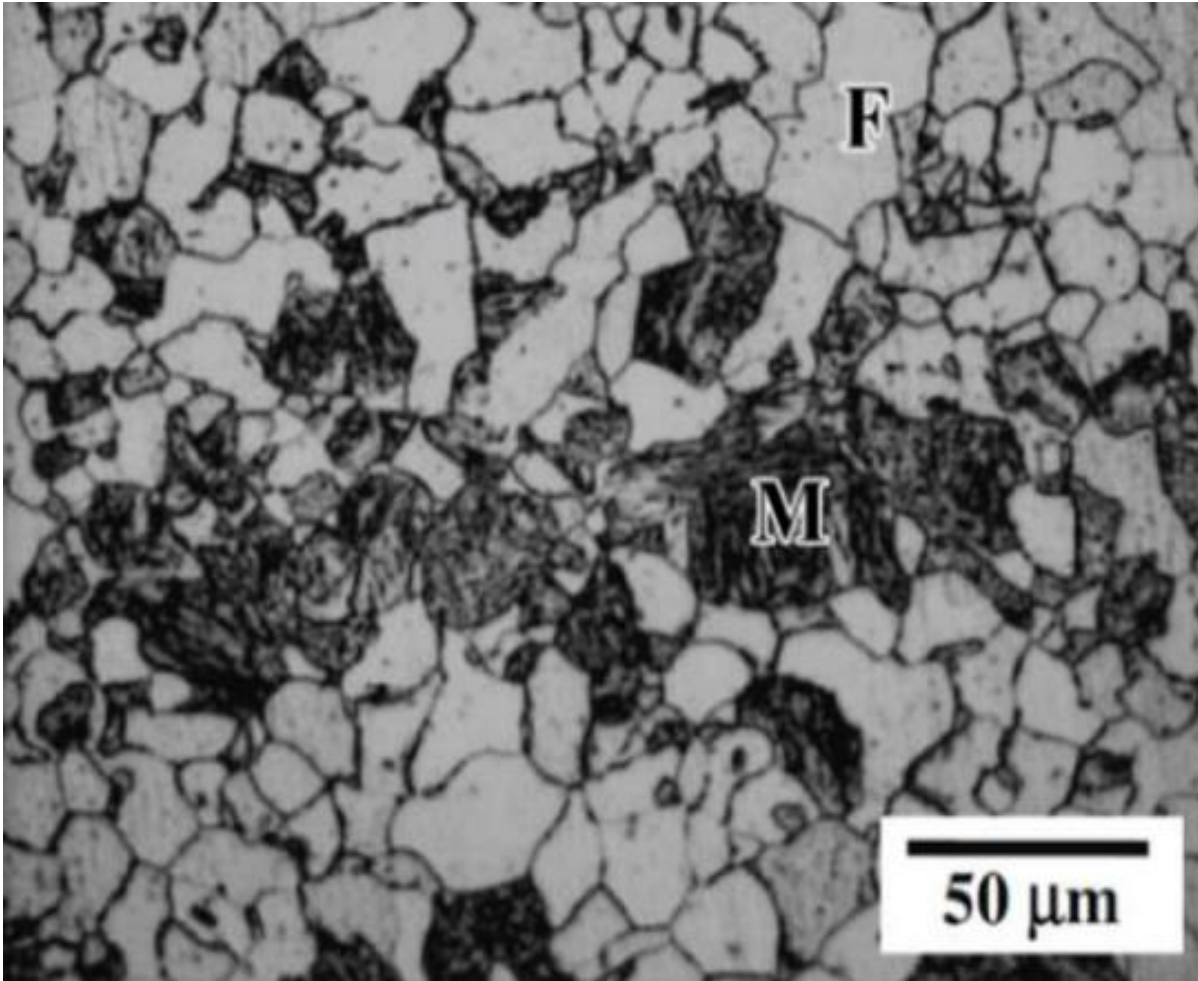


Figura 2.- Microestructura característica de los aceros fase dual (DP) [18].

1.3.2. ACEROS DE PLASTICIDAD INDUCIDA POR DEFORMACION (TRIP)

Los aceros TRIP (Transformation Induced Plasticity por sus siglas en inglés) son aceros avanzados que consisten en una microestructura formada por martensita, ferrita y austenita, siendo la austenita la fase que bajo condiciones de deformación mecánica se transforma en martensita. Esto le otorga al material una elevada resistencia mecánica y ductilidad, así como una alta capacidad de absorción de energía. Con la finalidad de poder ensayar las propiedades específicas de los aceros TRIP, las principales pruebas mecánicas a las que se someten son: ensayos de tracción, torsión y compresión. Sin embargo, es importante mencionar que una de sus principales desventajas es su comportamiento a la fricción y su baja capacidad de resistir a ambientes corrosivos [19]. En la figura 3 se puede apreciar la microestructura característica de estos aceros.

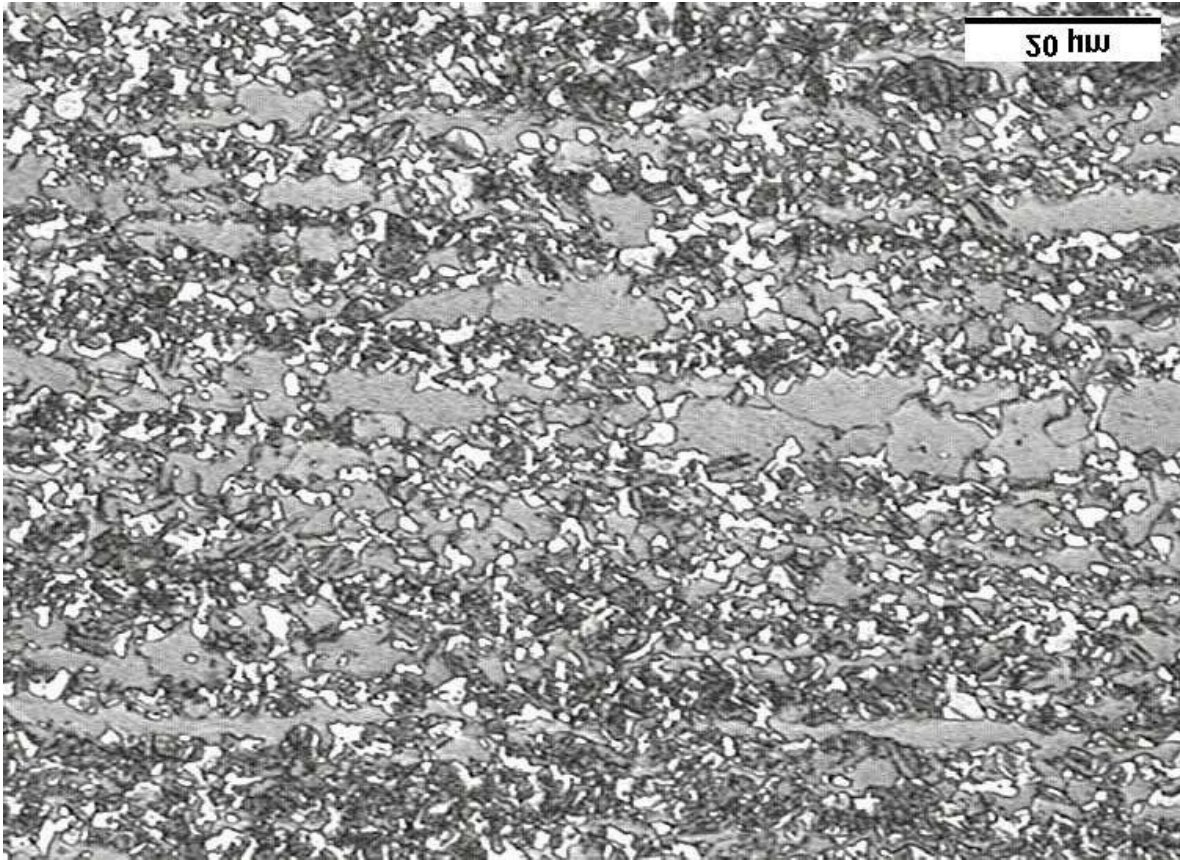


Figura 3.- Microestructura de un acero TRIP [19].

1.3.3.- ACEROS DE TRANSFORMACION INDUCIDA POR MACLAJE (TWIP)

Son aceros avanzados de alta resistencia (AHSS por sus siglas en inglés) con altos contenidos de Manganeso (entre 25-35%) los cuales presentan una estructura austenítica a temperatura ambiente (como fase metaestable) [4-6]. Su nombre proviene del mecanismo por el cual se mejoran sus propiedades mecánicas (Transformación Inducida por Maclaje). A pesar de no ser materiales de reciente creación, han despertado un gran número de investigaciones en años recientes no solo por la comunidad científica sino también por la industria automotriz debido a la combinación de resistencia mecánica con una elevada ductilidad. Sin embargo, una de sus principales debilidades es su baja resistencia a la corrosión, así como a la presentación de grietas durante procesos de conformación en frío.

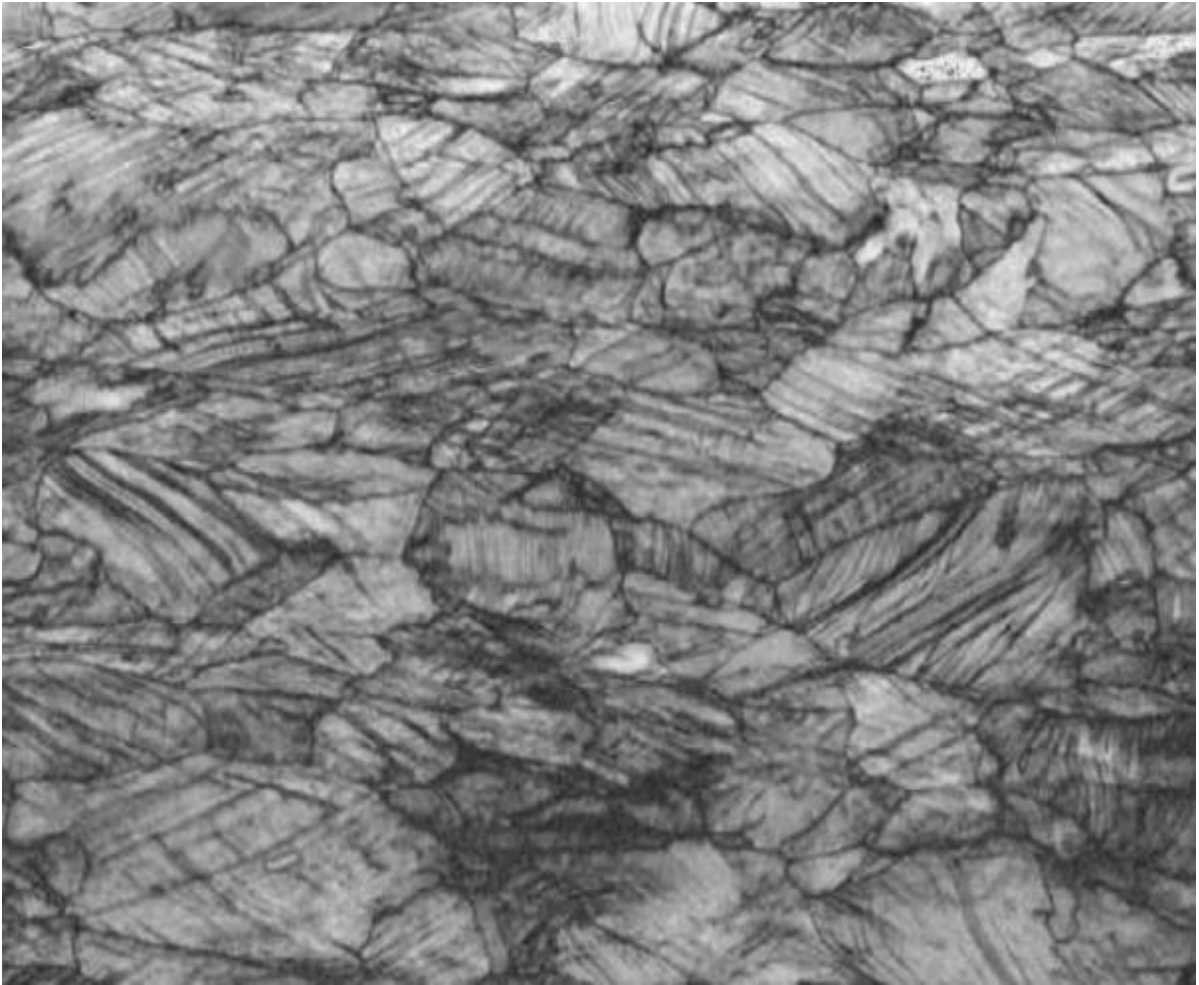


Figura 4.- Microestructura característica de los aceros TWIP [21].

1.4 ORIGEN DE LOS ACEROS TWIP

El primer antecedente de los aceros TWIP y del uso del Manganeso en aceros al carbono, se atribuye a Sir Robert Hadfield (Presidente del Instituto de Ingenieros Civiles de Inglaterra entre 1895 y 1896 y Vicepresidente de la Sociedad Real de 1906 hasta su muerte en 1907). [7] Hadfield propuso en 1888 una serie de aceros micro aleados conteniendo Mn (11-15%) y C (0.8-1.25%). El investigador estaba interesado en desarrollar un acero para ruedas de "Tram" (un tipo de locomotora de la época) sin embargo era necesario un acero que presentara elevada dureza y resistencia, siendo un reto para Robert debido a que, por limitaciones industriales, la mayoría de los aceros empleados en la industria ferroviaria consistían en aceros al carbono.

Después de fabricar aceros conteniendo >25% Manganeso, Hadfield [10] encontró que la formabilidad y elongación de los aceros manganeso se veía incrementada significativamente, el autor también encontró que diferentes formas y simetrías podían ser fabricadas fácilmente por colada. Otra ventaja significativa es que no presentan atrapamiento de aire (burbujas de aire) durante la solidificación a diferencia de los aceros al carbono convencionales. Durante la década de los 70's y partiendo de los estudios de Hadfield, el investigador Remy en colaboración con Pineau [11-12] decidieron estudiar la relación entre Manganeso y Carbono, pero a diferencia de su predecesor, Remy decidió disminuir la cantidad de Carbono al tiempo que incrementaba al Manganeso.

El investigador encontró por medio de Microscopía Electrónica de Transmisión (MET) que, en los límites de macla, se había incrementado considerablemente la densidad de dislocaciones, lo cual lo llevo a suponer que la mejora en propiedades mecánicas de los aceros conteniendo Manganeso se debía en parte a que las maclas actuaban como barreras para el movimiento de las dislocaciones.

Este descubrimiento fue muy importante debido a que por primera vez se podía relacionar la modificación macroestructural con las propiedades mecánicas de los aceros Hartford [11-12].

Distintos avances se han logrado en materia de aceros TWIP a lo largo de los años, Los aceros TWIP contemporáneos presentan una resistencia máxima a la tensión (UTS) por encima de los 1100 MPa y elongaciones de hasta 60%. Son estas propiedades mecánicas las que los convierten en buenos candidatos para la creación de nuevos grados con distintas aplicaciones de ingeniería. En años recientes las investigaciones relacionadas con aceros TWIP se han enfocado en su gran capacidad de soportar impactos y aplicaciones relacionadas con la industria automotriz [13-15].

1.5 DIAGRAMA HIERRO-MANGANESO (Fe-Mn)

En base a su contenido de carbono, los aceros se pueden clasificar como: bajo, medio y alto carbono. Para el caso de los aceros Mn-TWIP con contenidos de carbono menores a 0.08% la microestructura consistirá básicamente en granos ferríticos (hierro α) y/o algunas otras fases, las cuales dependerán de si existen elementos de microaleación o si los aceros fueron sometidos a algún procesamiento y/o tratamiento térmico.

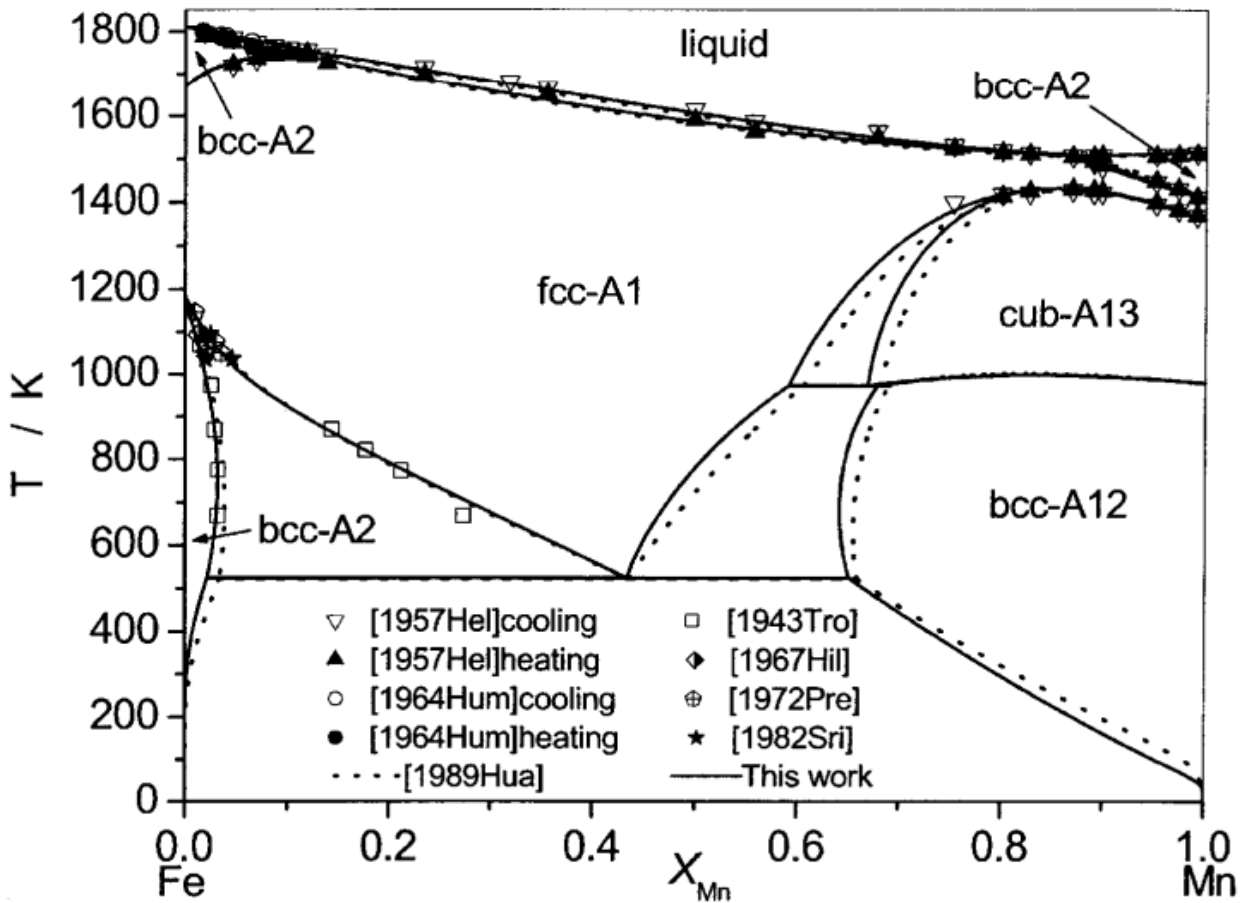


Figura 5.- Diagrama de fases Manganeso-Hierro (Mn-Fe) [22].

La figura 5 muestra el diagrama Hierro-Manganeso (Fe-Mn) propuesto por Witusiewicz, V et. al. [22] a partir de sus investigaciones acerca de la entalpia de formación y capacidad calorífica de las aleaciones Mn-Fe para las fases γ and α [23]. Para el caso de los aceros con altos contenidos de manganeso la composición química y control del procesamiento son

fundamentales para que el fenómeno del maclado pueda ocurrir en vez de la transformación martensítica.

1.6 METALURGIA DE LOS ACEROS TWIP

1.6.1 PLANOS DE MACLADO Y DISLOCACION EN ACEROS Fe-Mn-C

Para entender el fenómeno de maclado en los aceros TWIP puede emplearse como referencia el tetraedro propuesto por Thompson [24] el cual ejemplifica la formación de dislocaciones en celdas F.C.C. y sus potenciales direcciones cristalográficas. Como lo muestra la figura 4 el tetraedro está formado por cuatro átomos (A, B, C y D) y sus vértices.

Estos átomos representan tres vectores no coplanares formando así el tetraedro. Cada una de las letras griegas representa el punto medio entre tres átomos de un plano {111} compacto. Finalmente, entre cualquier par atómico representado por dos letras latinas (AB BC etcétera) se representa el vector de burgers de una dislocación perfecta mientras que entre A, B o C y cualquier letra griega se representan las dislocaciones parciales [24].

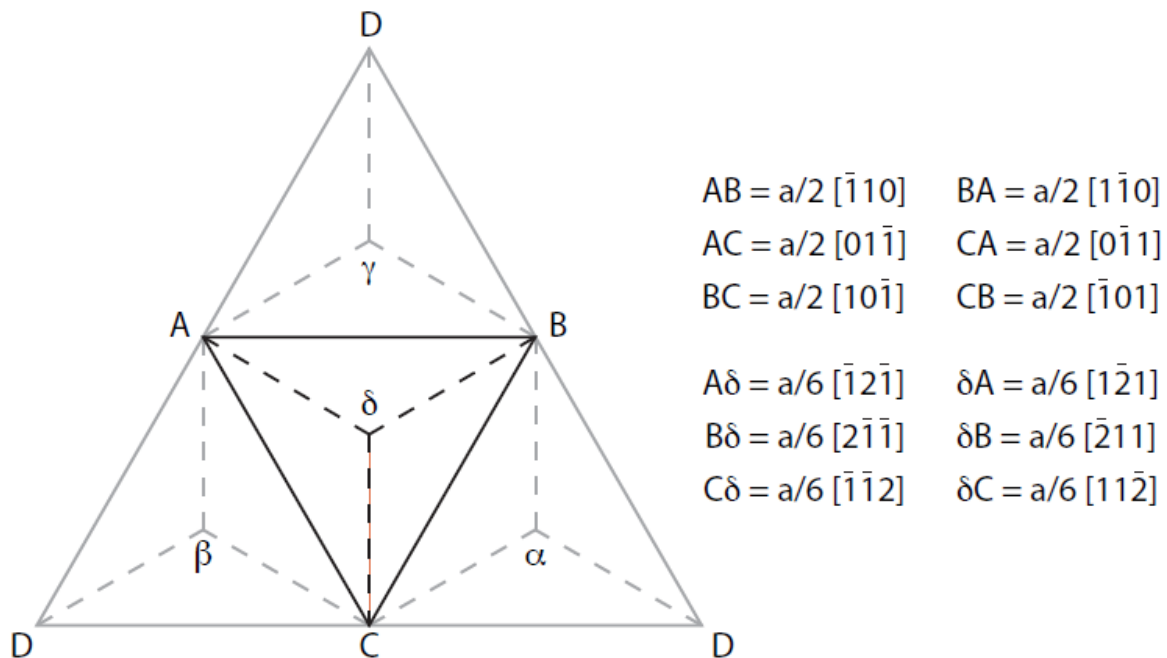


Figura 6.- Tetraedro de Thompson. Los triángulos ABC, ACD, BCD y ABD representan los planos (111) , $(11\bar{1})$, $(\bar{1}11)$, $(\bar{1}\bar{1}1)$ respectivamente [24].

1.6.2 ENERGIA DE FALLA

La microestructura de los metales le debe sus principales propiedades al tipo de enlace (enlace metálico) y orientación cristalográfica, a diferencia de los enlaces de tipo covalente, el movimiento interatómico en los metales depende casi en su totalidad de la geometría [25]. En los metales la mayoría de los átomos tienden a encontrarse en sistemas empaquetados y considerando que el enlace metálico insaturado es también responsable de permitir la difusión de pequeños átomos (por ejemplo, el carbono) en los espacios intersticiales de la microestructura.

Tomando en cuenta que solo existen dos estructuras completamente compactas: Cubica centrada en las caras (F.C.C.) y Hexagonal compacta (H.C.P.) las cuales pueden ser formadas apilando cierto número de planos compactos en secuencia.

Considerando que en el tipo de arreglo compacto los átomos se encuentran en planos continuos. Podemos redefinir a las estructuras F.C.C. y H.C.P. como una serie de planos. Si partimos de un plano A inicial, podemos apilar un segundo plano B y un tercer plano C para formar una estructura continua compacta (Ver figura 7).

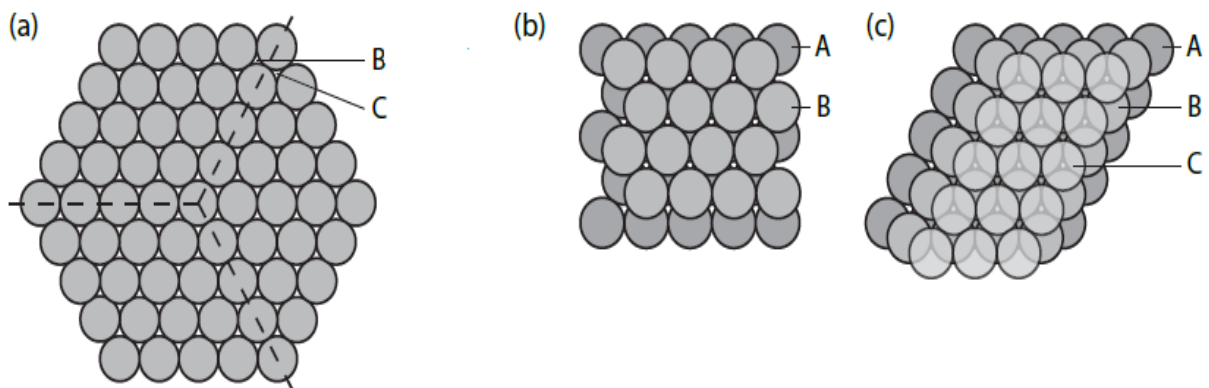


Figura 7.- Arreglo atómico para estructuras compactas a) Plano compacto b) Estructura hexagonal compacta (H.C.P.) intercalando A y B c) Estructura cúbica centrada en las caras (F.C.C.).

1.6.3 FALLAS DE APILAMIENTO INTRINSECAS Y EXTRINSECAS

Si partimos de la suposición que un arreglo cristalino es la sucesión de planos atómicos a lo largo de una porción de espacio, podemos decir que un arreglo atómico compacto consiste en una secuencia de planos: "A B C A B C" o "A B A B A B".

Es posible para el siguiente plano de átomos ocupar dos posiciones diferentes. A partir del punto de vista geométrico dos tipos de apilamientos pueden ocurrir en una estructura F.C.C. conocidas como fallas intrínsecas y extrínsecas (Ver figura 8).

