



**Universidad Autónoma de San Luis Potosí**  
**Facultad de Ingeniería**  
**Centro de Investigación y Estudios de Posgrado**

**“DESARROLLO DE UN ACERO AUTOMOTRIZ CON EFECTO COMBINADO DE  
MACLAJE Y TRANSFORMACIÓN POR DEFORMACIÓN PLÁSTICA”**

**TESIS**

Que para obtener el grado de:

**MAESTRO EN METALURGIA E INGENIERÍA DE MATERIALES**

Presenta:

**ING. EDGAR DAVID PALMA ELVIRA**

Asesor:

**DR. JOSÉ LUIS HERNÁNDEZ RIVERA**

Co-asesor:

**DR. JOSÉ DE JESÚS CRUZ RIVERA**

San Luis Potosí, S.L.P.

Febrero 2019





20 de septiembre de 2018

**ING. EDGAR DAVID PALMA ELVIRA  
P R E S E N T E.**

En atención a su solicitud de Temario, presentada por los **Dres. José Luis Hernández Rivera y José de Jesús Cruz Rivera**, Asesor y Co-asesor de la Tesis que desarrollará Usted con el objeto de obtener el Grado de **Maestro en Metalurgia e Ingeniería de Materiales**, me es grato comunicarle que en la Sesión del H. Consejo Técnico Consultivo celebrada el día 20 de septiembre del presente, fue aprobado el Temario propuesto:

**TEMARIO:**

**"Desarrollo de un acero automotriz con efecto combinado de maclaje y