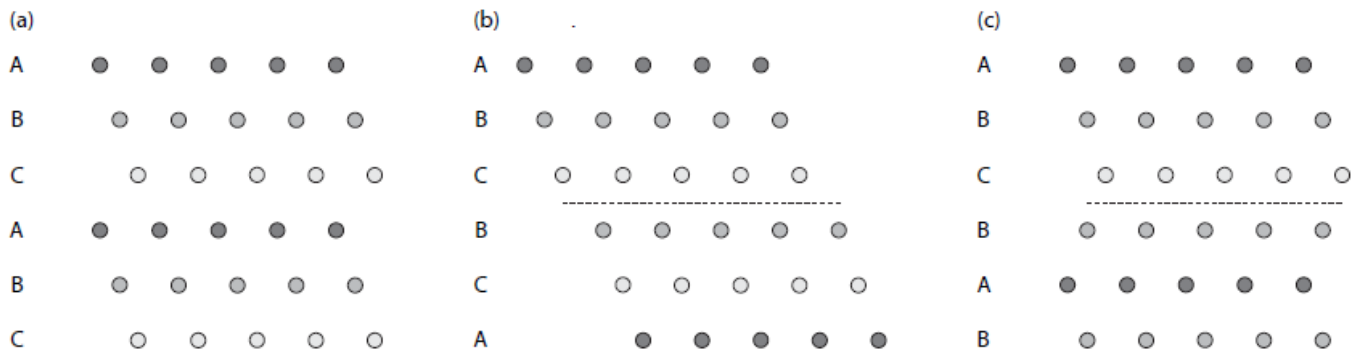


Figura 8.- Esquemización de las fallas de apilamiento en una celda F.C.C. a) Cristal perfecto b) Falla intrínseca donde existe un plano A faltante en la secuencia microestructural. c) Falla extrínseca donde un plano extra B se encuentra dentro de la microestructura.

La línea punteada representa la línea de falla de apilamiento para una estructura F.C.C. donde los planos BCA representan una macla cuyo tamaño depende del radio atómico de los elementos en la estructura.

1.6.4 ENERGIA DE FALLA DE APILAMIENTO

La energía de falla de apilamiento (SFE por sus siglas en inglés) es un factor integral responsable de las propiedades mecánicas de los aceros TWIP. La SFE juega un rol muy importante en los aceros Fe-Mn-C por lo tanto para asegurar el maclado o en su defecto la transformación martensítica del grano austenítico es necesario que se tomen en cuenta ciertos aspectos para lograr que la SFE se encuentre en rangos específicos. En la mayoría de los casos esto se puede lograr agregando cantidades establecidas de elementos de microaleación a la composición química del acero (siendo el Al y Si los más importantes).

Una baja SFE promueve ampliamente la formación de dislocaciones parciales también conocidas como “Dislocaciones parciales de Shockley” obstaculizando el deslizamiento de dislocaciones al mismo tiempo que favorece el maclado por deformación. Sin embargo, si la SFE es demasiado pequeña esta favorecerá la transformación de la austenita a martensita α' o ϵ mientras que si la SFE es demasiado elevada el deslizamiento de dislocaciones se vuelve el único mecanismo de deformación posible [26-27].

De acuerdo con la literatura, distintos autores han propuesto diferentes maneras de determinar la SFE. Seeger [28] desarrollo modelos simples para el cálculo de la SFE a partir de la teoría electrónica de metales (haciendo énfasis en las fuerzas atómicas del enlace metálico simple). Posteriormente Cotterill et. al. calculo la SFE para el cobre a partir de un método variacional de fuerzas [29]. Algunos otros autores como Ruff [30] emplearon estudios de microscopia electrónica de transmisión (MET) para el cálculo de la SFE tomando como referencia las dislocaciones parciales en la microestructura a manera de referencia. Pettinari et. al. [31] midieron la distancia intermacla para determinar el grado de energía necesaria para deslizar planos atómicos. Sin embargo, es importante señalar que los estudios por medio de MET suelen verse afectados por variables externas (huecos, porosidades y otros defectos) por lo tanto se pueden encontrar en la literatura valores significativamente diferentes para aleaciones muy similares. Tal es el caso de Adler et. al. [32] quienes reportaron una SFE de 20 mJ/m^2 para un acero Hadfield a temperatura ambiente mientras que Bayrakar et. al. [33] reporto un valor de 50 mJ/m^2 para un acero con una composición química bastante similar.

Es debido a estos amplios márgenes de error que en la literatura encontraremos cálculos de la SFE pero a partir de un enfoque Termodinámico, y a partir de estos estudios, se suele complementar la discusión con estudios de TEM.

Por la parte termodinámica se suelen entender a la SFE y la energía para la formación de martensita presentan una correlación directa. Este método fue desarrollado originalmente por Hirth y Cohen [34] y posteriormente popularizado por Olson y Cohen [35]. Este modelo termodinámico consistió en una falla de apilamiento intrínseca equivalente a una lámina de martensita del grosor de solo dos planos atómicos consecuentemente creando dos interfaces nuevas: una austenítica (γ) y otra martensítica (ϵ). Finalmente, el modelo de Olson y Cohen [35] calcula la diferencia en energía libre $[\Delta G]_{\gamma-\epsilon}$ para cada elemento x durante la transformación γ F.C.C a ϵ H.C.P. Se han reportado diferentes valores de la SFE para aceros

TWIP con diferentes composiciones químicas y a partir de diferentes técnicas de caracterización (ver tabla 1).

Tabla 1 Energías de Falla de Apilamiento (SFE) reportadas para aceros TWIP.

Composición Química	Microestructura / Mecanismo de Deformación	SFE/mJm ⁻²	Método de Calculo	Referencia
Fe-19Mn-5Cr-0.25C-1Al	Austenita- γ + formación de Martensita- ϵ / Maclado Mecánico y Martensita- α'	20.90	Microscopia Electrónica de Transmisión (TEM).	36
Fe-19Mn-5Cr-0.25C-2.5Al	Austenita- γ / Maclado Mecánico. Deslizamiento de Dislocaciones.	30.50	Microscopia Electrónica de Transmisión (TEM).	36
Fe-19Mn-5Cr-0.25C-4Al	Austenita- γ + formación de Martensita- α / Maclado Mecánico. Deslizamiento de Dislocaciones.	47.50	Microscopia Electrónica de Transmisión (TEM).	36
Fe-22Mn-0.6C (T=673 K)	Austenita- γ / Deslizamiento de Dislocaciones.	80.00	Modelado Termodinámico.	37
Fe-22Mn-0.6C (T=293 K)	Austenita- γ / Maclado Mecánico. Deslizamiento de Dislocaciones.	19.00	Modelado Termodinámico.	37
Fe-22Mn-0.6C (T=77 K)	Austenita- γ y formación de martensita- ϵ / Deslizamiento de Dislocaciones.	10.00	Modelado Termodinámico.	37
Fe-25Mn-0.15C-0.6Al	Austenita- γ + Martensita- ϵ / Maclado Mecánico. Deslizamiento de Dislocaciones.	7.75	Difracción de Rayos X (XRD)	38
Fe-25Mn-0.15C-1.5Al	Austenita- γ / Maclado Mecánico.	10.67	Difracción de Rayos X (XRD)	38

Fe-31Mn- 0.17C	Austenita-y / Deslizamiento de Dislocaciones.	17.53	Microscopia Electrónica de Transmisión (TEM)	39
Fe-18Mn- 0.6C	Austenita-y / Deslizamiento de Dislocaciones.	13.00	Microscopia Electrónica de Transmisión (TEM)	40
Fe-18Mn- 0.6C-1.5Al	Austenita-y / Deslizamiento de Dislocaciones.	26.40	Microscopia Electrónica de Transmisión (TEM)	41

1.7 MECANISMOS DE ENDURECIMIENTO EN ACEROS ALTOS EN MANGANESO

Los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS por sus siglas en inglés) con altos contenidos de manganeso deben sus propiedades mecánicas a los siguientes mecanismos de deformación:

- 1) Movimiento de Dislocaciones.
- 2) Transformación de la fase Austenita Metaestable en Martensita.
- 3) Deformación por maclado.
- 4) Endurecimiento por precipitación.
- 5) Endurecimiento por solución sólida.

Siendo la energía de falla de apilamiento (SFE) la responsable en la mayoría de las ocasiones de la ocurrencia de un mecanismo por encima de otro. Es importante destacar que el excepcional endurecimiento por deformación que suelen presentar los aceros TWIP se atribuye al efecto Hall-Petch dinámico [55] Este fenómeno se basa en la interacción entre los mecanismos de deslizamiento de dislocaciones y maclado mecánico en conjunto con algún otro mecanismo de endurecimiento presentado en los aceros. Ante la acción de una carga externa se activa inicialmente el primero de los citados mecanismos y cuando se alcanza una deformación ingenieril del 2 al 5% comienza a desarrollarse el maclado mecánico. La figura 9 ilustra lo anterior mencionado.

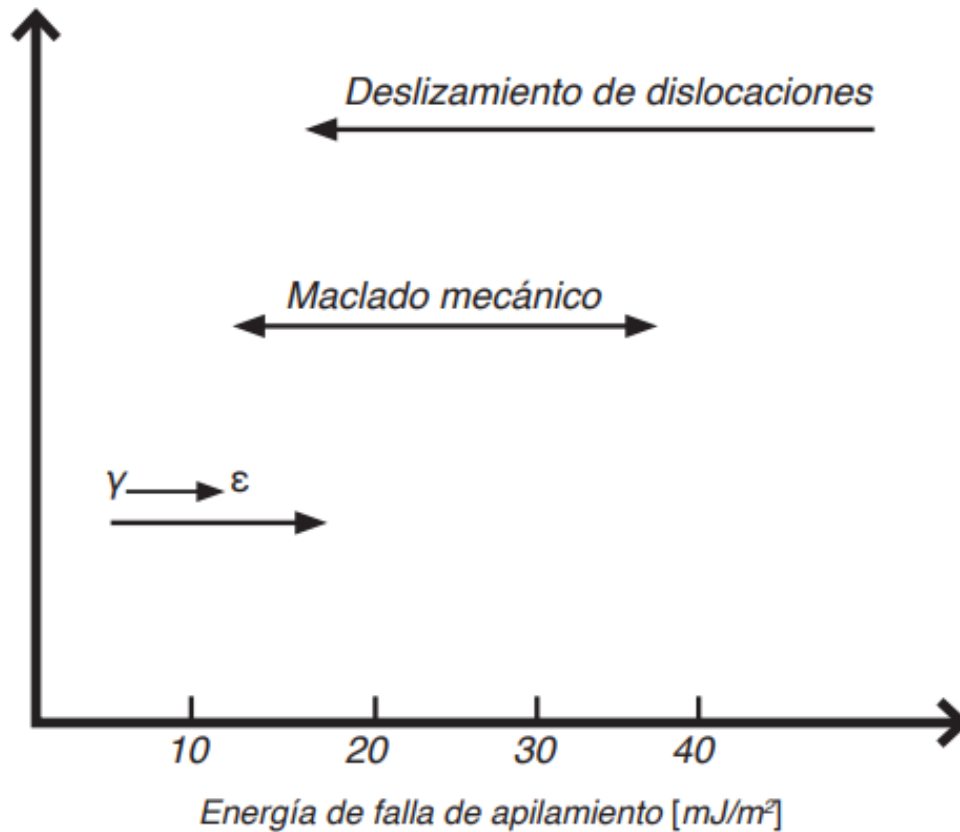


Figura 9.- Relación entre la energía de falla de apilamiento y los mecanismos de endurecimiento posibles en aceros de alto contenido de manganeso [56].

Sin embargo, es importante mencionar que la capacidad de un metal para deformarse plásticamente depende de la capacidad de las dislocaciones para moverse, siendo entonces que la resistencia máxima que puede alcanzar un acero no es más que la combinación de la suma de distintas aportaciones realizadas por distintos mecanismos de endurecimiento como se expresa en la ecuación siguiente:

$$\sigma_t = \sigma_{ss} + \sigma_p + \sigma_{tf} + \sigma_d + K_y d^{1/2}$$

Donde:

σ_t = Resistencia total

σ_{tf} = Tensión de fricción

σ_{ss} = Endurecimiento por solución sólida

σ_p = Endurecimiento por precipitación

σ_d =Endurecimiento por densidad de dislocaciones

K_y =Constante para cada material

d =tamaño de grano de la matriz

1.7.1 MOVIMIENTO DE DISLOCACIONES

El endurecimiento por deslizamiento por dislocaciones es el mecanismo de deformación más usual en metales. Este ocurre cuando se aplica una fuerza cortante sobre un metal, cuando esta fuerza llega al estado crítico ocasiona que los átomos se deslicen a lo largo del plano de deslizamiento provocando que el movimiento de la dislocación produzca un escalón en la superficie del metal o banda de deslizamiento, provocando que se deforme plásticamente [57-59].

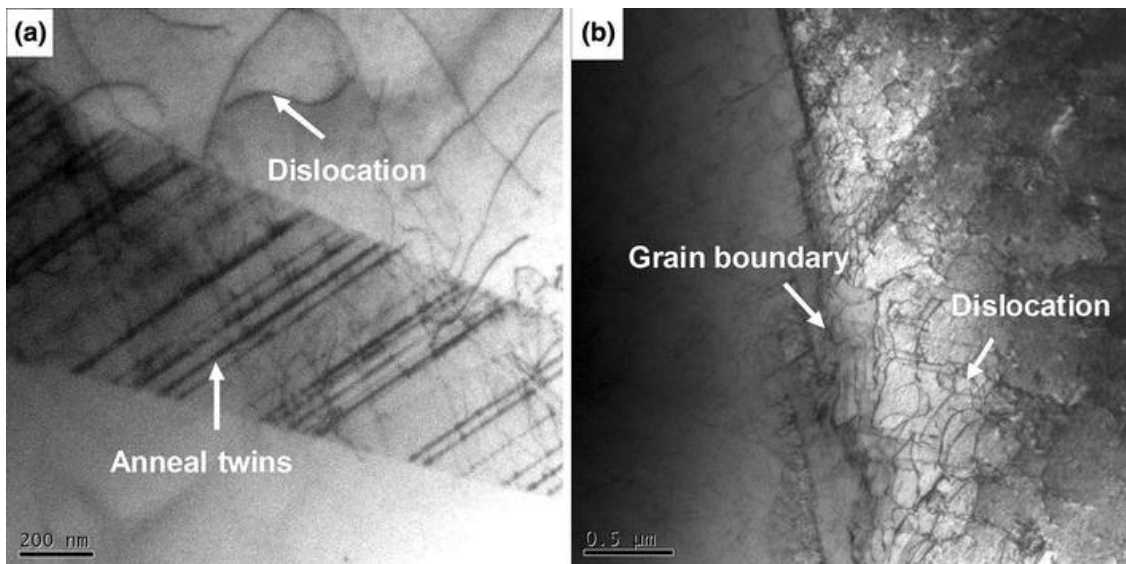


Figura 10.- Dislocaciones en un acero TWIP Fe–20Mn–1.3C–(3Cu) [60].

Como lo muestra la mediante microscopia electrónica de transmisión (TEM) podemos ver el efecto del maclado en un grano austenítico mientras que las dislocaciones se forman adyacentes y por debajo del plano de maclado. Por otro lado, en la imagen b) podemos apreciar un conjunto de dislocaciones formando una red en el límite de grano [60]. Las propiedades mecánicas de los aceros twip se ven enormemente favorecidas por estas dislocaciones las cuales permiten no solo mejorar las propiedades de resistencia sino también de elongación, esto coincide con lo reportado por O. Grasell et. al. quien logro una mejora significativa de la misma gracias a deformar en frio un acero TWIP con una composición química de 0.25Fe-0.03Mn-0.03Si.

1.7.2 TRANSFORMACION EN MARTENSITA

Este mecanismo de deformación ocurre cuando un material con matriz austenítica (fase metaestable en los aceros TWIP) es sometido a grandes esfuerzos. Debido a la energía de activación atómica y al fenómeno de difusión, la austenita se transforma en martensita. Cabe mencionar que la capacidad de transformación dependerá de la composición química del material, así como el tamaño de grano austenítico [60]. Es típico que para que ocurra el fenómeno de transformar austenita en martensita, el Manganeso debe estar por debajo de 25% y la concentración de aluminio por encima del 3.5%.

1.7.3 DEFORMACION POR MACLADO

El mecanismo de deformación por maclado ocurre cuando se aplica un esfuerzo cortante sobre un plano de un material, el cual modifica el arreglo cristalino (recorriéndolo) por lo tanto ocasiona un efecto “espejo” en dos secciones consecutivas de la microestructura. Puede apreciarse a simple vista un plano dividiendo dos regiones idénticas en la morfología del material (ver figura 11).

Dini et. al. [61] estudio el efecto de “twinning” en aceros sometidos a tensión, para finalmente relacionarlos con la cantidad de Manganeso, o el caso de Bouaziz y Guelton [62] quienes elaboraron un modelo físico del endurecimiento por maclado en aceros TWIP sometidos a elevados esfuerzos de tensión para finalmente introducir un modelo (el cual considera el tamaño de grano austenítico) y los efectos Bauschinger. Cabe mencionar que la ecuación Hall-Petch y el modelo Bauschinger pueden influenciar la capacidad de un acero TWIP a ser endurecido.

1.7.4.- ENDURECIMIENTO POR PRECIPITACION

De acuerdo con la solubilidad de los elementos en los aceros, estos pueden encontrarse en forma de fases precipitadas dispersas en su microestructura, su efecto endurecedor dependerá del tipo de partículas, ya sea por su tamaño (agregados masivos) o que sean partículas dispersas (encuentren homogéneamente distribuidas). Estos precipitados también influenciarán las propiedades mecánicas del acero de acuerdo con su grado de deformabilidad (dureza). La presencia de precipitados (partículas) finas y dispersas puede influir de distintas formas, mejorando significativamente la resistencia de un acero en función del tamaño de los precipitados. Los más pequeños actúan como freno/barrera para el movimiento de las

dislocaciones mientras que los de mayor tamaño anclarán las juntas de grano impidiendo el crecimiento de grano [85].

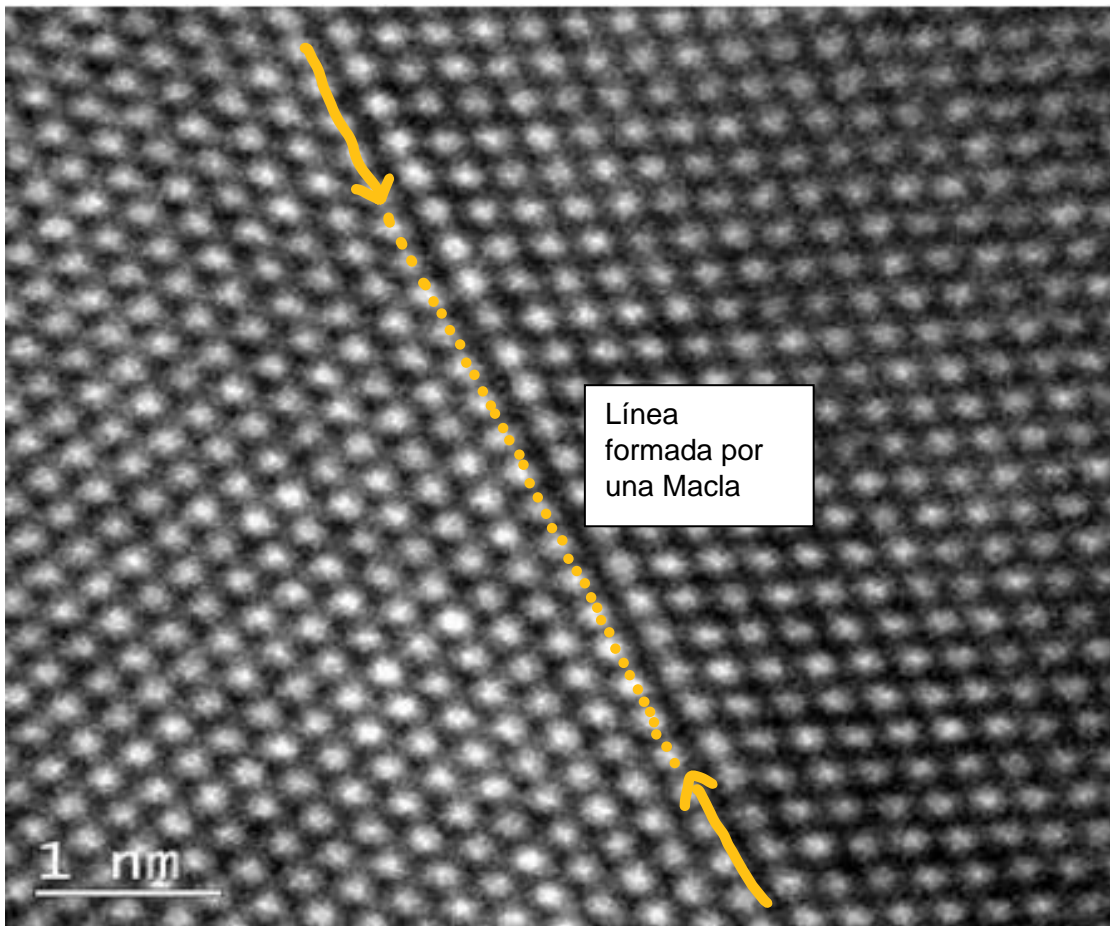


Figura 11.- Macla en un acero TWIP. Puede apreciarse la simetría entre ambas regiones.
Fuente: Pineda (2019).

1.7.5.- ENDURECIMIENTO POR SOLUCION SOLIDA

Después de la formación de la microestructura de un acero, los elementos que lo integran de acuerdo con su composición química pueden encontrarse en solución sólida. Existen dos tipos de acuerdo con la posición que ocupan dentro de la microestructura, la primera es en forma sustitucional, es decir, ocupando lugares de átomos de hierro en la red y la otra es intersticialmente ocupando posiciones intersticiales de la red. Los dos elementos intersticiales por excelencia en los aceros son el carbono y el nitrógeno que pueden ocupar estos lugares debido al pequeño tamaño de sus átomos (con radios atómicos de 0.914 y 0.75 Å, para el Carbono y el Nitrógeno respectivamente) [86].

1.8 EFECTO DE ELEMENTOS DE ALEACION EN LOS ACEROS TWIP

Debido a que los mecanismos de endurecimiento de los aceros TWIP se ven afectados directamente por la composición química, se han realizado distintos estudios para determinar la relación que guarda el % de los principales elementos de los aceros en la estabilización de la fase austenítica y por consiguiente en la energía de falla para el control del mecanismo de endurecimiento deseado.

Entre los principales efectos que se buscan en los elementos de aleación se encuentran:

- La estabilización de la fase austenítica a temperatura ambiente.
- Disminuir o Incrementar la energía de falla de apilamiento (SFE).
- El endurecimiento por solución sólida.

1.8.1 CARBONO

Es considerado un gran estabilizador de la fase austenítica, debido principalmente a su alta solubilidad en esta fase [61]. El carbono juega un papel fundamental en las propiedades de los aceros TWIP ya que:

1. Aumenta el parámetro de red en el sistema con lo cual tiene un fuerte efecto en el endurecimiento por solución sólida.
2. Mejora la estabilidad de la austenita en relación con la ϵ -martensita; el carbono incrementa $\Delta G^{\gamma-\epsilon}$.
3. Promueve el paramagnetismo al reducir la temperatura Neel.
4. Aumenta sustancialmente la formación de austenita, con un efecto mayor para un bajo contenido de Manganeso (Mn) en aceros Fe-Mn-C TWIP.
5. Crea un fuerte efecto de endurecimiento por solución sólida.

1.8.2 MANGANESO

El elemento clave de los aceros TWIP, su concentración suele estar entre 15-25% para la mayoría de los aceros. Es el mayor estabilizador de austenita, incrementa la energía de transformación martensítico-austenítica (ϵ a γ). A medida que el contenido de este elemento se incrementa lo hace la SFE sin embargo primero ocurre un decremento en la misma para posteriormente crecer de manera lineal. La figura 12 muestra la variación de la SFE con base en el contenido de manganeso.

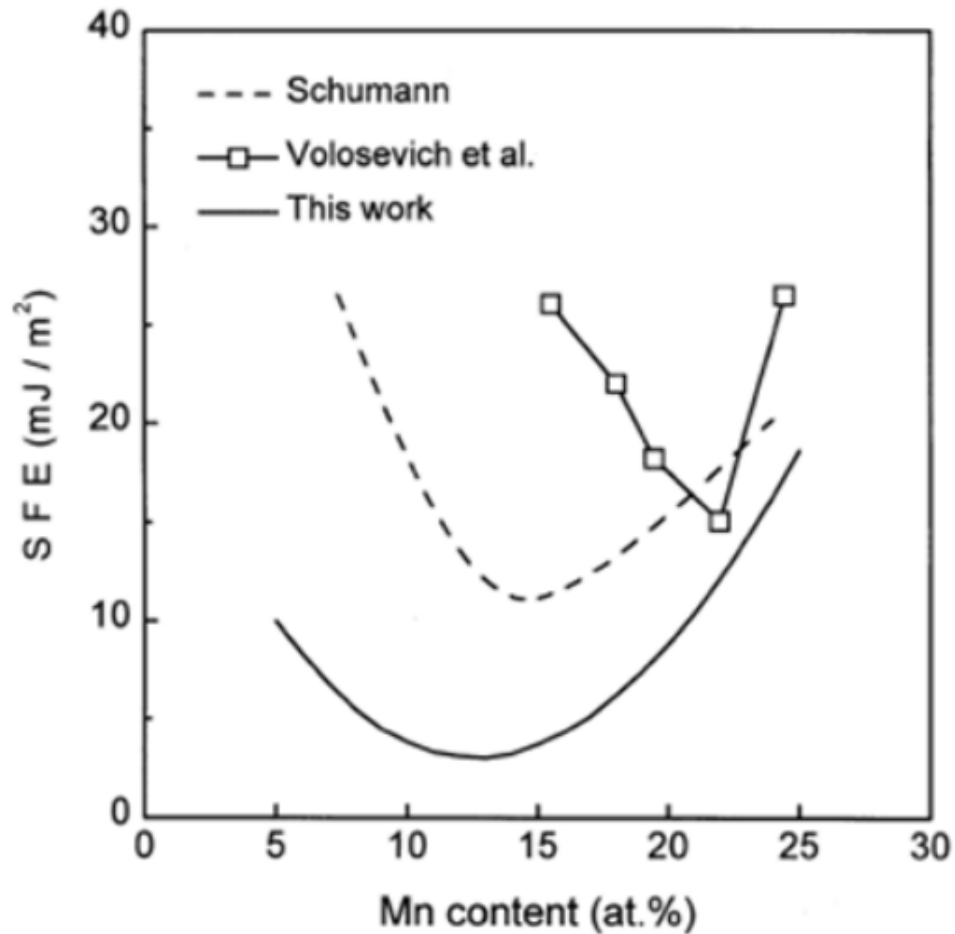


Figura 12.- Variación de la SFE con base en el % de Manganeso en el sistema Fe-Mn [62].

1.8.3 ALUMINIO

El papel que juega el aluminio en los aceros TWIP ha sido motivo de numerosas investigaciones, debido principalmente a los distintos efectos que puede causar no solo en la microestructura sino en la SFE. Otro aspecto importante del aluminio es que si se encuentra en ciertas composiciones incrementa la SFE al tiempo que inhibe la transformación por deformación de la austenita- γ en martensita- α' o martensita- ϵ .

Los principales efectos del aluminio en la microestructura de aceros tratados termomecánicamente contemplan:

- a) La supresión de la precipitación de cementita durante enfriamientos posterior a laminados en caliente.
- b) Disminución de límite de fluencia, elongación y envejecimiento por deformación dinámica [63].

1.9 PROPIEDADES MECANICAS DE LOS ACEROS TWIP

Las propiedades mecánicas de los aceros TWIP dependen de dos aspectos fundamentales: la composición química y el tratamiento termomecánico. La tabla 2 muestra algunas propiedades mecánicas, así como la composición química de los aceros estudiados.

Tabla 2.- Resistencia a la Tensión (YS por sus siglas en inglés) Resistencia máxima a la tensión (UTS por sus siglas en ingles) y elongación en % de distintos aceros TWIP.

Acero TWIP	Propiedades Mecánicas			Referencia
	YS (MPa)	UTS (MPa)	El. %	
Composición Química				
0.6C-22Mn-Fe Balance	316	866	96	[58]
0.6C-18Mn-0.02Nb Fe Balance	308	963	91	
0.29C-0.164Mn-1.54Al Fe Balance	268	830	98	
0.46C-0.17Si-0.20Mn otros elementos < 0.001	437	1023	49	[59]
0.42C-0.18Si-0.22Mn otros elementos < 0.001	401	985	67	
0.61C-0.17Si-0.20Mn otros elementos < 0.001	459	1101	63	
0.60C-0.19Si-0.23Mn otros elementos < 0.001	419	1026	68	
Fe-10Mn-0.5C-3Ni	550 +-25	1140	52	[23]

0.028C-0.079Mn-0.33Si-0.16Cr-0.033Ni-0.07V otros elementos <0.05	650	1100	45	[24]
---	-----	------	----	------

Para el presente trabajo de investigación se propone estudiar el efecto de adiciones de aluminio en la microestructura y propiedades mecánicas de aceros con altos contenidos de manganeso, si bien se ha estudiado el efecto de elementos como silicio, aluminio así como elementos de microaleación en aceros con altos contenidos de manganeso o Hadfield, las investigaciones se suelen enfocar en el efecto combinado de dos o más elementos, mientras que en el caso de este trabajo, se hará énfasis en el efecto solo del elemento aluminio a concentraciones menores a 3% lo cual contrasta con la composición típica que se encuentra por encima del 5% finalmente, los aceros se deformarán en caliente mediante un tratamiento de forjado a diferencia del laminado en caliente y/o frío al que comúnmente se someten.

1.10 INCLUSIONES NO METÁLICAS

Las propiedades mecánicas de los aceros se pueden determinar por distintos aspectos: composición química, procesamiento, tratamiento térmico, así como por la presencia de inclusiones no metálicas. El papel que juegan estas últimas es fundamental puesto que dos aceros pueden tener la misma microestructura y composición química, sin embargo, si su presencia de inclusiones no metálicas es diferente, sus aplicaciones y propiedades también lo serán.

El efecto que estas inclusiones pueden tener en los aceros está determinado por: su composición química, la forma que estas presentan, la cantidad, distribución, coeficiente de expansión térmica y su deformabilidad [87].

En general a mayor tamaño de inclusiones no metálicas se reducen las propiedades mecánicas de los aceros debido entre otras cosas a que, si su coeficiente de dilatación térmica es más grande que el del metal “base” una vez que la fundición comienza con la solidificación, la temperatura disminuye provocando un encogimiento de la inclusión la cual genera esfuerzos residuales alrededor de la misma. [88]

1.11 TIPOS DE INCLUSIONES NO METALICAS

Dependiendo el momento en el que se forman, las inclusiones no metálicas se pueden clasificar en:

- a) Endógenas: Son aquel tipo de inclusiones no metálicas que se forman en el acero cuando se encuentra en estado líquido o sólido y que ocurren por la precipitación de óxidos, sulfuros, oxisulfuros, nitruros, carburos entre otros, debido a las reacciones que ocurren en el acero o incluso por su precipitación cuando el acero alcanza su máxima solubilidad al alcanzar su temperatura máxima. Se presentan en todos los aceros y no se puede evitar su formación, sin embargo, se debe controlar su formación.
- b) Exógenas: Este tipo de inclusiones ocurre por agentes “externos” los cuales son todos los elementos con los que la colada tiene contacto desde la fusión hasta la solidificación, resultan de la incorporación de escorias, refractarios y/o otros materiales. Es posible evitar la presencia de estas tomando medidas durante el vaciado del acero.

11.11.1 INCLUSIONES NO METALICAS EN ACEROS TWIP

Debido a que los principales elementos en los aceros TWIP son el aluminio y manganeso debido a su influencia en la energía de falla de apilamiento (SFE) se suele dejar de lado el efecto de estos elementos en la formación de inclusiones no metálicas de entre las que destacan: Nitruro de Aluminio (AlN), Oxido de Aluminio (Al_2O_3) y Sulfuro de Manganeso (MnS). Se ha reportado la necesidad de mantener el número de inclusiones no metálicas lo más bajo posible para no afectar la ductilidad en caliente de aceros TWIP [89]. Las inclusiones en aceros twip que se han reportado son [90]:

1. Nitruro de Aluminio (AlN).
2. Oxido de Manganeso (MgO).
3. Sulfuro de Calcio (CaS).
4. Espinela ($MgAl_2O_4$) que suele descomponerse en (Al_2O_3).
5. Nitruro de Aluminio + Oxido de Manganeso (AlN + MgO).
6. Oxido de Manganeso + Sulfuro de Manganeso (MgO + MgS).
7. Inclusiones complejas del tipo: (MgO + MgS + CaS).
8. Oxido de Manganeso + Sulfuro de Calcio (MgO + CaS).
9. Espinela + Sulfuro de Manganeso ($MgAl_2O_4$ +MgS).

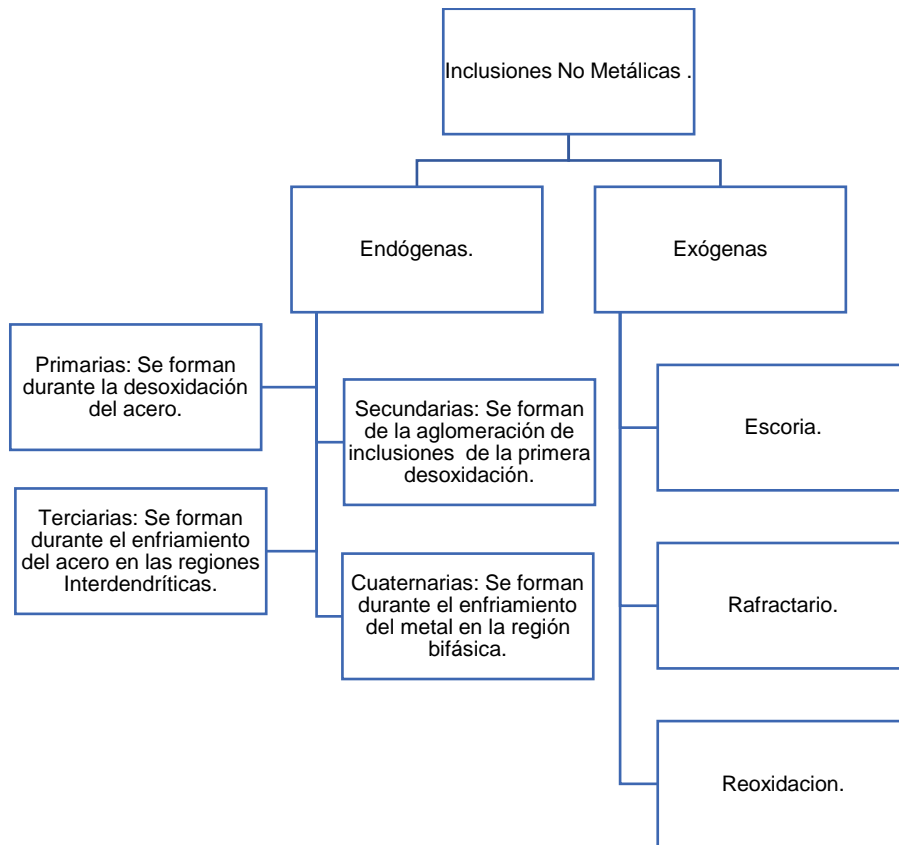


Figura 13.- Inclusiones No Metálicas en aceros y su clasificación.

El contenido de aluminio en los aceros TWIP juega un papel importante cuando se encuentra por encima del 3%. Se ha reportado para aceros conteniendo alrededor de 7% de aluminio la formación de inclusiones no metálicas a partir de espinelas $MgAl_2O_4$ las cuales son estables cuando la colada se encuentra en estado líquido, una vez que la temperatura disminuye estas inclusiones no metálicas se descomponen en Nitruros de Aluminio (AlN) sobre la matriz mientras que los Sulfuros ocurren en el rango de la temperatura entre el estado líquido y sólido [91].

Se han encontrado también inclusiones no metálicas de gran tamaño del tipo Oxido de Aluminio (Al_2O_3) con un núcleo de Sulfuro de Manganeso (MnS) a diferentes concentraciones de aluminio y manganeso siendo que cuando se incrementa la concentración de manganeso también lo hacen las inclusiones tipo MnS y al incrementar el aluminio aumentan las partículas conteniendo Al_2O_3 [92]

11.11.2 MORFOLOGIA DE LAS INCLUSIONES NO METÁLICAS EN ACEROS TWIP

Debido a que las inclusiones no metálicas pueden formarse a partir de otras más pequeñas, es importante destacar su posible morfología con base en el tipo de inclusiones que se presentan. Se han reportado 8 diferentes morfologías de inclusiones no metálicas para aceros con bajos contenidos de carbono [93]:

1. Nitruro de Aluminio (AlN) como partícula simple.
2. Oxido de Aluminio (Al_2O_3) como partícula simple.
3. Sulfuro de Manganeso (MnS) como partícula simple.
4. Sulfuro de Manganeso (MnS) + inclusiones de $Al(O)N$ formando agregados.
5. Oxido de Aluminio (Al_2O_3) como núcleo + capa de Sulfuro de Manganeso (MnS).
6. Oxido de Aluminio (Al_2O_3) + inclusiones de SiO_2 .
7. Partículas complejas conteniendo $CaS + MgO + Al_2O_3$ formando espinelas.
8. Inclusiones complejas del tipo $TiN + Al_2O_3$.

CAPITULO II

2.1.- DESARROLLO EXPERIMENTAL

En este apartado se describe la fabricación de las muestras de aceros TWIP. Del mismo modo se describen los materiales empleados para la fundición, proceso de corte de los lingotes en condición de colada, fabricación de probetas para los ensayos mecánicos y metalúrgicos, así como los equipos utilizados y las variables operativas para la caracterización de los aceros propuestos.

Los pasos para la preparación del material experimental se presentan en la siguiente figura:

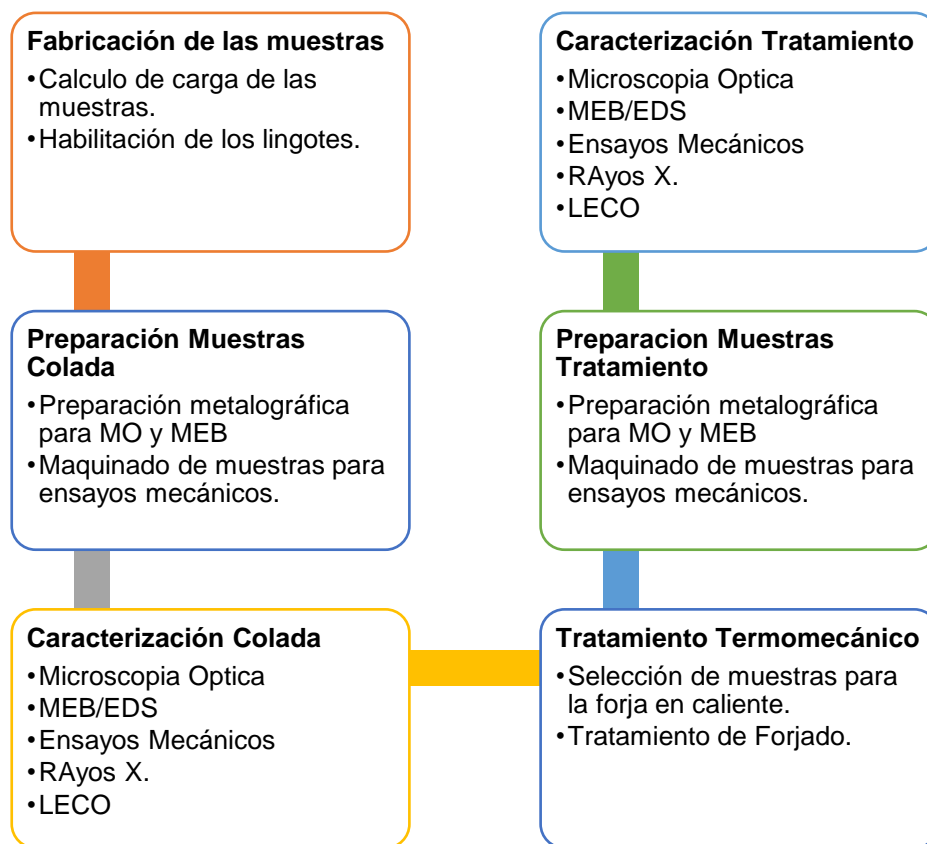


Figura 14.- Etapas de la preparación del material para el desarrollo experimental.

Para el presente trabajo de investigación se fabricaron 4 aceros con altos contenidos de manganeso con adiciones de 1 y 1.5% de aluminio los cuales se caracterizaron en condición de colada y después de ser sometidos a un tratamiento termomecánico de forja. Los aceros se fabricaron por inducción al vacío con atmosfera controlada para ser estudiados por:

Espectrometría de Masa, Microscopía Óptica (MO), Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) y Análisis EDS para posteriormente ser ensayados mecánicamente por medio de un ensayo de dureza rockwell B (HRB) y tensión. Una vez que se caracterizaron en condición de colada se caracterizaron nuevamente empleando las mismas técnicas para comparar la microestructura y propiedades mecánicas antes y después del tratamiento termomecánico para finalmente relacionar los cambios con la composición química.

2.2.- FUNDICION

2.2.1. FABRICACION DE LAS LINGOTERAS

Las lingoteras para el presente trabajo de investigación fueron elaboradas a partir de solera de acero estructural de 3 x ½ pulgadas (76.2 x 6.35 mm) de espesor como se muestra en la figura 15.



Figura 15. - Lingotera empleada para la fabricación de los aceros.

Cuatro aceros con alto contenido de manganeso se fabricaron en un horno de inducción al vacío con atmosfera controlada de argón en el laboratorio de fundición de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo (UMSNH). Se realizaron cálculos de carga para la fusión de 5 kg de acero en lingotes de 3x10x20 cm, se utilizaron como materias primas: residuos de aceros, ferromanganeso bajo carbono y aluminio comercial puro. Los aceros se fundieron y homogenizaron a una temperatura de 1500 – 1520 °C. El vaciado ocurrió alrededor de 1500°C en cada colada. Finalmente se dejó enfriar los lingotes a temperatura ambiente con aire como agente enfriador.

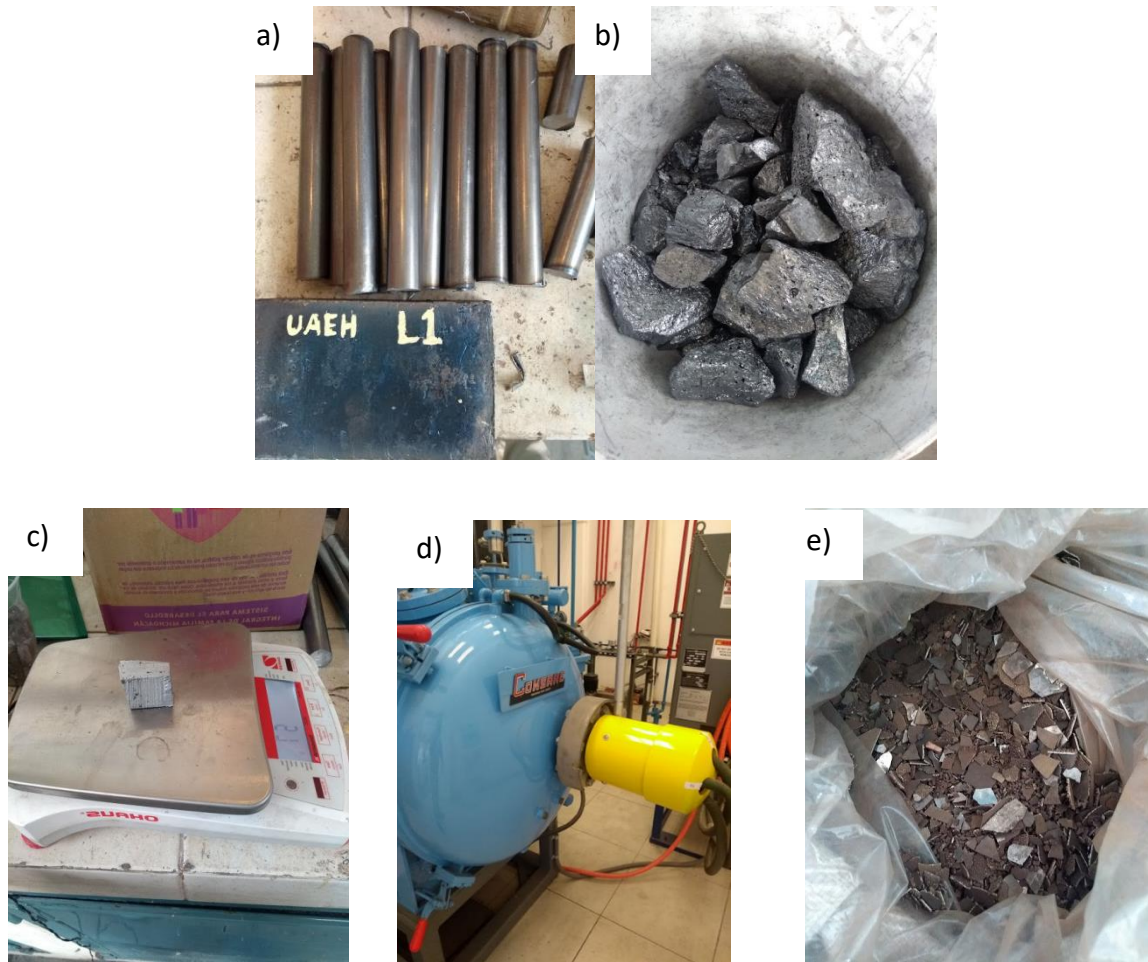


Figura 16.- Materia prima y Horno empleados en la fabricación de las muestras de aceros. a) Acero AISI 1018, b) Ferro-silicio, c) Aluminio, d) Horno de inducción al vacío, e) Manganeso electrolítico.

2.2.2. SOLIDIFICACION

El proceso de solidificación se llevó a cabo en las lingoteras metálicas con un enfriamiento al aire, no se emplearon medidas extras para reducir la formación de rechupes y/o porosidades. Una vez enfriado el acero vaciado en las lingoteras, se acondicionó para el uso óptimo del mismo por medio de los siguientes pasos:

- Extracción de lingotes.
- Acondicionamiento de material útil.
- Marcado del material.



Figura 17.- Extracción de lingotes.



Figura 18.- Marcado del material.

2.3.- ANALISIS QUIMICO

Para el estudio de la composición química de los lingotes se empleó un espectrómetro de masa Bruker Tasman Q4, serie N0088. Con el fin de determinar si existió o no segregación, se ensayaron al menos 5 puntos en diferentes posiciones a partir de los cuales se determinó la composición química promedio de cada uno de los siguientes elementos: carbono, manganeso, aluminio, silicio, fosforo, azufre, nitrógeno.



Figura 19.- Espectrómetro Bruker Tasman Q4.

2.4.- TRATAMIENTO TERMOMECANICO

Se seleccionaron cuatro muestras de 3X5X1.8 cm de cada composición química. Las cuales se precalentaron en una mufla Bartlett C10006B a 1100°C por una hora antes de ser deformadas mediante la fuerza de dos prensas modelo PP-XGC-75 AIDA 20 y 40, con capacidad de 100 y 200 toneladas respectivamente.



Figura 20.- Mufla Bartlett Modelo C10006B.



Figura 21.- Muestra del acero en la prensa.



Figura 22.- Muestras deformadas en caliente durante el enfriamiento.

Tabla 3.- Tratamiento termomecánico de las 4 condiciones.

Paso de forja	Espesor de salida (mm)		% de reducción	Temperatura de forjado
	h0	18		
1	h1	16	12%	900
2	h2	12	25%	1093
3	h3	8	33%	1093

2.5. PREPARACION METALOGRAFICA (MO Y SEM)

2.5.1.- CORTE

Debido a que se analizara la microestructura de aceros con alto contenido de manganeso, es importante que las muestras a estudiar sean representativas, por lo tanto, el corte de la muestra debe de cumplir con dos requisitos fundamentales:

1. El corte se realizó a partir de una sección representativa de la muestra.
2. Se empleó un disco de aceros inoxidable para evitar en la medida de lo posible modificar la microestructura.

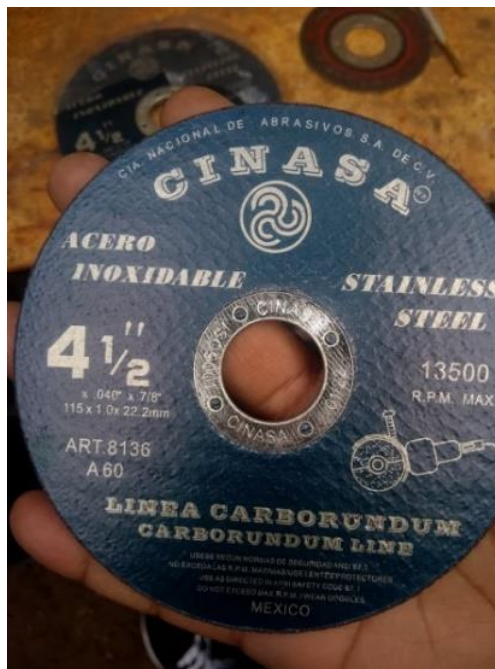


Figura 23.- Disco de Oxido de Aluminio empleado para cortar secciones transversales de los lingotes.

2.5.2. MONTAJE

Debido a que algunas muestras son cortadas en tamaños bastante pequeños para aprovechar el material al máximo, se dificulta su manipulación, por lo tanto, en metalografía las muestras suelen embutirse en algún producto como la baquelita (resina termo endurecible), lucita (resina termoplástica) entre muchos otros, facilitando así su manejo y almacenamiento. Para el caso de las muestras del presente trabajo de investigación, se seleccionó la baquelita.



Figura 24.- Montadora manual de muestras.

2.5.3. DESBASTE

El proceso de desbaste es importante en los análisis metalográficos para poder revelar la microestructura una vez que la superficie quedo deformada, es necesario reducir paulatinamente ese grosor hasta finalmente lograr una superficie que revele la microestructura original del material. El proceso de desbaste consiste en frotar la superficie de la probeta, que se desea preparar, sobre una serie de papeles abrasivos, cada vez más finos. Una vez obtenido un rayado homogéneo, se gira la probeta en un ángulo de 90° y se procede a emplear un papel abrasivo de tamaño de grano más fino. Para las probetas estudiadas se empleó lija de carburo de silicio (SiC) con tamaño de grano #180, #240, #360, #500, #600, #800, #1000 y #1200. las cuales desbastan una capa más delgada pero representativa de la muestra (es decir que no presenta deformación).



Figura 25.- Pulidora Metalográfica Buehler, Modelo máster 2000.

2.5.4. PULIDO

Para el pulido metalográfico se empleó una solución de Alúmina (Al_2O_3) con tamaño de partícula de 1 micra por 60 segundos y lograr un acabado espejo.



Figura 26.-Soluciones de alúmina (Al_2O_3) para pulido metalográfico.

2.5.5. ATAQUE

Para finalizar, las muestras fueron atacadas con una solución de Nital elegido reactivo de ataque debido a su amplio uso para muestras de aleaciones ferrosas y no ferrosas al 5% (Alcohol 95%, Ácido Nítrico 5%) en un vaso de precipitados teniendo especial cuidado en agregar primero el Ácido Nítrico y al finalizar disponer del ácido de acuerdo con el procedimiento de control de Ácidos y Bases y así evitar accidentes.

De entre las distintas técnicas de ataque de muestras en metalografía el Nital es empleado comúnmente para muestras de aceros que contienen alrededor de 4% de carbono empleando un algodón impregnado de la solución y frotando uniformemente por 3.5 y 10 segundos; se eligió esta técnica debido a que la cantidad de elementos de microaleación es considerablemente pequeña y el frotar permite un mejor contacto entre el Nital y los elementos que componen la microestructura y otra técnica en especial sumergir las muestras en el Nital no logran el mismo efecto o en este caso ataque metalográfico debido a una falta de contacto uniforme sobre la probeta y así revelar en su totalidad la microestructura.

2.6. MICROSCOPIA OPTICA

Para los estudios de microscopia óptica se empleó un microscopio de la marca Olympus PMG-3 (Figura 27), así como el analizador de imágenes software Image J 4.1, la preparación metalográfica a la que se sometieron las muestras fue la convencional como se detalló anteriormente.



Figura 27.- Microscopio Olympus PMG-3.

2.7. MICROSCOPIA ELECTRONICA DE BARRIDO

Para los análisis por medio de microscopía electrónica de barrido se empleó un microscopio SEM JEOL modelo 6300 con analizador por dispersión de energía de rayos X a 25 kV y 10 A como el que se muestra en la figura 28.



Figura 28.- Microscopio Electrónico de Barrido Jeol modelo 6300.

2.8. RAYOS X

Las mediciones de difracción de rayos X se llevaron a cabo en un X-Ray Bruker D8 Focus (Figura 29) con radiación monocromática $\text{Cu K}\alpha 1$ trabajando en configuración $\theta/2\theta$ en las muestras deformadas y en condición de colada.

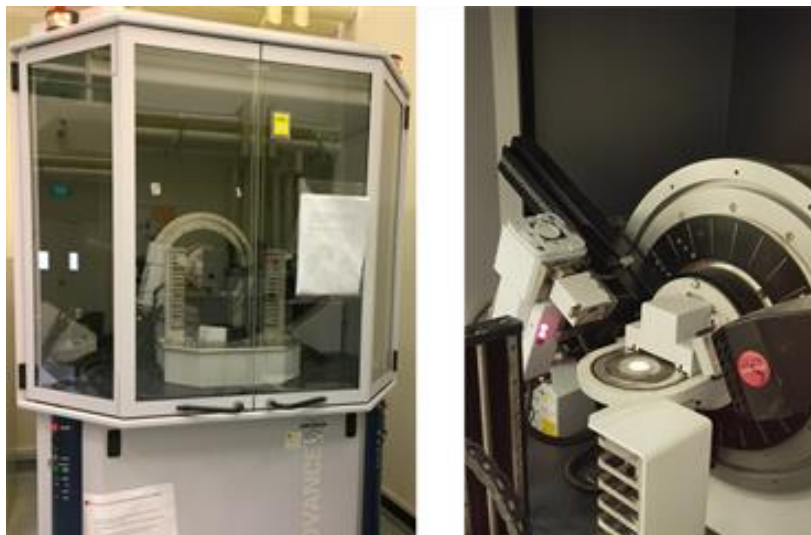


Figura 29.- Difractómetro Bruker D8.

2.9. ENSAYO DE TENSION

Para llevar a cabo los ensayos de tensión se maquinaron probetas con las dimensiones presentadas en la figura 30, el ensayo de tensión se llevó a cabo de acuerdo con la norma ASTM E8 que determina las condiciones necesarias para un ensayo de tracción. Para el ensayo se empleó una máquina de ensayos Universal United STM-10-EZ la cual se muestra en la figura 31.

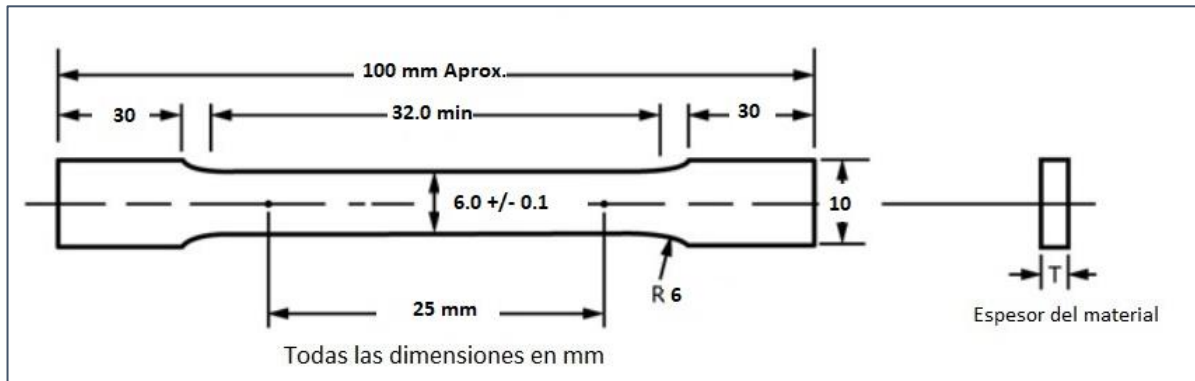


Figura 30.- Diseño de las probetas a ser ensayadas mecánicamente.



Figura 31.- Equipo Universal United STM-10-EZ para ensayos mecánicos.

2.10. ENSAYO DE DUREZA

Para los ensayos de dureza se empleó un durómetro BUEHLER con carga de 10 kgf y 1/16" de indentador (Figura 32). Se llevaron a cabo al menos 10 ensayos en distintos puntos de la microestructura para garantizar una medición confiable.



Figura 32.- Durómetro Buehler.

CAPITULO III

RESULTADOS Y DISCUSION

3.1.- ANALISIS QUIMICO

La composición química de los cuatro aceros estudiados se obtuvo mediante espectrometría de masa, empleando un espectrómetro Bruker Tasman Q4, serie N0088. La composición química se designó manteniendo constante el contenido de carbono en 0.3% mientras que el manganeso se fijó en 17 y 22% y el aluminio en 1.1 y 1.5% respectivamente. El contenido de manganeso está dentro de lo esperado para un acero de alto contenido de manganeso el cual es >15%. Se evaluaron al menos cuatro puntos diferentes y se procedió a calcular el promedio por cada elemento. El promedio se muestra en la tabla 4.

Tabla 4.- Porcentaje en peso (%) de los elementos en cada colada.

Acero	C	Mn	Al	Si	P	S	N	Fe
17Mn-1.5Al	0.31	16.99	1.54	0.42	0.05	0.099	0.0041	Balance
17Mn-1Al	0.28	17.6	1.17	0.33	0.08	0.010	0.0047	Balance
22Mn-1.5Al	0.31	22.02	1.45	0.31	0.06	0.010	0.0038	Balance
22Mn-1Al	0.38	22.06	1.05	0.29	0.06	0.014	0.0034	Balance

Como se muestra en la tabla, el contenido de carbono se encuentra alrededor de 0.30% por lo cual los aceros entran en la categoría de medio carbono, el contenido de manganeso para las muestras oscilo entre 16.9 y 22.06% mientras que el aluminio se encontró entre 1.05 y 1.56% obteniendo una composición química aceptable. Por su parte los elementos como el azufre y nitrógeno los cuales juegan un papel importante en los aceros con altos contenidos de manganeso se encontraron en rangos mínimos, con lo cual su efecto sobre la microestructura y propiedades mecánicas es casi nulo.

Es importante controlar la composición química debido a que los aceros con altos contenidos de manganeso pueden presentar alúmina Al_2O_3 , precipitados complejos, así como Sulfuro de Manganeso incluso cuando la cantidad de azufre sea baja [64]. Debido a que los aceros con altos contenidos de manganeso presentan una baja solubilidad, fue que la temperatura de vaciado se encontrara por encima de 1100°C y que el enfriamiento fuera al interior del horno de inducción para reducir los macro defectos como los son las porosidades y los rechupes.

3.2.- MICROSCOPIA OPTICA

3.2.1.- COLADA

La microestructura de las 4 condiciones en condición de colada se muestra en las figuras 33-36 las cuales corresponden a las composiciones 17Mn-1.5Al, 17Mn-1Al, 22Mn-1.5Al, y 22Mn-1Al respectivamente. Como se aprecia, en todas las condiciones se encontraron inclusiones no metálicas y porosidades sobre una matriz austenítica debido a la naturaleza gammagena del manganeso. Se puede apreciar que a medida que se incrementó la cantidad de aluminio tanto el tamaño promedio de las partículas encontradas, así como la cantidad de estas, aumento. Siendo entonces que el acero 17Mn-1Al presento la menor cantidad de partículas como se puede apreciar en la figura 37.

Tabla 5.- Numero de partículas, % de porosidades y tamaño promedio en los 4 aceros estudiados.

Acero	Numero de partículas (partículas mm ⁻²)	Inclusiones No metálicas y microporosidades (%)	Tamaño promedio de las partículas (µm)
17Mn-1.5Al	513.1 ± 62.31	0.61 ± 0.04	5.32 ± 1.29
17Mn-1Al	405.4 ± 23.56	0.41 ± 0.11	4.8 ± 0.68
22Mn-1.5Al	525.2 ± 48.81	0.59 ± 0.22	5.01 ± 1.32
22Mn-1Al	415.6 ± 38.38	0.65 ± 0.93	5.11 ± 1.48

Como lo muestra la tabla 5, la condición 22Mn-1.5Al presento la mayor cantidad de partículas por micrómetro cuadrado, siendo de 525.2 ± 48.81, debido a que contenia la mayor cantidad de aluminio y manganeso, sin embargo al comparar las condiciones 17Mn-1Al y 22Mn-1Al las cuales tienen la misma cantidad de aluminio podemos notar que el manganeso también juega un papel importante ya que al incrementarse el número de partículas paso de 405.4 ± 23.56 a 415.6 ± 38.38.

Por otro lado, las Inclusiones No Metálicas y porosidades no parecen tener un comportamiento similar al número de partículas, siendo la condición 22Mn-1Al la que presento un 0.65 ± 0.93% seguida de la condición 17Mn-1.5Al, aunque es importante mencionar que la condición que presento el % menor fue 17M-1Al con un 0.41 ± 0.11%.

Finalmente, el tamaño promedio de las partículas parece presentar un comportamiento mas similar para los aceros estudiados, teniendo valores de 5.32 ± 1.29 , 4.8 ± 0.68 , 5.01 ± 1.32 y 5.11 ± 1.48 para las condiciones 17Mn-1.5Al, 17Mn-1Al, 22Mn-1.5Al y 22Mn-1Al respectivamente. Siendo la condicion 17Mn-1.5Al la que presento los tamaños mayores.

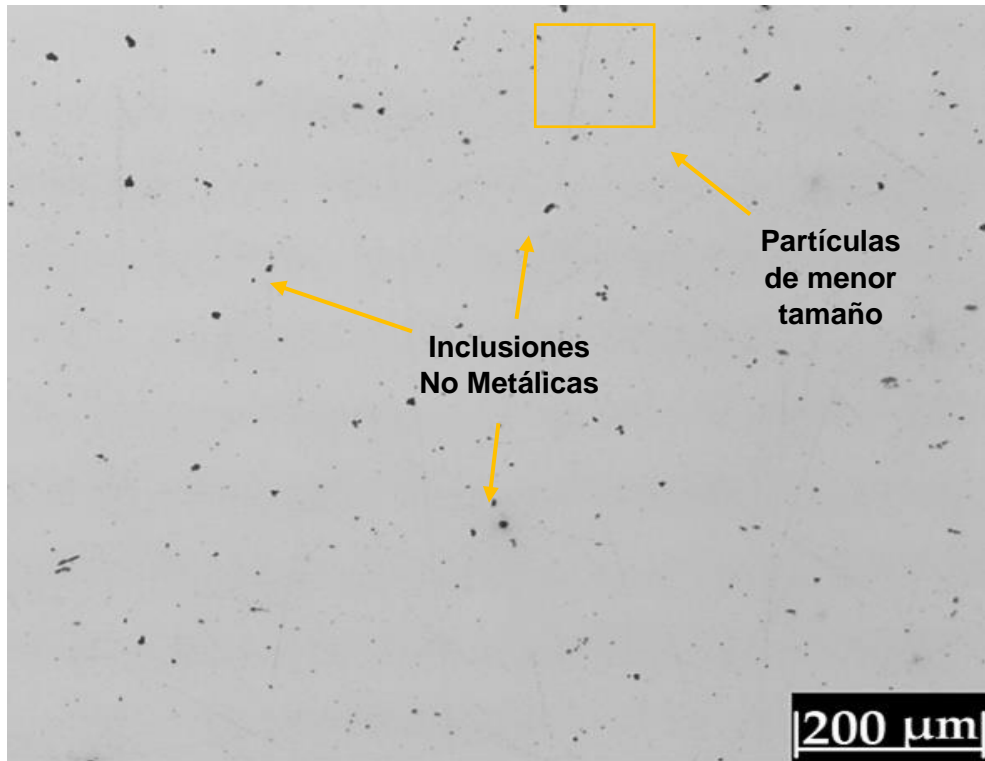


Figura 33.- Micrografía en condición de colada de la muestra 17Mn-1.5Al.

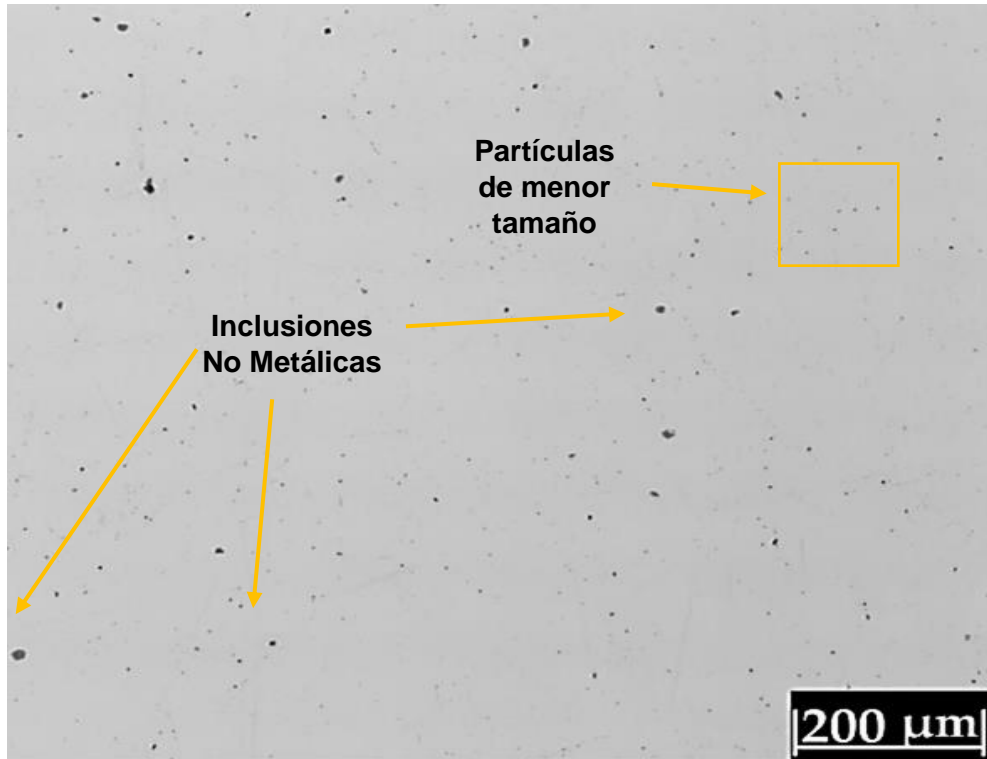


Figura 34.- Micrografía en condición de colada de la muestra 17Mn-1Al.

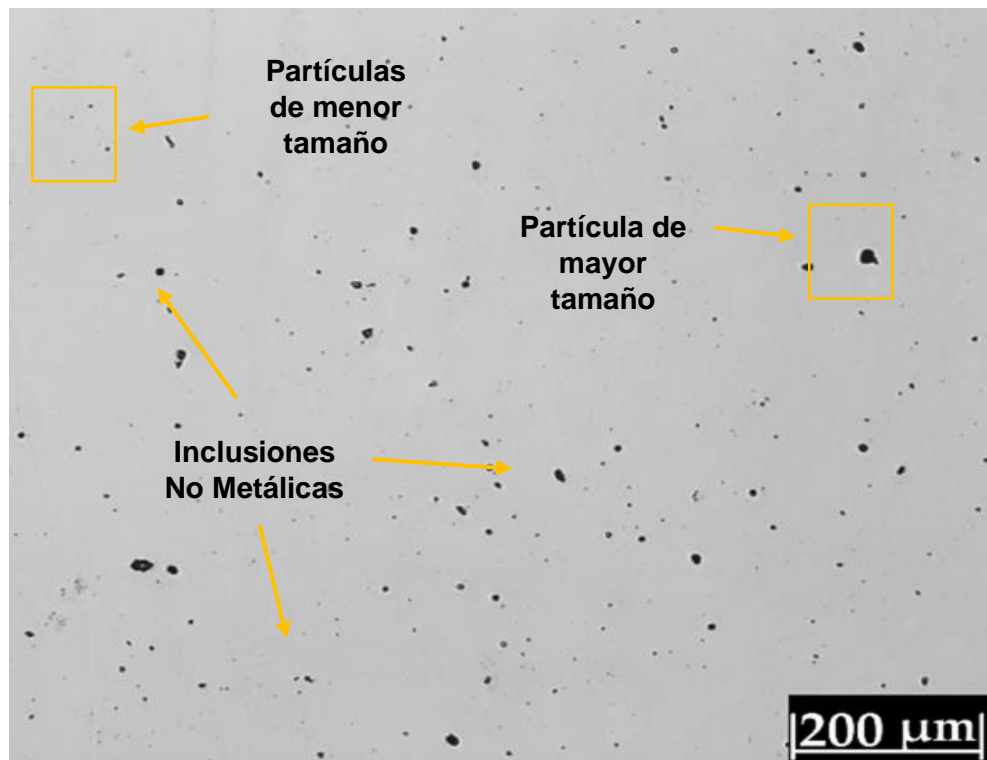


Figura 35.- Micrografía en condición de colada de la muestra 22Mn-1.5Al.

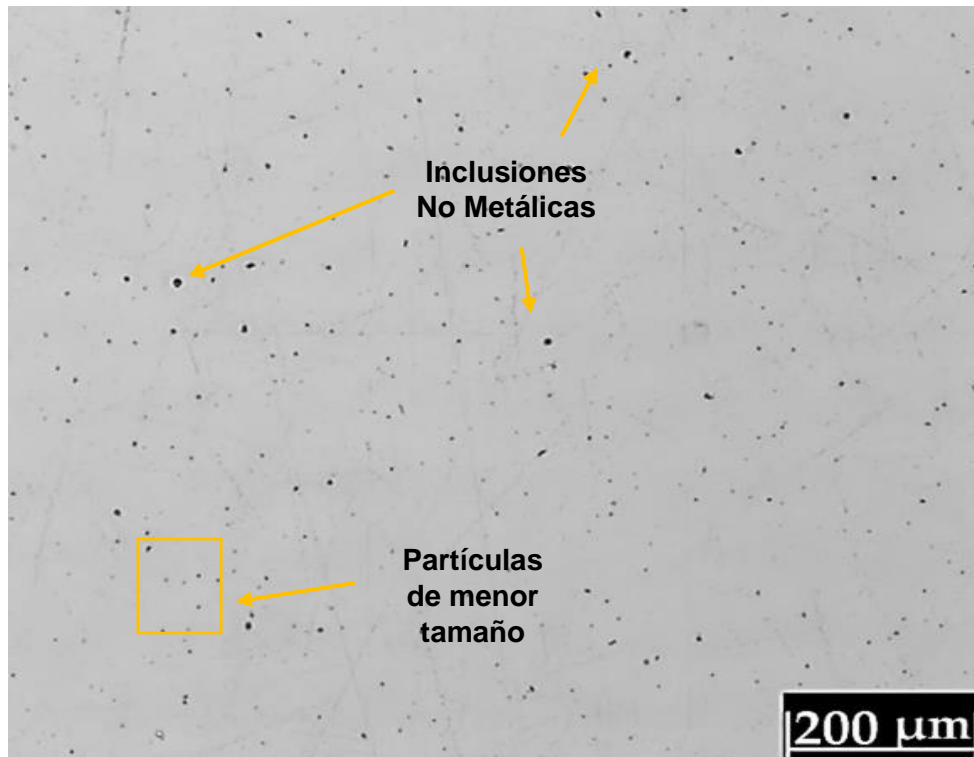


Figura 36.- Micrografía en condición de colada de la muestra 22Mn-1Al.

3.2.2. CONDICION DE FORJA

Después de someter a los 4 aceros a un tratamiento termomecánico de forja, se conservó una matriz austenítica típica de los aceros TWIP [11-12]. Sin embargo, para las condiciones 17Mn-1Al y 17Mn-1.5Al se puede apreciar una microestructura compuesta por austenita retenida y martensita. Se distinguen granos de diferentes tamaños que oscilan entre 68 y 123 μm aproximadamente de entre todas las condiciones. La microestructura para los aceros tratados termomecánicamente se muestra en las figuras 37-40.

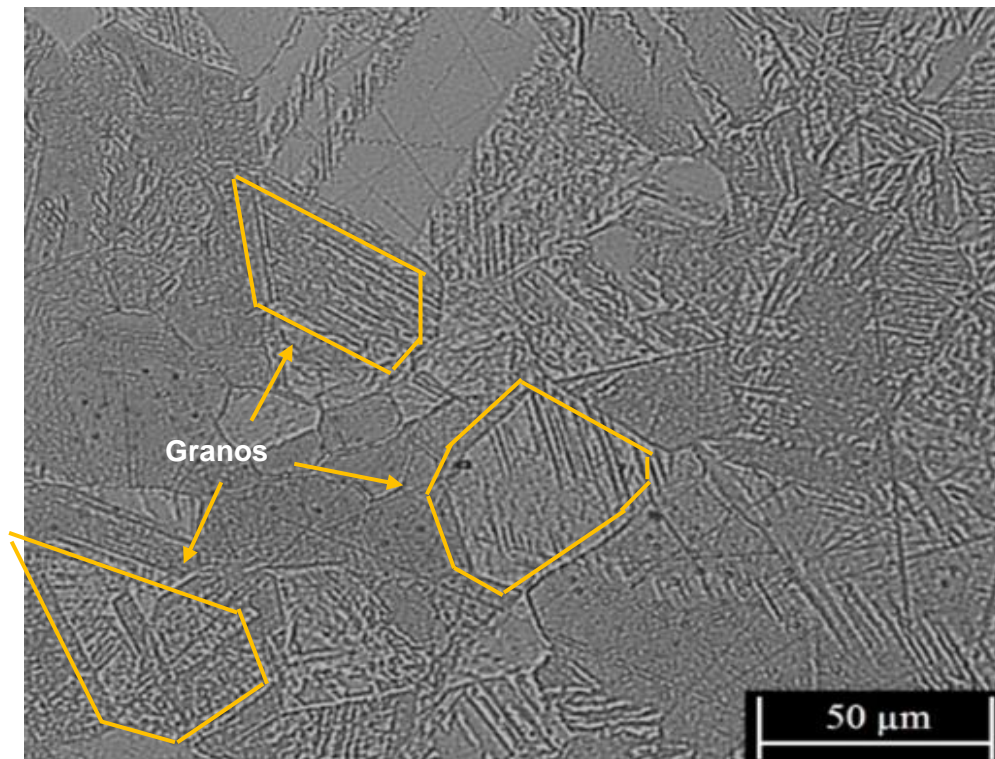
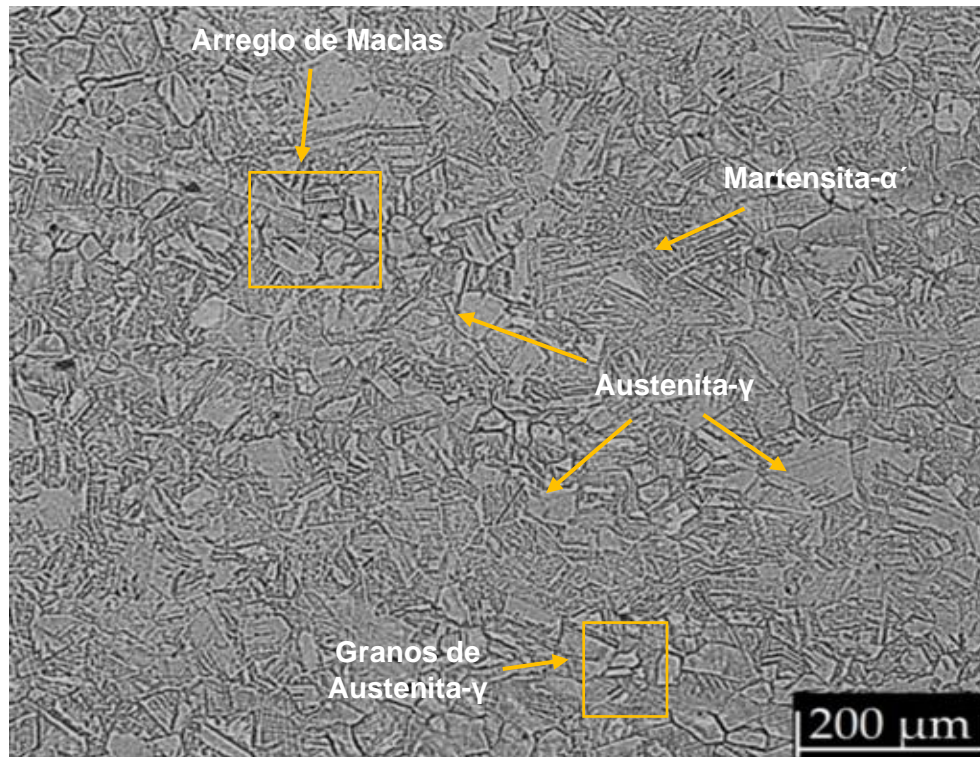


Figura 37.- Microestructura de la condición 17Mn-1.5Al tratada termomecánicamente.

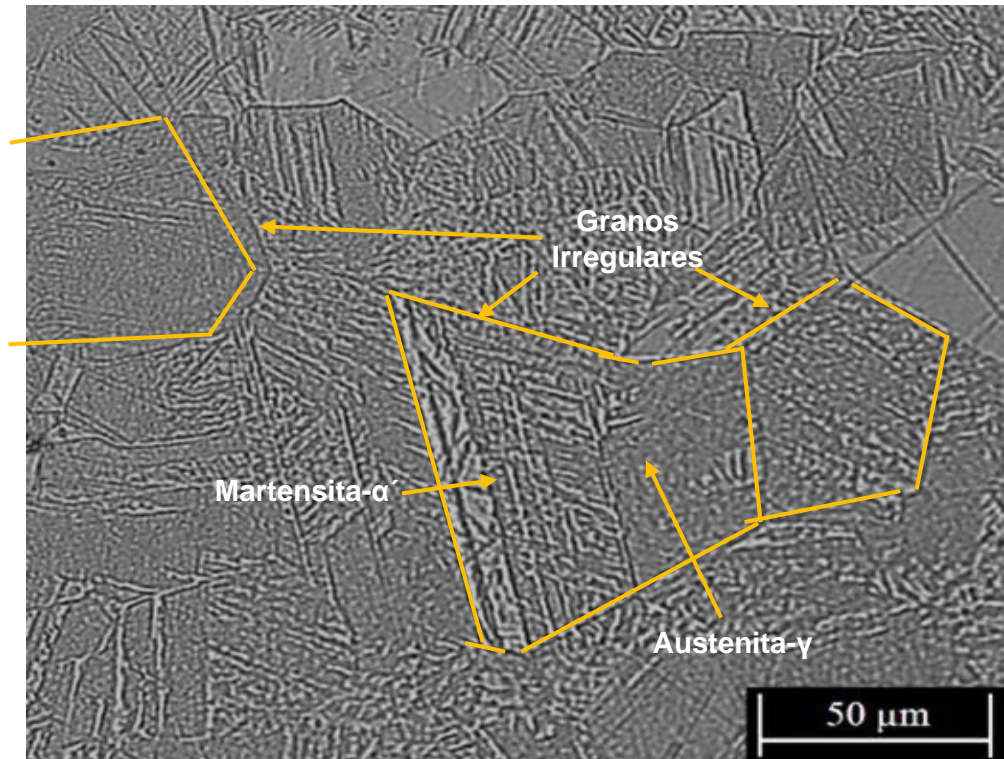
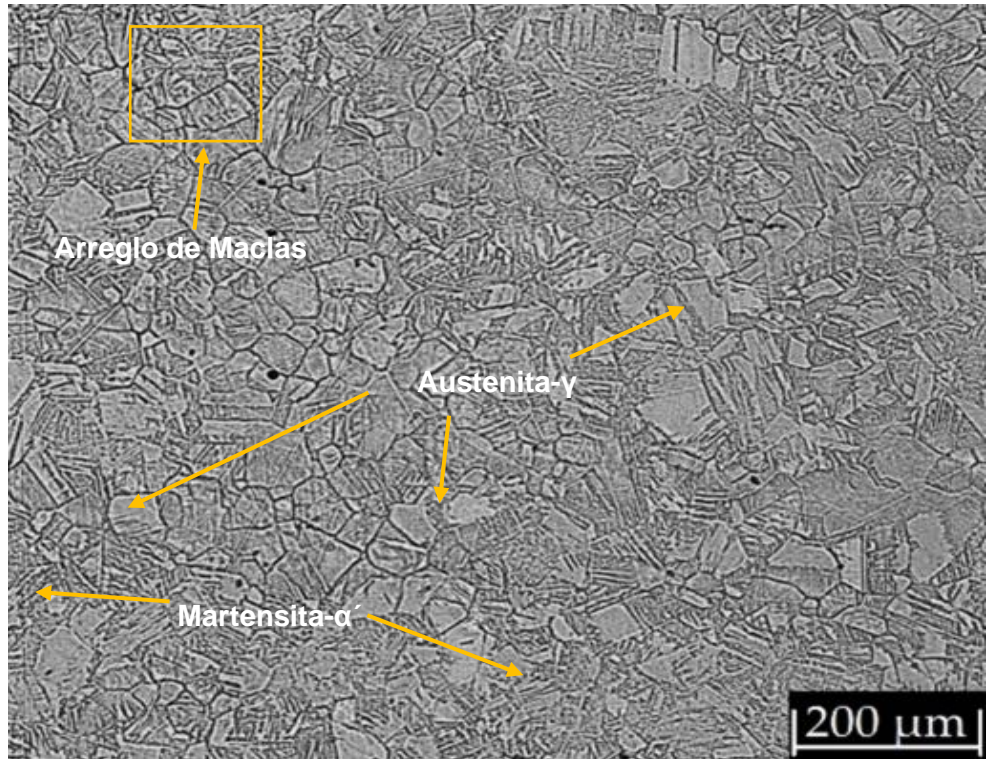


Figura 38.- Microestructura de la condición 17Mn-1Al tratada termomecánicamente.

Como se aprecia en la figura 37, para la condición 17Mn-1.5Al se aprecian granos austeníticos de diferentes tamaños, agujas martensíticas, así como la presencia de maclas. Si bien la presencia de la fase martensítica no es común en aceros con efecto TWIP, ocurre en los aceros estudiados debido a la baja concentración de aluminio < 2% el cual aparece en partículas a lo largo de la microestructura.

El efecto más notable que tuvo el tratamiento termomecánico fue el refinamiento en la microestructura de los aceros con altos contenidos de manganeso, como se puede ver en las figuras 37-40 la microestructura presenta granos equiaxiales, inclusiones no metálicas y la presencia de martensita en las condiciones 17Mn-1Al y 17Mn-1.5Al. El tamaño de grano mostro un refinamiento a medida que se incrementó la cantidad de aluminio siendo de 68 ± 11 , 53 ± 9 , 123 ± 13 y 105 ± 9 μm , para las condiciones 17Mn-1.5Al, 17Mn-1Al, 22Mn-1.5Al 22Mn-1Al respectivamente.

Es evidente a partir de la tabla 5 que el tamaño promedio de las partículas encontradas en los cuatro aceros es similar, sin embargo y como se mencionó con anterioridad la cantidad de partículas aumenta considerablemente de 405.4 ± 23.56 a 513.1 ± 62.31 para la misma concentración de manganeso (17%) mientras que el aluminio se incrementó de 1.0 a 1.5%. Para el caso de las condiciones 22Mn-1Al y 22Mn-1.5Al el incremento fue de 415.6 ± 38.38 a 525.2 ± 48.81 . Lo cual es consistente con lo que aparece en las micrografías 33 a 36. Por lo tanto, el tamaño de grano promedio disminuyó después del proceso de forjado en caliente debido a que una gran cantidad de partículas que fijaban los límites de grano ayudaron a refinar la microestructura [65]. Z. Wu, et al [66] encontraron que los granos de tamaño promedio son más finos y uniformes debido a las grandes cantidades de inclusiones finamente dispersas en un acero desoxidado que contiene diferentes cantidades de aluminio. Las inclusiones con un tamaño promedio de 4.2 μm y un elevado punto de fusión inhiben el crecimiento de los granos austeníticos debido a la migración fija de los límites de los granos de austenita debido a la solubilidad de los elementos en esta fase.

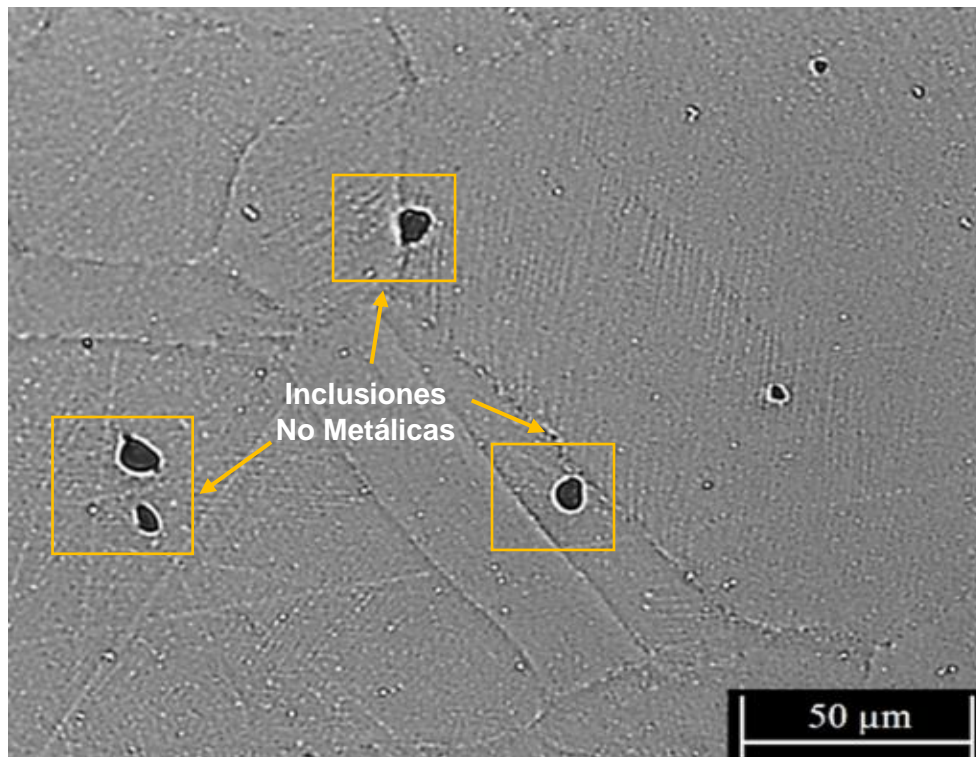
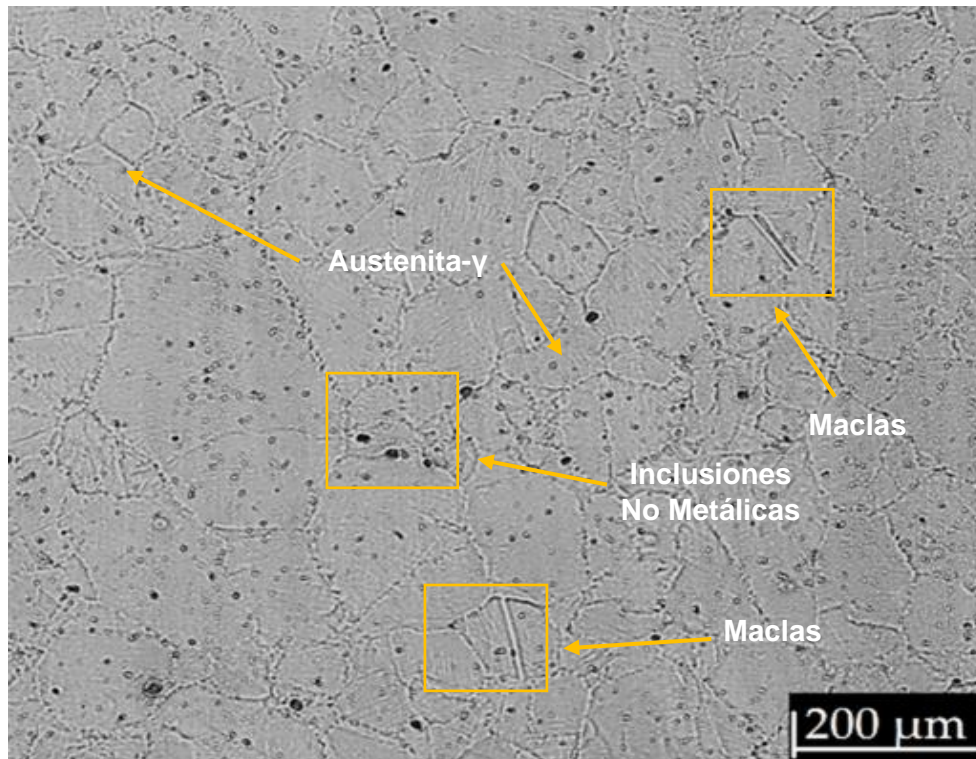


Figura 39.- Microestructura de la condición 22Mn-1.5Al tratada termomecánicamente.

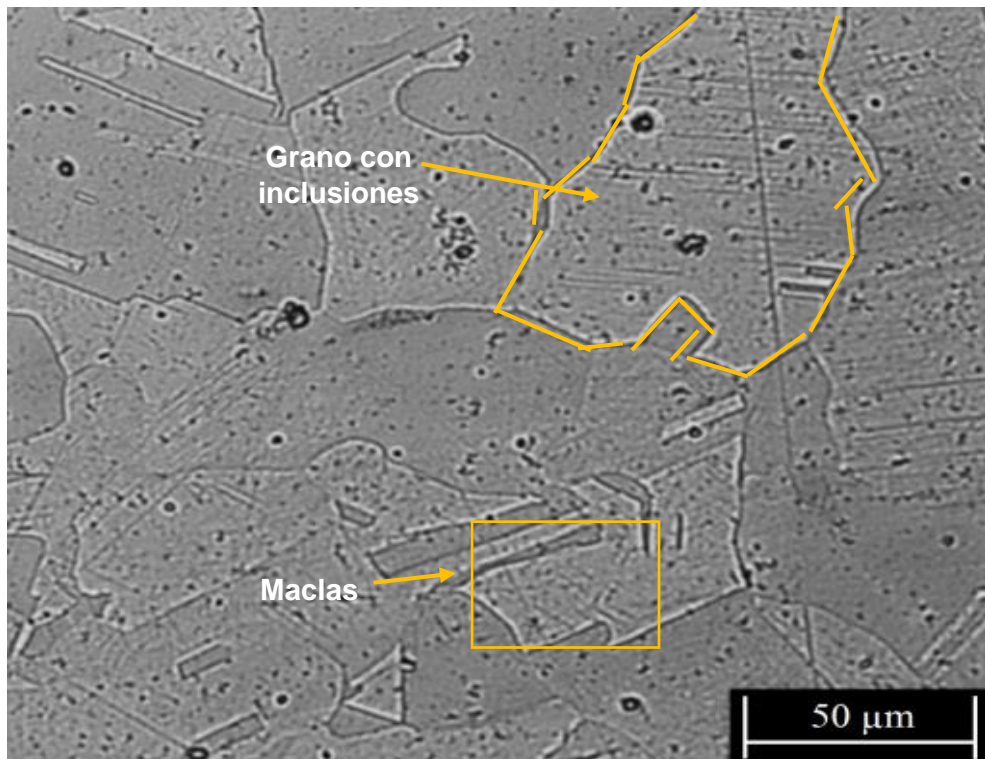
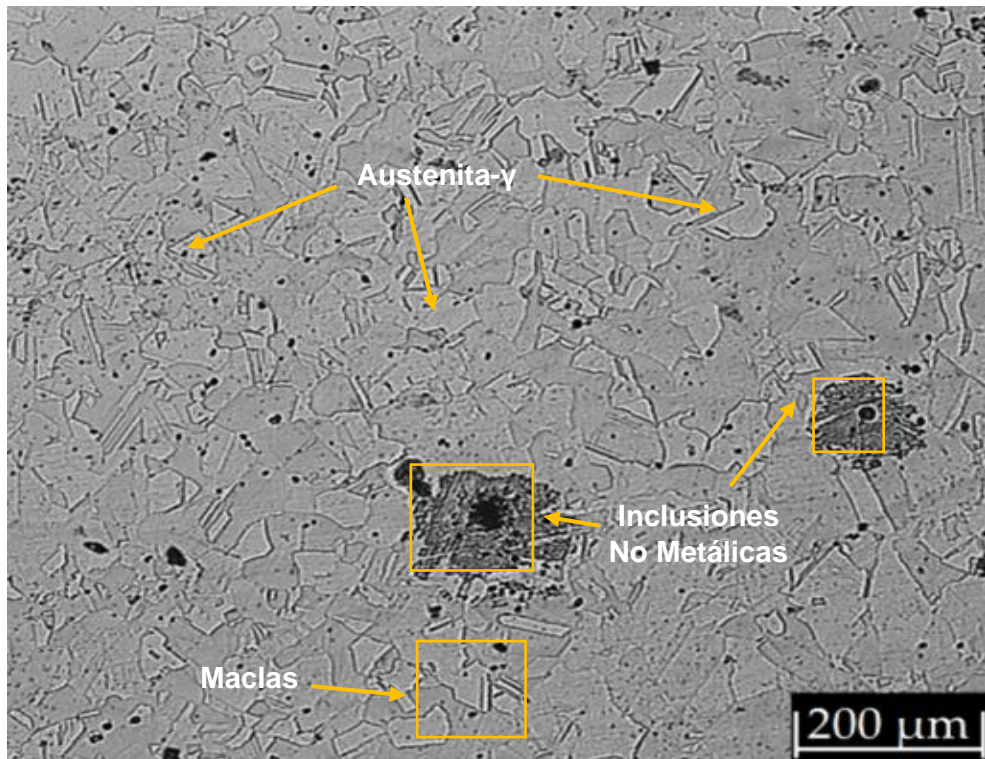
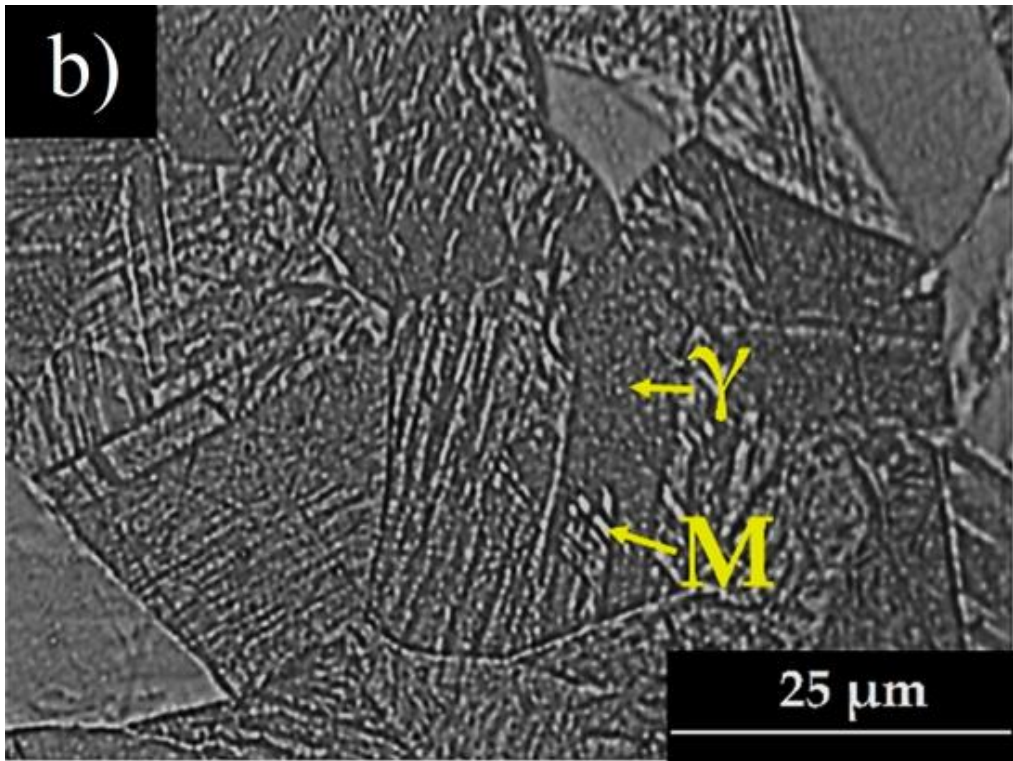
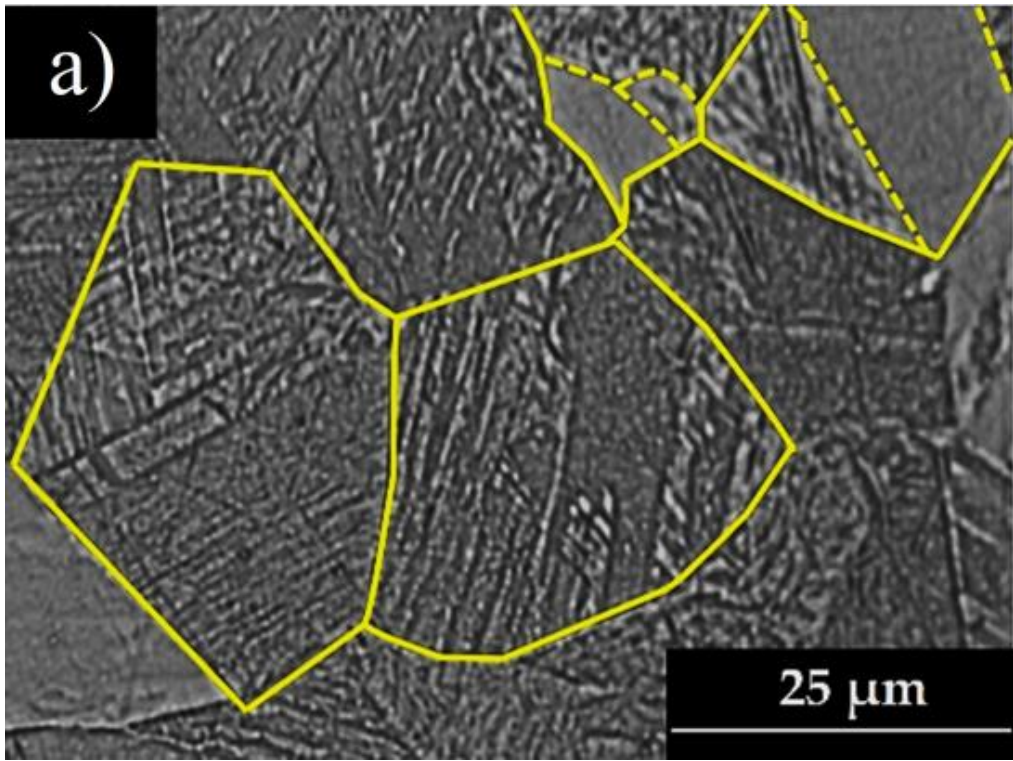


Figura 40.- Microestructura de la condición 22Mn-1Al tratada termomecánicamente.

El control de las inclusiones durante los procesos de refinamiento de los aceros es un paso esencial para producir acero de alta calidad o con las propiedades mecánicas deseadas, para los aceros con altos contenidos de carbono se han llevado a cabo estudios acerca de cómo las inclusiones no metálicas reducen propiedades mecánicas [67-68]. Se ha encontrado que la inclusión más dañina es el Sulfuro de Manganeso (MnS), tomando en consideración la composición química de la tabla 4, se llega a la conclusión de que la presencia de esta inclusión no es significativa para las propiedades y microestructura de los aceros con alto contenido de manganeso estudiados.

Un efecto destacable del aluminio en la microestructura de los aceros estudiados en las figuras 37 a 40 fue el hecho de que los aceros 22Mn-1.5Al y 22Mn-1Al consisten en una microestructura austenítica con presencia de maclas (efecto TWIP) mientras que las condiciones 17Mn-1.5Al y 17Mn-1Al contienen una microestructura dual austenítico-martensítica, esto se debe principalmente a dos aspectos: Por un lado el efecto del manganeso sobre la energía de falla de apilamiento, siendo que al incrementarse también lo hace la energía de falla. Permitiendo que el único mecanismo de endurecimiento sea el maclado mecánico, al disminuir la cantidad de manganeso, puede aparecer el efecto TRIP el cual consiste en una transformación sin difusión de la fase austenita a la martensita [35,65]. Finalmente, se han reportado aceros con estructuras similares a las obtenidas en el presente trabajo con y sin la presencia de aluminio siendo que la condición con 3.4% de manganeso solo presentó una fase austenítica con presencia de maclas, mientras que el acero con 25% de manganeso presentó una microestructura austenítica-martensítica [69]. Lo cual es consistente con lo reportado en el presente trabajo, siendo entonces que las adiciones de aluminio incrementan considerablemente la estabilidad de la austenita al incrementar la Energía de falla de apilamiento de los aceros con altos contenidos de manganeso.

Como se puede apreciar en la figura 41, la microestructura sufrió una recristalización dinámica después el tratamiento de forja, siendo entonces que los subgranos recristalizados se formaron cerca de los límites austeníticos deformados causando entonces una transformación sin difusión lo cual llevo a la presencia de martensita al interior de granos austeníticos más grandes [14-15]. Se puede apreciar claramente en la micrografía este efecto. Para el caso particular del acero 17Mn-1Al se aprecian claramente ambas fases como se ha reportado en otros trabajos [43,47,58]. La presencia de Martensita indica un mecanismo de endurecimiento conocido como transformación inducida por plasticidad la cual es consistente con el bajo contenido de aluminio y manganeso en los aceros estudiados.



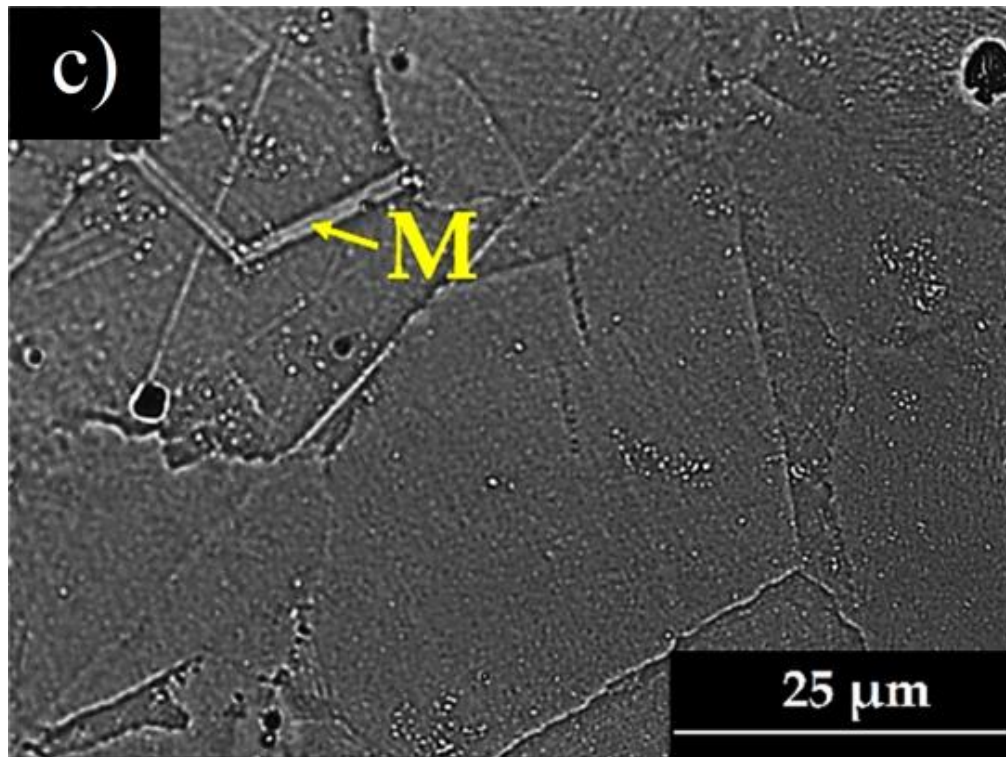


Figura 41.- Micrografías Ópticas del acero 17Mn-1Al a) granos (líneas sólidas) y subgranos (líneas discontinuas), b) listones de martensita, c) un relieve superficial de martensita.

3.3.- RAYOS X

3.3.1.- RAYOS X EN COLADA

De acuerdo con los resultados de rayos X, la microestructura para las condiciones 17Mn-1.5Al, 17Mn-1Al, 22Mn-1.5Al y 22Mn-1Al consistió en Austenita (F.F.C.) sobre los planos (111), (200), (220) y (311) sin la presencia de alguna otra fase, es muy común para los aceros con altos contenidos de manganeso una microestructura austenítica debido principalmente a la naturaleza Gammagena del manganeso [10-13] para contenidos mayores a 15 % actuando como un fuerte estabilizador de la austenita, siendo entonces que el contenido de 17 y 22% de manganeso logró estabilizar la fase independientemente del contenido de aluminio.

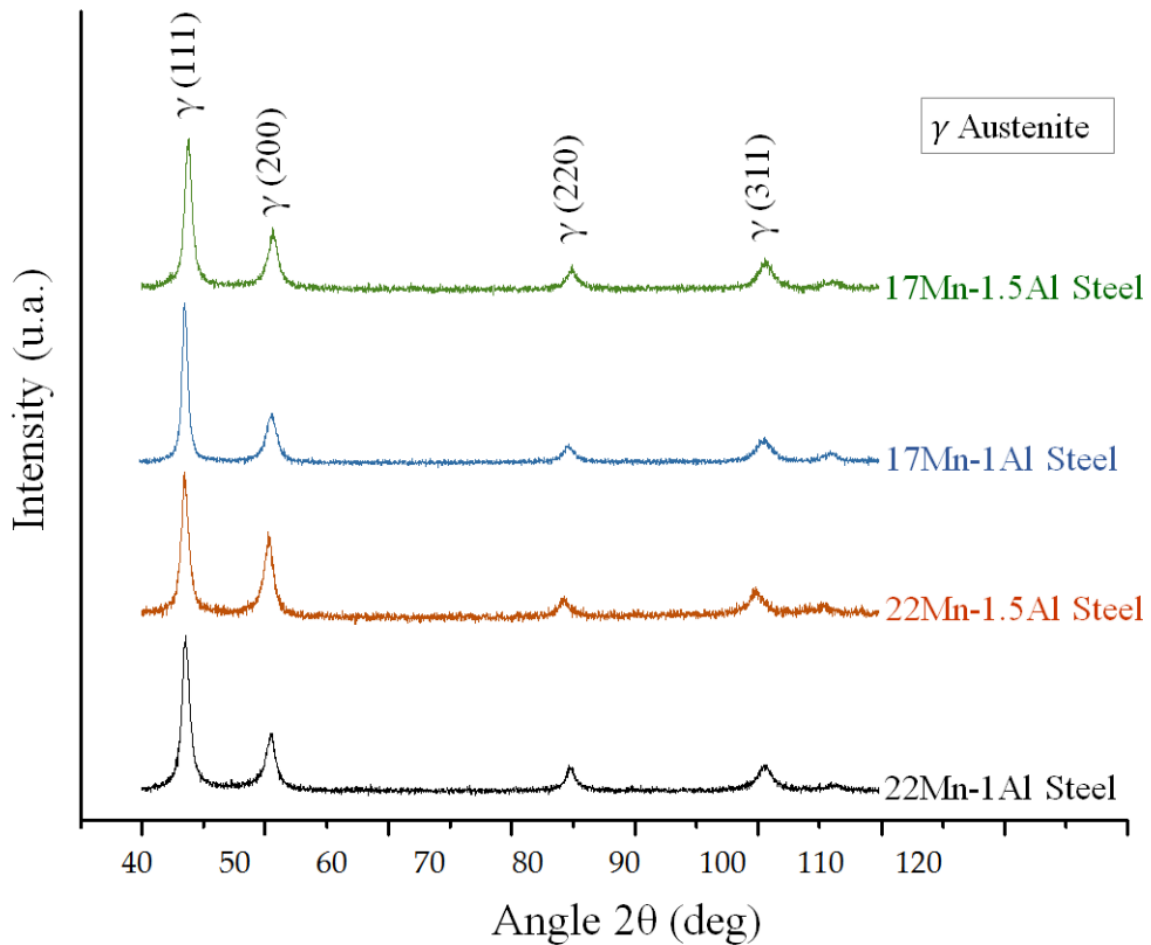


Figura 42.- Difractograma de las 4 condiciones estudiadas en condición de colada.

3.3.2.- RAYOS X DESPUES DEL TRATAMIENTO

La figura 43 muestra que las fases presentes en los aceros con alto contenido de manganeso una vez sometidos al tratamiento termomecánico fueron principalmente austenita para las condiciones 22Mn-1.5Al y 22Mn-1Al. Sin embargo, las condiciones 17Mn-1.5Al y 17Mn-1Al mostraron una fase dual de martensita y austenita, lo cual coincide con las micrografías presentadas en las figuras 37, 38 y 41.

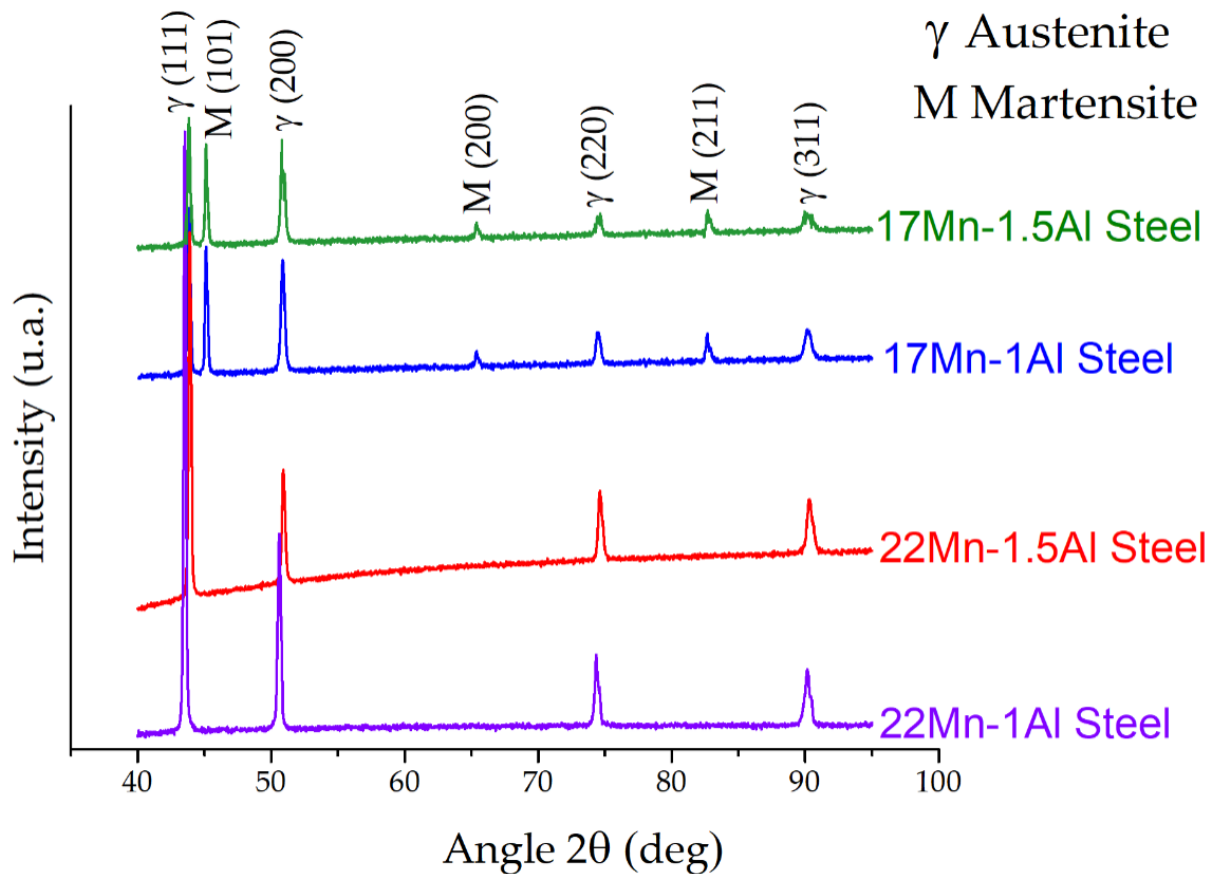


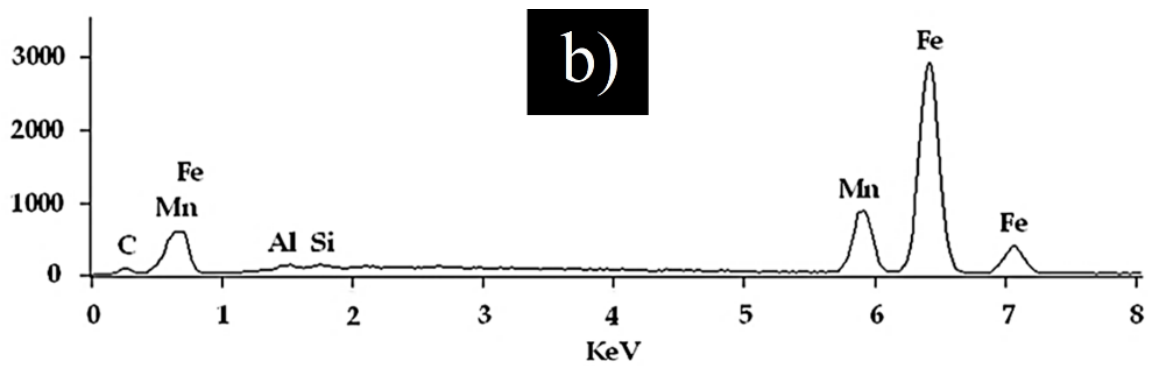
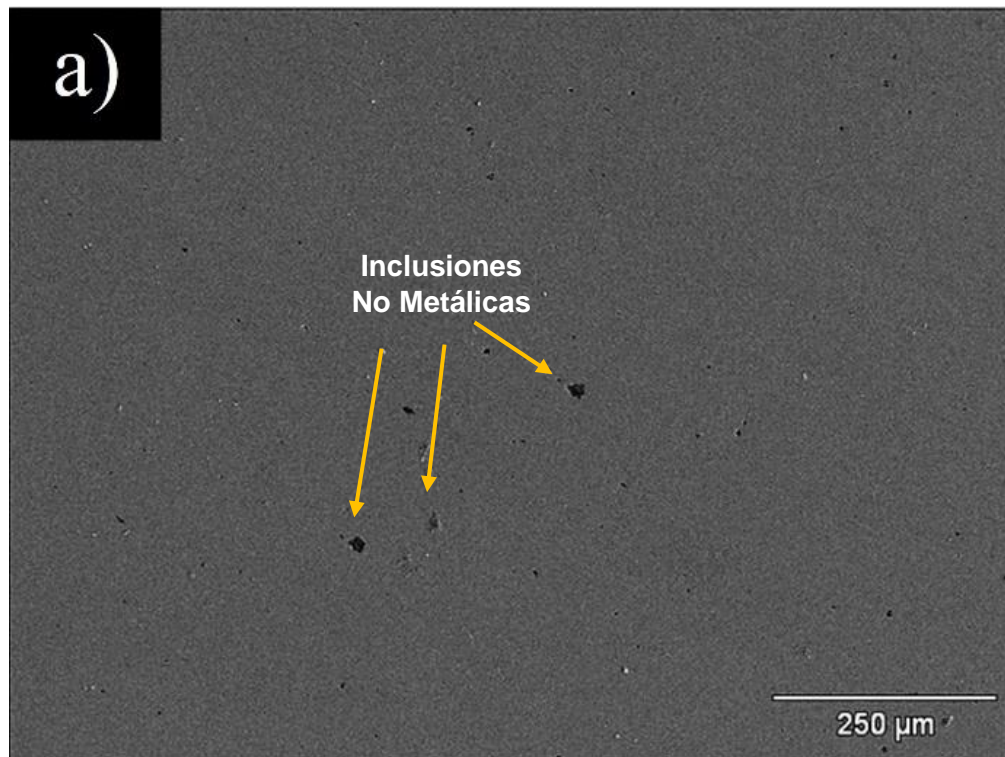
Figura 43.- Difractograma de las 4 condiciones estudiadas tratadas termomecánicamente.

La presencia de Martensita en las condiciones 17Mn-1.5Al y 17Mn-1Al ocurre en los planos (200) y (211) debido principalmente a la menor concentración de manganeso en estos aceros.

3.4.- MICROSCOPIA ELECTRONICA DE BARRIDO (MEB)

3.4.1.- MEB EN CONDICION DE COLADA

Los cuatro aceros con altos contenidos de manganeso fueron analizados micro estructuralmente mediante EDS (espectroscopia de rayos X de dispersión de energía) y un mapeo de elementos presentes en la microestructura, haciendo especial énfasis en la distribución de elementos a lo largo de la microestructura y la caracterización de las partículas identificadas como inclusiones no metálicas. Los resultados obtenidos para los cuatro aceros fueron muy similares debido a la naturaleza de los precipitados, la composición química y el tratamiento termomecánico. La figura 44 muestra el resultado de un microanálisis a una partícula en la condición 22Mn-1Al.



Element	Weight %	Atom %
Al	0.87	1.76
Si	0.58	1.14
Mn	20.96	20.92
Fe	77.58	76.17
Total	100.00	100.00

Figura 44.- a) Micrografía SEM para la condición 22Mn-1Al, b) Análisis EDS sobre una partícula encontrada en la microestructura.

En la figura 44a se observa una distribución homogénea de los elementos principales de los aceros estudiados; aluminio, silicio, manganeso y hierro, los cuales se encuentran en solución sólida sobre la matriz austenítica en la condición 22Mn-1Al para los aceros en alto contenido de manganeso estudiados, este comportamiento se pudo apreciar claramente en las cuatro condiciones donde no hubo segregación de los elementos (como lo mostraron también los estudios de mapeo por MEB en la figura 45). Las partículas observadas en la figura 44 presentan un tamaño aproximado de entre 15-25 μm . Se llevo a cabo un análisis EDS en estas partículas para determinar la composición química y determinar la naturaleza de estas. Como se aprecia en la figura 48b las partículas contienen aluminio, silicio, manganeso y hierro con las concentraciones 0.87, 0.58, 20.96 y 77.58 % respectivamente.

Las figura 44b muestra los resultados del mapeo de elementos para los aceros 22Mn-1Al y 17Mn-1.5Al, como se puede apreciar en la micrografía, aparecen tres partículas de diferente tamaño el cual comprende 5-12 μm aproximadamente. Con base en los resultados del mapeo las partículas oscuras de mayor tamaño están constituidas principalmente por aluminio y silicio con una pequeña concentración de manganeso, mientras que la partícula gris más pequeña contiene los mismas elementos más azufre.

La partícula gris más pequeña contiene concentraciones más altas de manganeso y azufre. Siendo entonces que podemos decir que las inclusiones no metálicas están formadas principalmente por Alúmina (Al_2O_3) y sulfuro de manganeso (MnS). Las inclusiones son compuestos que consisten en elementos no metálicos como oxígeno, azufre, fosforo, nitrógeno, carbono entre otros. Se han reportado inclusiones no metálicas resultantes de la desoxidación de un acero mediante la adición de desoxidantes fuertes, entre lo que destaca el aluminio y silicio [70], tomando en consideración la composición química de los elementos presentada en la tabla 4 es un resultado esperado.

La partícula gris más pequeña contiene concentraciones más altas de manganeso y azufre. Así, las inclusiones no metálicas están formadas principalmente por alúmina (Al_2O_3) y sulfuro de manganeso (MnS). Las inclusiones son compuestos que consisten en elementos no metálicos, como oxígeno, azufre, fósforo, nitrógeno, carbono, etc. Las inclusiones no metálicas resultan principalmente de la desoxidación del acero mediante la adición de desoxidantes fuertes, típicamente aluminio y silicio. Los compuestos más comunes que se encuentran en las inclusiones de los aceros son el sulfuro de manganeso (MnS), la alúmina (Al_2O_3) y diferentes tipos de espinelas (principalmente $\text{MgO-Al}_2\text{O}_3$) [70-71].

Se realizó un mapeo de elementos mediante MEB en condición de colada con la finalidad de comprobar si existió algún grado de segregación en los aceros. La distribución de elementos fue relativamente homogénea para las cuatro condiciones. Es importante mencionar que para la condición 17Mn-1.5Al se pudo apreciar claramente la presencia de Aluminio (Al) en algunas partículas sobre la microestructura como se muestra en la figura 45.

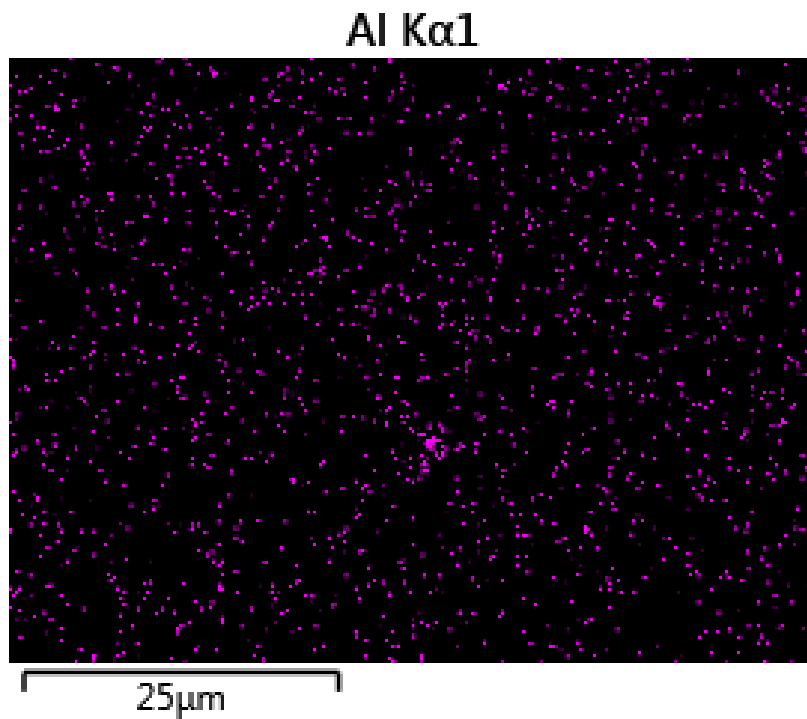
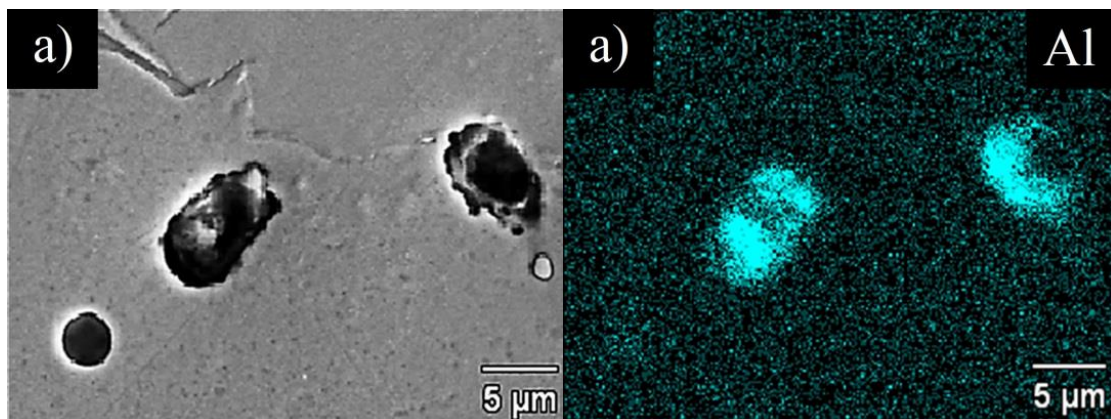
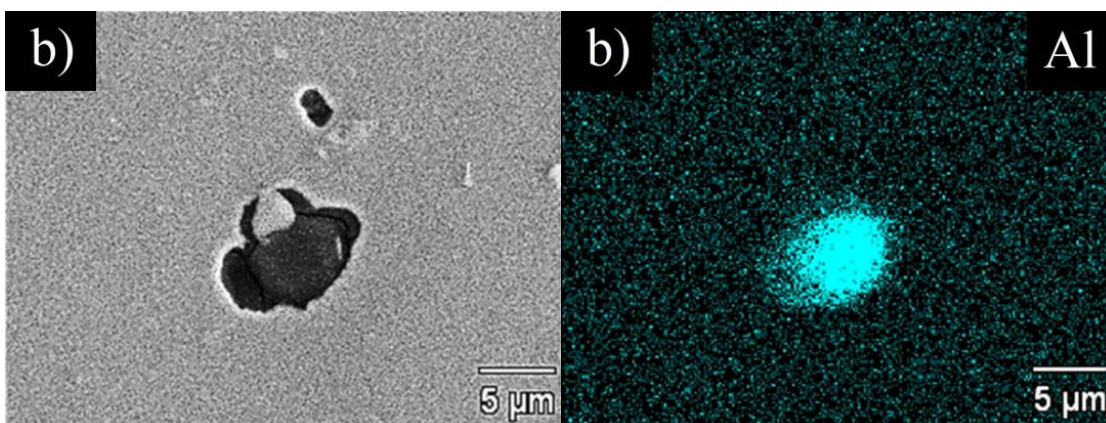
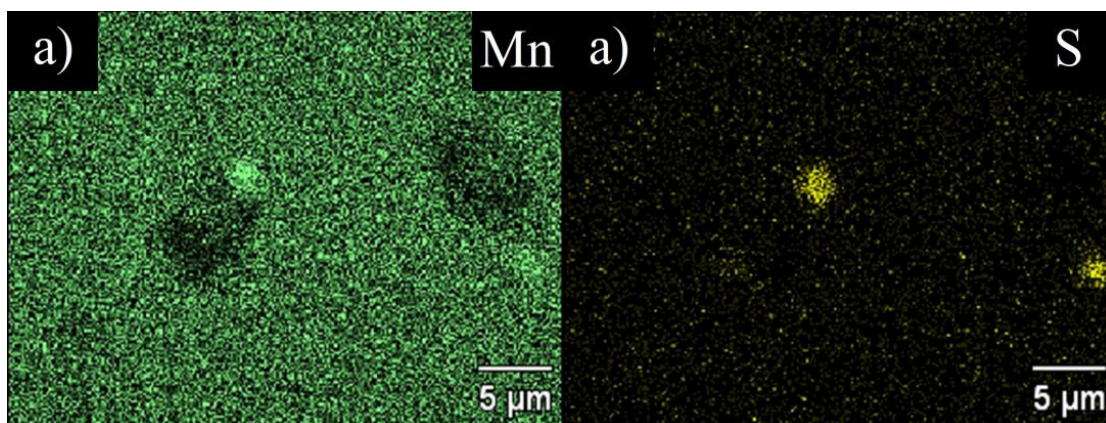
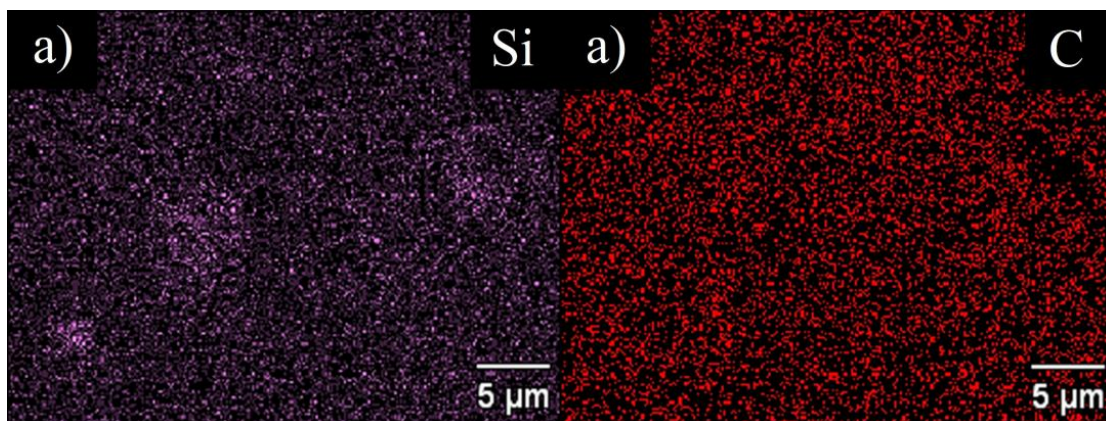


Figura 45.- Presencia de aluminio en la condición 17Mn-1.5Al mediante mapeo de MEB.





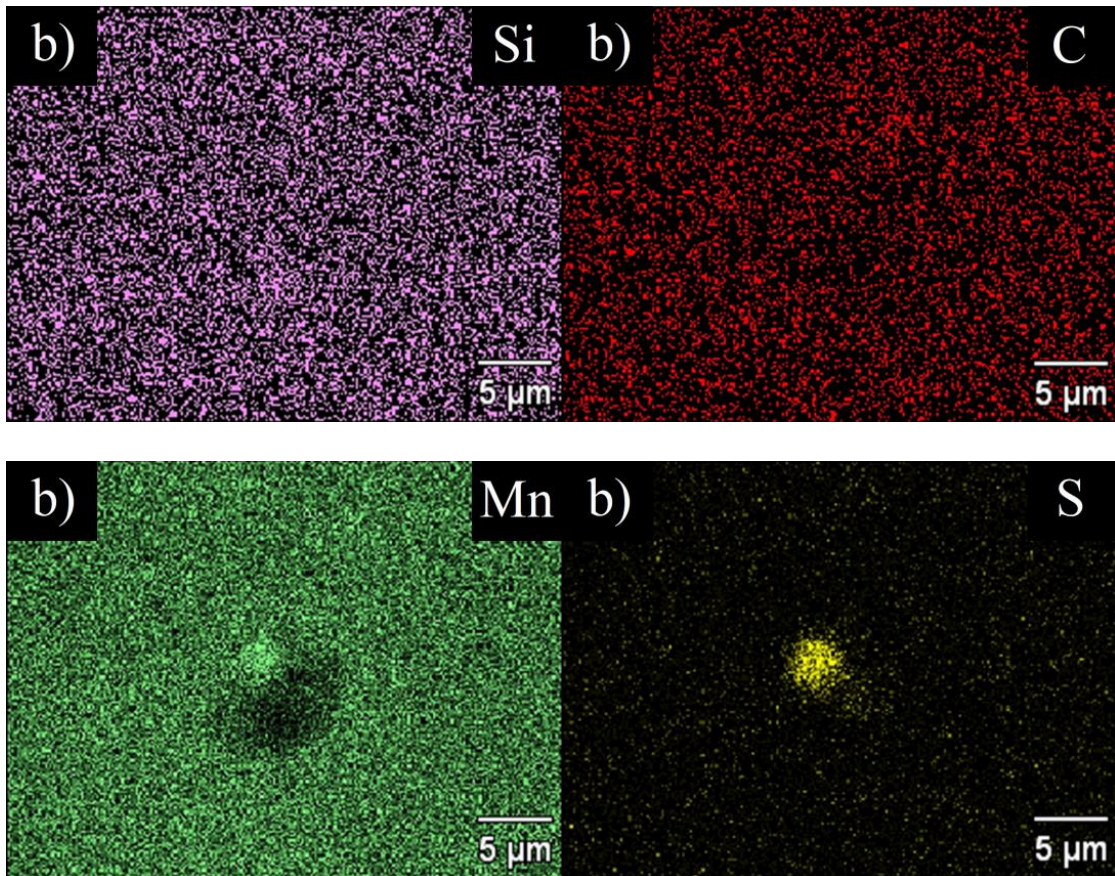


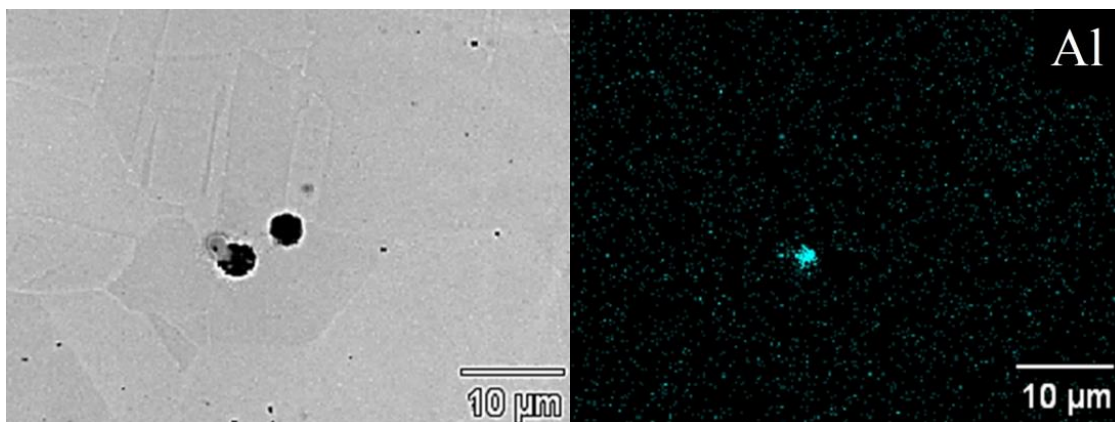
Figura 46.-Estudio de mapeo en condición de colada sobre partícula encontrada a) partícula pequeña b) partículas grandes.

La figura 46b muestra que las inclusiones no metálicas están compuestas principalmente por alúmina (Al_2O_3) mientras que la punta de la partícula corresponde a sulfuro de manganeso (MnS). Se puede apreciar claramente una microporosidad en la parte superior derecha de la imagen. Se han reportado que, dentro del proceso de formación de fases de las aleaciones ferrosas, los óxidos son los más estables termodinámicamente siguiendo la formación de sulfuros siempre y cuando el contenido de carbono, manganeso, azufre y aluminio sea bajo, para los aceros reportados el contenido de carbono fue de 3.9 % [64-65]. Como se muestra en la tabla 4, el contenido de carbono (C) para los aceros con alto contenido de manganeso estudiados fue de alrededor de 0.3 % para toda las condiciones con lo cual la formación de carburos no ocurrió como se puede apreciar en la figura 46 donde no es posible observar una alta concentración de carbono (C) en las inclusiones no metálicas. Por lo tanto, se puede concluir que las inclusiones no metálicas formadas durante la fabricación de estos aceros altos en manganeso corresponden en su mayoría a alúmina (Al_2O_3) y sulfuro de manganeso (MnS).

Se ha reportado que las inclusiones de alúmina (Al_2O_3) pueden actuar como el núcleo de partículas más complejas permitiendo la formación de nitruros de aluminio (AlN) durante el proceso de solidificación de aceros con una composición química Fe-0.5Al-2Mn, la cual es muy similar a la composición de los aceros estudiados [72-73]. Así mismo se reportó la precipitación de sulfuro de manganeso (MnS) y precipitados complejos del tipo nitruro de aluminio (AlN) durante el proceso de solidificación de aceros con un contenido medio de entre 6 y 10% y 1 % de aluminio [73]. En el presente trabajo no se evidencio la presencia de partículas del tipo AlN para las inclusiones no metálicas en ninguna condición. Sin embargo, las partículas reportadas del tipo AlN tienen tamaños alrededor de 8-10 μm con lo que se puede suponer que las partículas que aparecen en las figuras 27 a 30 pueden corresponder a este tipo de inclusiones.

3.4.2. MEB DESPUES DEL TRATAMIENTO

La Figura 47 muestra la microestructura del acero 22Mn-1.5Al la cual consiste en una matriz austenítica con maclas (las cuales ocurrieron después del tratamiento termomecánico), inclusiones no metálicas y microporosidades. Se observa una distribución homogénea de los elementos químicos que constituyeron la matriz de acero de entre los que destacan el aluminio y azufre con base en el mapeo que se llevó a cabo sobre la microestructura. También se observó para los cuatro aceros una relación entre las inclusiones no metálicas que están formados por partículas de alúmina (Al_2O_3) y sulfuro de manganeso (MnS).



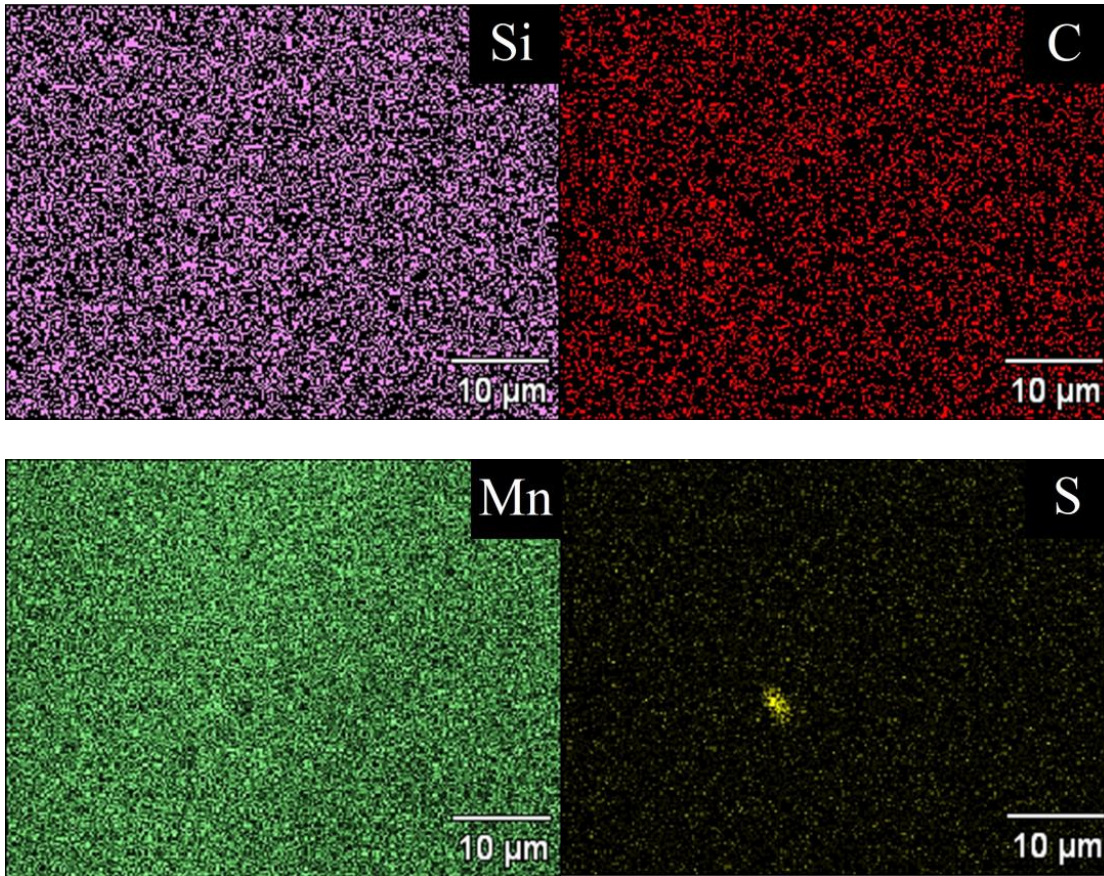


Figura 47.-Estudio de mapeo en condición de colada sobre partícula encontrada a) partícula pequeña b) partículas grandes.

3.5. PROPIEDADES MECANICAS

3.5.1. DUREZA

3.5.1.1. DUREZA EN COLADA

Los resultados para el ensayo de dureza para las condiciones 17Mn-1Al, 17Mn-1.5Al, 22Mn-1Al y 22Mn-1.5Al mediante un análisis de dureza Rockwell B se muestran en la tabla 6,

Tabla 6.- Resultados de dureza para los aceros en condición de colada.

Acero	Dureza (HRB)
17Mn-1.5Al	82 ± 2.0
17Mn-1Al	82 ± 2.0
22Mn-1.5Al	85 ± 2.5
22Mn-1Al	84 ± 2.1

Con base en los resultados presentados en la tabla 6 se puede apreciar que la dureza fue de 82 ± 2.0 , 82 ± 2.0 , 85 ± 2.5 y 84 ± 2.1 para las condiciones 17M-1.5Al, 17Mn-1Al, 22Mn-1.5Al y 22Mn-1Al respectivamente, se puede apreciar que la composición química no afecta significativamente la dureza, esto se debe a que la cantidad de carbono es la misma, mientras que el grano austenítico tampoco presento cambios. Si bien y como lo muestra la tabla 5 al incrementar el manganeso y aluminio la presencia de partículas, así como su tamaño se incrementó, no juegan un papel importante en los aceros con altos contenidos de manganeso debido a que el principal mecanismo de endurecimiento es el maclado mecánico. Así mismo y con base en lo presentado en las figuras 33 a la 36 la microestructura para las condiciones es muy similar con relación a la presencia de porosidades, inclusiones no metálicas y precipitados.

3.5.1.2. DUREZA DESPUES DEL TRATAMIENTO

Los resultados de dureza para los cuatro aceros después de ser sometidos al tratamiento termomecánico se muestran en la tabla 7.

Tabla 7.- Resultados de dureza para los aceros tratados termomecánicamente.

Acero	Dureza (HRB)
17Mn-1.5Al	82 ± 2.3
17Mn-1Al	83 ± 2.0
22Mn-1.5Al	84 ± 2.2
22Mn-1Al	83 ± 2.3

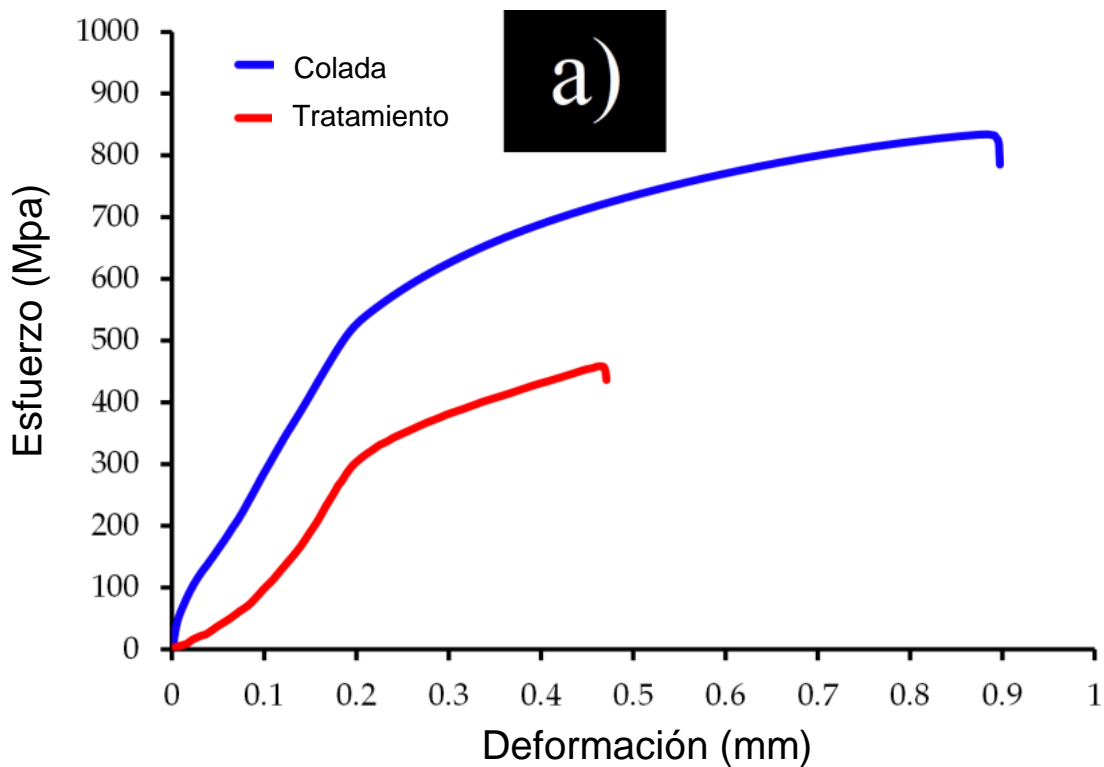
Con base en los resultados presentados en la tabla 6 se puede apreciar que la dureza fue de 82 ± 2.0 , 82 ± 2.0 , 85 ± 2.5 y 84 ± 2.1 para las condiciones 17M-1.5Al, 17Mn-1Al, 22Mn-1.5Al y 22Mn-1Al, respectivamente, por lo que el tratamiento termomecánico no tuvo un impacto significativo en la dureza. Los resultados de dureza para los aceros se relacionan directamente a la cantidad de carbono, debido a que el contenido de este elemento fue el mismo para las muestras tanto en condición de colada como después del tratamiento la dureza no vario. El rango de dureza para los aceros estudiados se encontró en un rango de 82 a 85 HRB, lo cual concuerda con resultados de dureza de entre 98-100 HRB para aceros con altos contenidos de manganeso con un contenido de carbono mayor (con contenido de entre 1 y 1.2%) [74-75]. Se reportó una dureza de 11.5 en Rockwell C (HRC) para un acero 20Mn-3Al con un contenido de 1% de Carbono, la cual se atribuye a una matriz austenítica con presencia de dendritas de Fe-Al-C [76]. Así mismo se han reportado durezas alrededor de 98 HRB para aceros con altos contenidos de manganeso los cuales fueron sometidos a dos tratamiento de solubilización de fases, lo cual representa una ventaja significativa a los aceros presentados los cuales cuentan con durezas entre el rango de 82 a 85 HRB con solo un proceso de solubilización [77].

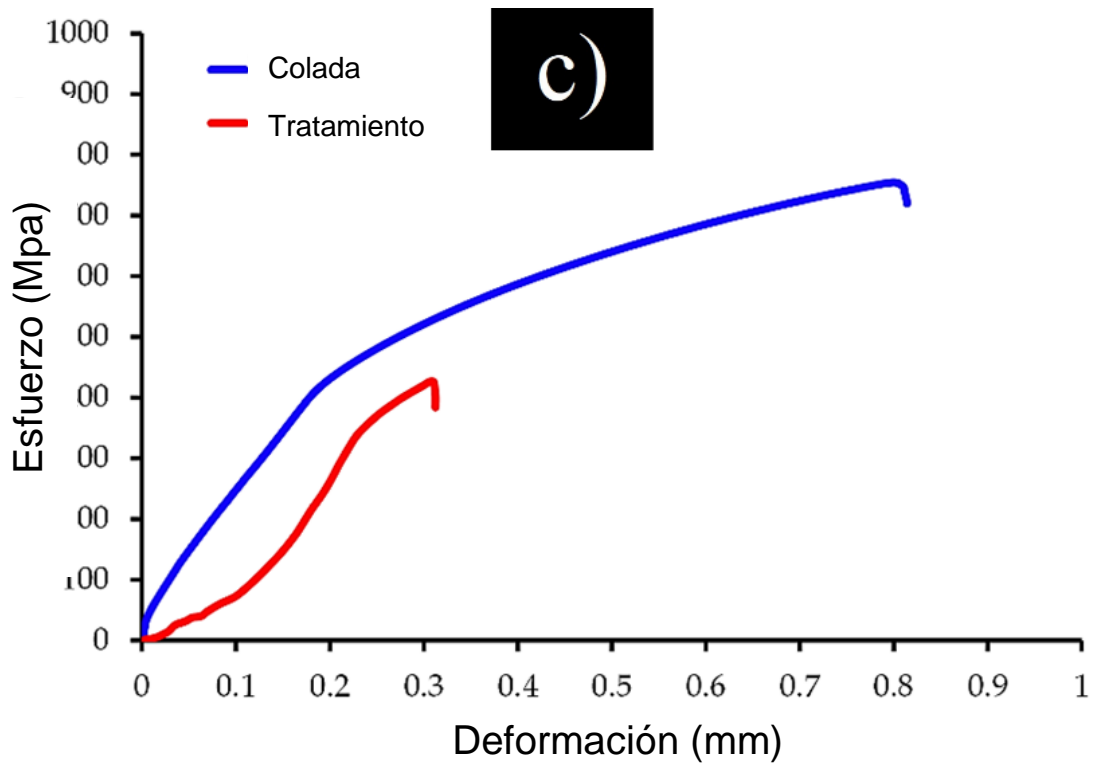
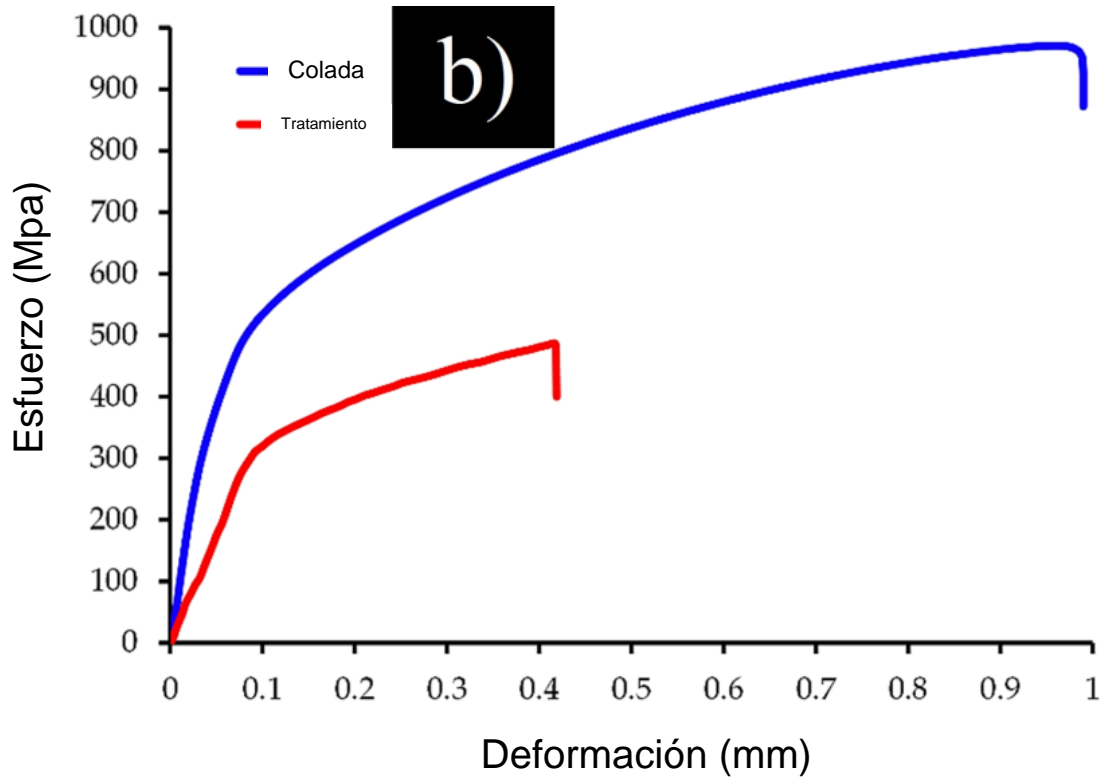
Los resultados de dureza para las condiciones 17Mn-1Al, 17Mn-1.5Al, 22Mn-1Al y 22Mn-1.5Al se atribuyen principalmente al endurecimiento por solución sólida que puede apreciarse en las figuras 37 a 40 debido al efecto de bajo nivel de aluminio en la matriz austenítica [76]. Algunos aceros con altos contenidos de manganeso (20-21%) han requerido tratamientos de homogeneización a 1150° C por al menos 5 horas para poder ser procesados en caliente [78].

Si bien el tratamiento de forja en caliente no afecto significativamente la dureza de los aceros debido a la formación de austenita retenida como fase principal en los aceros de alto contenido de manganeso lo cual puede ser beneficioso para las aplicaciones ingenieriles de los mismos en cualquier componente que deba ser maquinado [79].

3.5.2. ENSAYO DE TENSION EN COLADA Y DESPUES DEL TRATAMIENTO

El efecto del tratamiento termomecánico en la microestructura y propiedades mecánicas de tensión de los aceros estudiados fue más evidente para las condiciones 17Mn-1Al y 17Mn-1.5Al debido al bajo contenido de manganeso el cual permitió la formación de martensita como se puede ver en las micrografías de las figuras 37 y 38 y en el difractograma de la figura 43. Los resultados de las pruebas de tensión se muestran en la figura 48.





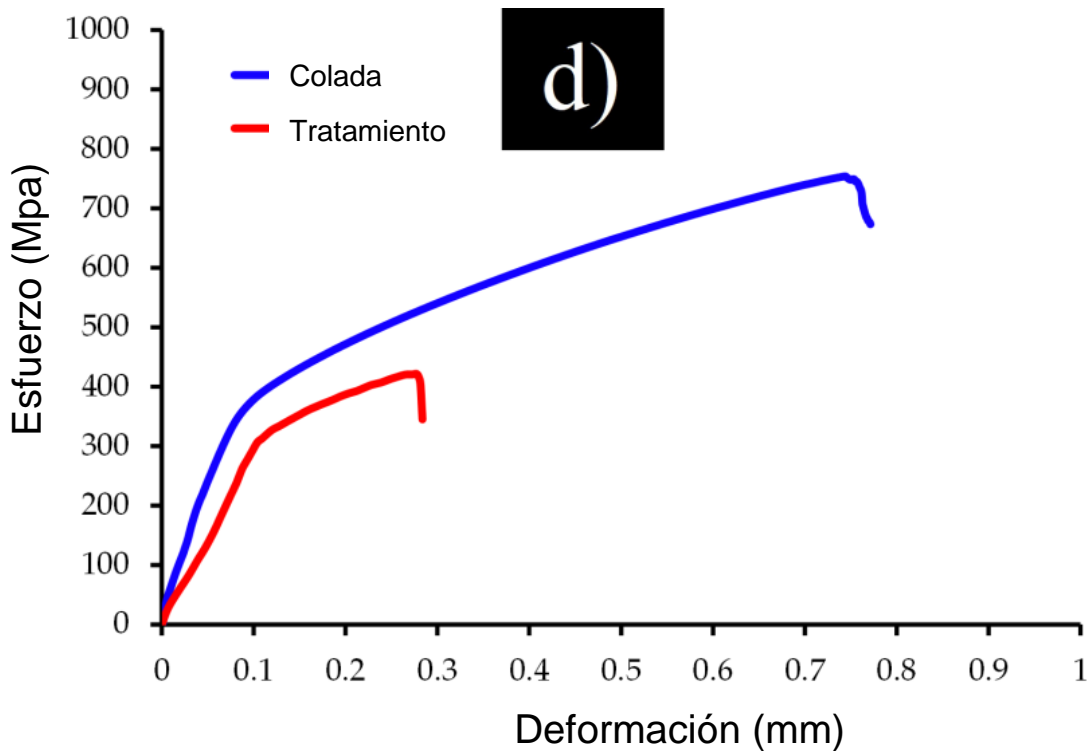


Figura 48.- Curvas Esfuerzo-Deformación en condición de colada y después del tratamiento termomecánico para las cuatro condiciones a) 17Mn-1.5Al, b) 17Mn-1Al c) 22Mn-1.5Al, d) 22Mn-1Al.

Los resultados de límite elástico (MPa) resistencia máxima a la cedencia (MPa) y elongación (%) para los aceros estudiados se presentan en la tabla 8.

Tabla 8.- Resultados de la prueba de tensión para las 4 muestras en condición de colada y después del tratamiento de forja.

Acero	Condición	($\sigma_{0.2}$), MPa	(σ_{UTS}), MPa	(δ), %
17Mn-1.5Al	Colada	315 ± 11	458 ± 29	13 ± 2
	Tratamiento de Forja	544 ± 39	833 ± 22	24 ± 2
17Mn-1Al	Colada	311 ± 2	487 ± 7	12 ± 1
	Tratamiento de Forja	496 ± 20	971 ± 49	26 ± 2
22Mn-1.5Al	Colada	334 ± 7	426 ± 25	9 ± 1
	Tratamiento de Forja	345 ± 10	756 ± 45	20 ± 2

	Colada	321 ± 22	421 ± 19	9 ± 2
22Mn-1Al	Tratamiento de Forja	372 ± 3.5	754 ± 76	21 ± 3

Como se muestra en los resultados de la tabla 8 el límite elástico tuvo valores de 315 ± 11 , 311 ± 2 , 334 ± 7 , 321 ± 22 mientras que la resistencia máxima a la tensión fue de 458 ± 29 , 487 ± 7 , 426 ± 25 , 421 ± 19 para las condiciones 17Mn-1.5Al, 17Mn-1Al, 22Mn-1.5Al, 22Mn-1Al respectivamente para la condición de colada mientras que la elongación más elevada no supero el 13% y se reportó para la condición 17Mn-1.5Al. En general las propiedades mecánicas en la prueba de tracción fueron relativamente constantes para los aceros con altos contenidos de manganeso en condición de colada, se han reportado propiedades mecánicas muy similares de límites elásticos como se muestra en la tabla 2 [58,59] para aceros con un mayor contenido de carbono que los estudiados en el presente trabajo de investigación, sin embargo, su resistencia máxima a la tensión presento valores por encima de 866 MPa debido a que los aceros estudiados tipo TWIP ya se habían tratado termomecánicamente [58,59] lo cual es una ventaja de los aceros con alto contenido de manganeso del presente trabajo debido a que se encontraban en condición de colada.

El efecto de agregar aluminio fue evidente para el acero 22Mn-1.5Al donde se alcanzó el límite elástico más elevado, debido a que el aluminio fomenta el endurecimiento por solución sólida, lo que aumenta la energía de falla de apilamiento y por consiguiente la formación de maclas que actúan como barreras para las dislocaciones incrementando el endurecimiento de la matriz [80].

Por otro lado, se puede apreciar que el tratamiento de forja en caliente conduce a un aumento significativo de la resistencia y propiedades mecánicas de los aceros con alto contenido de manganeso comparando con la condición de colada, incrementando el límite elástico a 544 ± 39 , 496 ± 20 , 345 ± 10 , 372 ± 3.5 mientras que la resistencia máxima a la tensión fue de 833 ± 22 , 496 ± 20 , 345 ± 10 , 372 ± 3.5 para las condiciones 17Mn-1.5Al, 17Mn-1Al, 22Mn-1.5Al, 22Mn-1Al respectivamente. Los valores de resistencia mecánica más elevados ocurrieron para la condición 17Mn-1.5Al debido a que como se comentó anteriormente el aluminio fomenta dos mecanismos de endurecimiento; el maclado mecánico y la solución sólida.

La elongación de los aceros después de ser sometidos al tratamiento termomecánico se mantuvo casi constante con valores de entre 20 y 26% siendo la condición 17Mn-1Al la que presentó la mayor elongación.

Las bajas adiciones de aluminio evaluadas en los aceros con altos contenidos de manganeso no mostraron un cambio significativo en las propiedades de tracción, aunque los aceros 17Mn-1.5Al y 17Mn-1Al formaron una microestructura dual de austenita y martensita retenida debido al bajo contenido de manganeso lo cual tuvo cierto grado de influencia en las propiedades mecánicas. Las maclas formadas en los aceros después del tratamiento termomecánico como se muestra en las figuras 37 a 40 actúan como barreras para el deslizamiento de las dislocaciones, mientras que la martensita formada en las condiciones 17Mn-1Al y 17Mn-1.5Al al ser una fase de los aceros formada mediante el ordenamiento de la microestructura refinándola y provocando la fragmentación lo cual endurece a los aceros con alto contenido de manganeso [81].

Los valores de resistencia máxima a la cedencia y la elongación en los aceros con alto contenido de manganeso están fuertemente relacionados con los elementos manganeso, aluminio y silicio como se muestra en las figuras 33 a 40 el incrementar el contenido de manganeso del 17 al 21%, el tamaño de grano aumenta mientras que la resistencia máxima a la cedencia y el alargamiento disminuyeron. Tomando en consideración que a menor tamaño de grano el número de barreras que deben atravesar las dislocaciones aumenta, incrementando la resistencia del material.

Como se puede ver en la tabla 5 al incrementar el contenido de aluminio de 1.0 a 1.5 % se incrementaron el número de inclusiones no metálicas lo cual disminuyó la elongación y resistencia máxima a la cedencia propagando microfracturas durante el ensayo de tensión.

Se ha reportado que al incrementar el contenido de manganeso del 13 al 17 % se incrementa la energía de falla de apilamiento y por lo tanto el esfuerzo cortante necesario para que el maclado mecánico ocurra lo que incrementa la resistencia máxima a la cedencia y elongación [82].

Otro factor importante para la resistencia de los aceros está relacionado con su microestructura, tipo y contenido de inclusiones no metálicas debido a su comportamiento de endurecimiento por solución sólida y en algunos casos por precipitación, el grado de influencia que tienen en las propiedades mecánicas depende de su contenido, tamaño y tipo de inclusión [83], es importante mencionar que a pesar de que los aceros se fabricaron empleando un

horno de inducción al vacío se pueden apreciar inclusiones endógenas las cuales son resultado del enfriamiento de los aceros en la lingotera lo cual permitió una reacción entre los elementos al momento de la solidificación y la atmosfera. No se apreció algún grado de anisotropía en las partículas encontradas en la microestructura mediante el tratamiento de forja en caliente lo cual se explica siendo que no ocurre revitalización dinámica como en los procesos de laminado en caliente los cuales son los convencionales para los aceros con altos contenidos de manganeso [58-59].

Como se aprecia en la figura 38 el acero 17Mn-1Al mostró el tamaño de grano más pequeño y las inclusiones no metálicas más pequeñas, las cuales se encuentran distribuidas homogéneamente en la matriz austenítico-martensítica lo cual condujo a la obtención de las propiedades mecánicas más altas de resistencia y elongación.

Se ha reportado que el contenido de carbono juega un papel importante en los aceros con alto contenido de manganeso debido a su interacción con diferentes elementos en forma de inclusiones, si se controla el tamaño de partículas conteniendo carbono, este tipo de precipitados se pueden distribuir homogéneamente en la microestructura actuando como nuevas barreras para las dislocaciones y evitando que se concentren en los límites de grano lo que incrementa la fragilización [84].

CAPITULO IV

CONCLUSIONES

Para el presente trabajo de investigación se fabricaron 4 aceros con alto contenido de manganeso (17-21 %) y aluminio (1.0-1.5 %) los cuales se sometieron a un tratamiento termomecánico de forja para ser caracterizados en condición de colada y después del tratamiento. Concluyendo lo siguiente:

1. Los aceros fabricados presentaron en condición de colada una matriz austenítica e inclusiones no metálicas de Oxido de Aluminio (Al_2O_3) y Sulfuro de Manganeso (MnS) distribuidas homogéneamente sobre la matriz, el incremento en contenido de aluminio incrementa el tamaño, así como la cantidad de partículas conteniendo este elemento.
2. El tratamiento de forja en caliente permitió la recrystalización de granos equiaxiales sobre una matriz del tipo austenita retenida para los aceros con 22 % de manganeso, mientras que una microestructura doble de austenita retenida y una baja concentración de martensita se obtuvo para los aceros con 17% de manganeso.
3. La dureza de los aceros (HRB) fue muy similar para ambas condiciones (en colada y después del tratamiento termomecánico) alcanzando valores en un rango de 82 a 85 HRB, ya que debido a la baja concentración de carbono y aluminio se obtuvo una microestructura mayormente austenítica sin presencia de carburos.
4. Las propiedades mecánicas más elevadas se obtuvieron para la condición 17Mn-1Al con un contenido bajo en manganeso, debido a su matriz dual de austenita retenida y martensita que en conjunto con la cantidad de inclusiones no metálicas distribuidas homogéneamente sobre la matriz permitió el refinamiento de grano y la formación de maclas después del tratamiento de forja en caliente.
5. La microestructura obtenida para las condiciones 17Mn-1Al y 17Mn-1.5Al los hace atractivos para su aplicación en la industria automotriz debido a que la dureza se conservó igual antes y después del tratamiento de forja mientras que las propiedades mecánicas de tensión se incrementaron considerablemente.

6. El bajo contenido de carbono en conjunto con la cantidad de Manganeso permite la obtención de valores bajos de dureza debido a que no se forman carburos en la microestructura lo cual destaca las aplicaciones de los aceros estudiados para impactos.
7. Los aceros 22Mn-1.0Al y 22Mn-1.5Al presentaron una estructura austenítica con presencia de maclas, las cuales permiten incrementar la resistencia y alargamiento de los aceros independientemente de la cantidad de aluminio presente en las condiciones. Sin embargo, respecto a los aceros con 17% de manganeso presentan propiedades mecánicas menores debido a que también se incrementó el tamaño de grano.
8. En el presente trabajo se estudió el efecto de bajas concentraciones de aluminio (Al) en aceros con altos contenidos de manganeso, como principal ventaja se encontró que se mejoraron las propiedades mecánicas de YS, UTS y Elongación sin incrementar su dureza lo cual hace a estos aceros muy atractivos para sus aplicaciones industriales (en especial aquellas relacionadas con el maquinado), así mismo se obtuvo una microestructura dual que mejora las propiedades mecánicas significativamente ya que ambos mecanismos de endurecimiento (transformación martensítica y maclado mecánico) se complementan potenciando aún más el desempeño de estos aceros.

TRABAJO FUTURO

Si bien en el presente trabajo se pudieron obtener propiedades mecánicas elevadas con una estructura dual martensítico-austenítica, los aceros con altos contenidos de Manganeso (Mn) presentan como principal inconveniente su poca resistencia a la corrosión y en algunos casos una alta concentración de porosidades, con lo cual se propone como trabajo futuro:

- Estudiar el efecto de alear los aceros con altos contenidos de manganeso estudiados con Vanadio (V) y Titanio (Ti) con concentraciones en un rango de 0.08 y 0.12 % wt. forjados en caliente a temperatura por encima de 1200 °C fomentando el endurecimiento por precipitación.
- Someter a los aceros estudiados a tratamientos de recocido previos a un tratamiento termomecánico de forja para fomentar la nucleación y reducir el tamaño de grano previo a la deformación y así obtener una estructura recristalizada con granos muy finos que incrementen sus propiedades mecánicas.

REFERENCIAS

- [1] F. Pickering, Physical Metallurgy and the Design of Steels, Applied Science Publishers, London (1978).
- [2] W. F. Smith, Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales, Ed. Mc. Graw- Hill (1998).
- [3] D. William, J.R. Callister, Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los Materiales. Ed. Reverté, S.A (1996),
- [4] T. Gladman, The physical metallurgy of microalloyed steels, London, The Institute of Materials (1997).
- [5] A. Skobir, High-strength low-alloy (HSLA) steels, Materials and technology, 45 (4) (2011) 295–301.
- [6] J. R. Paules, Practical considerations in microalloying with vanadium, niobium, or titanium, Proceedings of the International Symposium on Microalloyed Vanadium Steels, Cracow (1990).
- [7] H. Bhadeshia, R. Honeycombe, Steels: microstructure and properties, Butterworth-Heinemann (2017).
- [8] S. Ragu et. al. Effect of welding processes on mechanical and microstructural characteristics of high strength low alloy naval grade steel joints, Defence Technology, 11 3, (2015) 308-317. <https://doi.org/10.1016/j.dt.2015.06.001>.
- [9] O. Kwon, et. al. New Trends in Advanced High Strength Steel Developments for Automotive Application. Materials Science Forum, 638–642, (2010) 136–141. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.638-642.136>.
- [10] R. A. Hadfield, Some newly discovered properties of iron and manganese, Proceedings of The Institution of Civil Engineers (1888) 93-61.
- [11] L. Rémy, Kinetics of f.c.c. deformation twinning and its relationship to stress-strain behaviour, Acta Metallurgica, 26 (1978) 443-451.

- [12] L. Rémy A. Pineau, Twinning and strain-induced f.c.c. → h.c.p. transformation on the mechanical properties of CoNiCrMo alloys, *Materials Science and Engineering*, 26 (1976): 123-132.
- [13] O. Bouaziz et. al. High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships, *Current Opinion in Solid State & Materials Science*, 15 (2011): 141-168. <https://doi.org/10.1016/J.COSSMS.2011.04.002>.
- [14] B. De Cooman, O. Kwon, K-G Chin, State of the knowledge on TWIP steel, *Materials Science and Technology*, 28 (5) (2012) 513-527. <https://doi.org/10.1179/1743284711Y.0000000095>.
- [15] R. W. Neu, Performance and characterization of TWIP steels for automotive applications, *Materials performance characterization*, 2 (2013) 244-284. <http://doi.org/10.12691/msme-4-1-1>.
- [16] Ch. Apostolopoulos, Mechanical behavior of corroded reinforcing steel bars S500s tempcore under low cycle fatigue, *Construction and Building Materials*, 21 7 (2007) 1447-1456. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2006.07.008>.
- [17] J. Lis, A.K. Lis, C. Kolan, Processing and properties of C–Mn steel with dual-phase microstructure, *Journal of Materials Processing Technology*, 162–163 (2005) 350–354. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2005.02.105>.
- [18] A. Kalhor, A. Karimi, H. Mirzadeh, Processing microstructure adjustments and mechanical properties of dual phase steels: a review, *Materials Science and Technology*, 37, (2021) 561-591. <https://doi.org/10.1080/02670836.2021.1944524>.
- [19] I. Choi, D. Bruce, C. Lee, Deformation Behavior of Low Carbon TRIP Sheet Steels at High Strain Rates, *ISIJ International*, 42 (12) (2002) 1483-1489. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.42.1483>.
- [20] J. U. Posada, Estudio experimental de la influencia del bruñido con bola en las propiedades elasto-plásticas del acero TRIP, Universidad de Guanajuato Tesis Licenciatura 2021. <http://repositorio.ugto.mx/handle/20.500.12059/5295>.

- [21] D. Barbier et. al. Analysis of the tensile behavior of a TWIP steel based on the texture and microstructure evolutions, *Materials Science and Engineering: A*, 500 1-2 (2009) 196-206. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.09.031>.
- [22] V. Witusiewicz, F. Sommer, E. Mittemeije, Reevaluation of the Fe-Mn phase diagram, *Journal of phase equilibria and diffusion*, 25 4 (2004) 346-354. <https://doi.org/10.1007/s11669-004-0152-3>.
- [23] V. Witusiewicz, F. Sommer, E. Mittemeije, Enthalpy of formation and heat capacity of Fe-Mn alloys, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 34 (2003) 209–223 <https://doi.org/10.1007/s11663-003-0008-y>.
- [24] N. Thompson, Dislocation nodes in face-centered cubic lattices, *Proceedings of the Physical Society Section B*, (1953) 66-481. <http://doi.org/10.1088/0370-1301/66/6/304>.
- [25] A. Cottrell, *An Introduction to Metallurgy*, Cornell University (1975). ISBN, 0713125098, 9780713125092.
- [26] D. Barbier et. al. Analysis of the tensile behavior of a TWIP steel based on the texture and microstructure evolutions, *Materials Science and Engineering*, 500 1-2 (2009) 196-206. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.09.031>.
- [27] O. Bouaziz et. al. High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships, *Current Opinion in Solid State & Materials Science*, 15 4 (2011) 141-168. <https://doi.org/10.1016/j.cossms.2011.04.002>.
- [28] A. Seeger, The generation of lattice defects by moving dislocations and its application to the temperature dependence of the flow-stress of F.C.C. crystals, *Philosophical Magazine*, 46 (1955) 1194-2017. <https://doi.org/10.1080/14786441108520632>.
- [29] M. Doyama, R. Cotterill, Energy and atomic configuration of complete and dissociated dislocations II Edge dislocation in an f.c.c. metal, *Physical Review*, 145 (1966) 465. <https://doi.org/10.1103/PhysRev.150.448>.
- [30] A. W. Ruff, Measurement of stacking fault energy from dislocation interactions, *Metallurgical Transactions*, 1 (1970) 2391-2413. <https://doi.org/10.1007/BF03038368>.

- [31] F. Pettinari et. al. Stacking fault energy in short-range ordered phases of Ni-based superalloys, *Materials Science and Engineering A*, 325 (2002) 511-519. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01765-8](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01765-8).
- [32] P. H. Adler, G. B. Olson, W. S. Owen, Strain hardening of Hadfield manganese steel. *Metallurgical and Materials Transactions A* 17 (1986) 1725-1737. <https://doi.org/10.1007/BF02817271>
- [33] E. Bayraktar, F.A. Khalid, C. Levallant, Deformation and fracture behavior of high manganese austenitic steel, *Journal of Materials Processing Technology* 147 (2004) 145-154. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2003.10.007>.
- [34] J. P. Hirth, M. Cohen, On the strength differential phenomenon in hardened steel, *Metallurgical Materials Transactions B*, 1 (1970) 3-8. <https://doi.org/10.1007/BF02819235>.
- [35] G. B. Olson, M. Cohen, A general mechanism of martensitic nucleation: Part I. General concepts and the FCC → HCP transformation, *Metallurgical Materials Transactions A*, 7 (1976) 1897–1904. <https://doi.org/10.1007/BF02659822>.
- [36] S.J. Lee, J. Kim, S.N. Kane, B.C. De Cooman, On the origin of dynamic strain aging in twinning-induced plasticity steels, *Acta Materialia* 59 (2011) 6809–6819. <http://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.07.040>.
- [37] B. W. Oh et. al. Effect of aluminium on deformation mode and mechanical properties of austenitic Fe-Mn-Cr-Al-C alloys, *Materials Science and Engineering A*, 197 (1995) , 147-156. [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(94\)09751-8](https://doi.org/10.1016/0921-5093(94)09751-8).
- [38] S. Allain, et al. Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe–Mn–C alloys., *Materials Science and Engineering: A*, 387 (2004) 158-162. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.01.059>.
- [39] X. Tian, H. Li, Y. Zhang Effect of Al content on stacking fault energy in austenitic Fe–Mn–Al–C alloys *Journal of Material Science* 43 (2008) 6214–6222. <https://doi.org/10.1007/s10853-008-2919-0>.

- [40] X. Tian, Y. Zhang, Effect of Si content on the stacking fault energy in γ -Fe–Mn–Si–C alloys: Part I. X-ray diffraction line profile analysis, *Materials Science and Engineering A*, 516 (2009) 73-77. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.02.031>.
- [41] J. Kim, S. J. Lee, B. C. de Cooman, Effect of Al on the stacking fault energy of Fe-18Mn-0.6C twinning-induced plasticity, *Scripta Materialia*, 65 (2011) 363–366. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2011.05.014>.
- [42] S. Allain, J. P. Chateau, Constitutive model of the TWIP effect in a polycrystalline high manganese content austenitic steel, *Materials Technology*, 73 (2002) 299-302. <https://doi.org/10.1002/srin.200200212>.
- [43] S. Allain et. al. Characterization of the mechanical twinning microstructure in a high manganese content austenitic steel, *Steels Research*, 73 (2002) 299-302. <https://doi.org/10.1002/srin.200200212>.
- [44] J. Venables, Deformation twinning in face-centred cubic metals. *Philosophical Magazine* 6 (1961) 379-396. <https://doi.org/10.1080/14786436108235892>.
- [45] G. B. Olson, C. Morris, A general mechanism of martensitic nucleation: Part III. Kinetics of martensitic nucleation, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 7 (1976) 1915-1923. <https://doi.org/10.1007/BF02659824>.
- [46] H. Sehitoglu, I. Karaman, X. Zhang, Deformation of NiTiCu shape memory single crystals in compression, *Metallurgical and Materials Transactions A* 32, (2001) 477–489. <https://doi.org/10.1007/s11661-001-0064-3>.
- [47] A. Prakash, T. Hochrainer, E. Reisacher, Twinning models in self-consistent texture simulations of TWIP steels, *Steel research international*, 79 8 (2008), 645-652. <https://doi.org/10.2374/SRI08SP030-79-2008-645>.
- [48] C. Tomé, R. Lebensohn, Manual for Code Visco-Plastic-Self-Consistent (VSPC) Version 7c, Los Alamos National Laboratory.
- [49] C. Tomé, R. Lebensohn, U. F. Kocks, A model for texture development dominated by deformation twinning: application to zirconium alloys, *Acta metallurgica et materialia* 39.11 (1991) 2667-2680. [https://doi.org/10.1016/0956-7151\(91\)90083-D](https://doi.org/10.1016/0956-7151(91)90083-D).

- [50] R. Kalidindi, Incorporation of deformation twinning in crystal plasticity models, *Journal of Mechanics Physics and Solids*, 46 (1998) 267-290. [https://doi.org/10.1016/S0022-5096\(97\)00051-3](https://doi.org/10.1016/S0022-5096(97)00051-3).
- [51] R. Kalidindi, Modeling anisotropic strain hardening and deformation textures in low stacking fault energy f.c.c. metals, *International Journal of Plasticity*, 17 (2001) 837-860. [https://doi.org/10.1016/S0749-6419\(00\)00071-1](https://doi.org/10.1016/S0749-6419(00)00071-1).
- [52] J. Kim et. al. Constitutive Modeling of TWIP Steel in Uni-Axial Tension, *Materials Science Forum*, 654 (2010) 270-273. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.654-656.270>.
- [53] Y. Estrin, L.P. Kubin, Local strain hardening and nonuniformity of plastic deformation, *Acta Metallurgica*, 34 (1986) 2455-2464. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(86\)90148-3](https://doi.org/10.1016/0001-6160(86)90148-3).
- [54] L.P. Kubin, Y. Estrin, Evolution of dislocation densities and the critical conditions for the Portevin-Le Chatelier effect, *Acta metalurgica materialia*, 38 (1990) 697-708. [https://doi.org/10.1016/0956-7151\(90\)90021-8](https://doi.org/10.1016/0956-7151(90)90021-8).
- [55] L. Remy, Kinetics of {F.C.C.} deformation twinning and its relationship to stress strain behavior, *Acta Metallurgica*. 26 (1978) 443-451. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(78\)90170-0](https://doi.org/10.1016/0001-6160(78)90170-0).
- [56] N. Fonstein, *Advanced high strength sheet steels*, Springer International Publishing, (2015) Berlin/Heidelberg, Germany. ISBN: 9783319191645.
- [57] O. Grässel, L. Krüger, G. Frommeyer, L.W Meyer, High strength Fe–Mn–(Al, Si) TRIP/TWIP steels development-properties-application, 16 (2000) 1391-1409. [https://doi.org/10.1016/S0749-6419\(00\)00015-2](https://doi.org/10.1016/S0749-6419(00)00015-2).
- [58] A.S. Hamada, L.P. Karjalainen, J. Puustinen, Fatigue behavior of high-Mn TWIP steels, *Materials Science and Engineering: A*, 517 (2009) 68-77. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.03.039>.
- [59] P. Lan, J. Zhang, Twinning and dynamic strain aging behavior during tensile deformation of Fe-Mn-C TWIP steel, *Materials Science and Engineering: A*, 700 (2017) 250-258. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.06.012>.

- [60] R.T. van Tol et. al. α' -Martensite formation in deep-drawn Mn-based TWIP steel, *Journal of Materials Science*, 47 (2012) 4845–4850. <https://doi.org/10.1007/s10853-012-6345-y>.
- [61] A. Hamada, Manufacturing, mechanical properties and corrosion behaviour of high-Mn TWIP steels. Ph.D. Dissertation Thesis, (2007) University of Oulu.
- [62] Y.K. Lee, C. Choi, 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 (2000) 355–360. <https://doi.org/10.1007/s11661-000-0271-3>.
- [63] J.E. Jin, Y. K. Lee, Effects of Al on Microstructure and Tensile Properties of C-Bearing High Mn TWIP Steel. *Acta Materialia* 60 (2012) 1680-1688. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.12.004>.
- [64] G. Reyes, A. Cruz, E. Colin, V. Gutiérrez, Thermodynamic analysis of the graphite flake formation of low manganese and sulfur gray cast iron, *Archives of Metallurgy and Materials Science*, 66 (1) (2021) 249-258. <https://doi.org/10.24425/amm.2021.134782>.
- [65] G.S. Rohrer, Introduction to grains, phases, and interfaces-an interpretation of microstructure, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Transactions AIME 1948, 175 (2010) 1063-1100. <https://doi.org/10.1007/s11661-010-0215-5>.
- [66] Z. Wu, W. Zheng, G. Li, H. Matsuura, F. Tsukihashi, Effect of inclusions behavior on the microstructure in Al-Ti deoxidized and Magnesium-Treated steel with different aluminum contents, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 46 (2015) 1226-1241. <https://doi.org/10.1007/s11663-015-0311-4>.
- [67] E. Turkdogan, S. Ignatowicz, J. Pearson, The solubility of sulfur in iron and iron-manganese alloys, *Journal of the Iron and Steel Institute*, 180 (1955) 349–354.
- [68] W. Dahl, Fundamentos de la ciencia de los materiales para el comportamiento del azufre en el acero. *Stahl und Eisen*, 97 (1977) 402–409.
- [69] A. Hamada, L. Karjalainen, M. Somani, The influence of aluminum on hot deformation behaviour and tensile properties of high-Mn TWIP steels, *Materials Science and Engineering A*, 467 (1-2) (2007) 114-124. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.02.074>.

[70] A. Ghosh, Secondary steelmaking: principles and applications, CRC Press LLC: USA, (2001) 255.

[71] G.S. Rohrer, Introduction to grains, phases, and interfaces-an interpretation of microstructure, Trans AIME, 175 (1948) 15-51. <https://doi.org/10.1007/s11661-010-0215-5>.

[72] N. NguyenVan, K. Kato, H. Ono, Precipitation Behavior of AlN Inclusions in Fe-0.5Al-2.0Mn alloy under continuous unidirectional solidification process, Frontiers in Materials, 8 (736284) (2021) 1-8. <https://doi.org/10.3389/fmats.2021.736284>.

[73] T. Allam et. al. The continuous casting behavior of medium manganese steels, Journal of Materials Research and Technology, 15 (2021) 292-305. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.08.019>.

[74] L. Qian, X. Feng, F. Zhang, Deformed microstructure and hardness of Hadfield high manganese Steel, Materials transactions, 52 (8) (2011) 1623-1628. <https://doi.org/10.2320/matertrans.M2011121>.

[75] Y. Wen, H. Peng, H. Si, R. Xiong, D. Raabe, A novel high manganese austenitic steel with higher work hardening capacity and much lower impact deformation than Hadfield manganese Steel, Materials & Design, 55 (2014) 798-804. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.09.057>.

[76] K. Panchal, Life improvement of Hadfield manganese steel castings, International Journal of Scientific Development and Research, 5 (1) (2016) 817-825. <http://www.ijedr.org/papers/IJSDR1605148.pdf>.

[77] M. Azadi, A.M. Pazuki, M.J. Olya, The Effect of New Double Solution Heat Treatment on the High Manganese Hadfield Steel Properties, Metallographic Microstructure Analysis, 7 (2018). <https://doi.org/10.1007/s13632-018-0471-0>.

[78] B. Wietbrock, M. Bambach, S. Seuren, G. Hirt, Homogenization strategy and material characterization of high-manganese TRIP and TWIP steels, Materials Science Forum, 638-642 (2010) 3134-3139. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.638-642.3134>.

[79] W. Bleck, K. Phiu-on, C. Heering, G. Hirt, Hot Workability of as-Cast High Manganese High Carbon Steels, Steel research international, 78 7 (2007) 536-546. <https://doi.org/10.1002/srin.200706245>.

- [80] O. Grässel, G. Frommeyer, C. Derder, H. Hofmann, Phase transformations and mechanical properties of Fe-Mn-Si-Al TRIP-Steels, *Journal of Physics: IV Proceedings EDP Sciences*, 7 (1997) 383-388. <https://hal.archives-ouvertes.fr/jpa-00255657>.
- [81] J. Kowalska, J. Ryś, G. Cempura, Complex structural effects in deformed high-manganese Steel, *Materials*, 14 (2021) 1-19. <https://doi.org/10.3390/ma14226935>.
- [82] U. Gürol, S. Can Kurnaz, Effect of carbon and manganese content on the microstructure and mechanical properties of high manganese austenitic steel, *Journal of Mining and Metallurgy Section B Metallurgy*, 56 (2) (2020) 171-182. <https://doi.org/10.2298/JMMB191111009G>.
- [83] R. Arreola, A. Cruz, J. Rivera, A. Romero, R. Sánchez, The effect of non-metallic inclusions on the mechanical properties of 32 CDV 13 steel and their mechanical stress analysis by numerical simulation, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 94 (2018) 134-146. <https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2018.01.013>.
- [84] F. Bahfie, B. Aji, F. Nurjaman, A. Junaedi, E. Sururiah, The effect of aluminum on the microstructure and hardness of high austenitic manganese Steel, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 285 (2018) 1-4. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/285/1/012020>.
- [85] C. García-Mateo, B. López, J. M. Rodríguez-Ibabe, Effect of deformation temperature on microstructure and mechanical behaviour of warm working vanadium microalloyed steels, *Journal of Materials Science*, 46 (2011) 3725–3737. <https://doi.org/10.1007/s10853-011-5285-2>.
- [86] B. Chalmers, *Metalurgia Física*, Aguilar Madrid, (1968), Madrid, España.
- [87] I. Dugic, R. Berndt, S. Josefsson, and M. Hedström, Non-metallic Inclusion and Their Effect on Fatigue Strength for Case-Hardened Carbon Steel in Gears, *TMS 2018 147th Annual Meeting & Exhibition Supplemental Proceedings*, (2018) 123–133. https://doi.org/10.1007/978-3-319-72526-0_12.
- [88] B. Andrew, The effect of microstructure and induction processing on fatigue performance and crack initiation of induction hardened bar steel (2012). <https://dspace.library.colostate.edu/handle/11124/76674>.

[89] S. E. Kang et. al. Hot ductility of TWIP steels. *Materials Science and Technology*. 27 (2011) 95-100. <https://10.1179/026708309X12506933873387>.

[90] Y.N. Wang et al. The Effect of Cooling Conditions on the Evolution of Non-metallic Inclusions in High Manganese TWIP Steels, *Metallurgical Materials Transactions B*, 47 (2016) 1378–1389. <https://doi.org/10.1007/s11663-015-0568-7>.

[91] G. Gigacher et. al. Non-Metallic Inclusions in High-Manganese-Alloy Steels, *Materials Technology*, 76 (2005). 644-649. <https://doi.org/10.1002/srin.200506069>.

[92] J.S. Park, J.H. Park, Effect of Slag Composition on the Concentration of Al_2O_3 in the Inclusions in Si-Mn-killed Steel, *Metallurgical Material Transactions B*, 45 (2014) 953–960. <https://doi.org/10.1007/s11663-013-9998-2>.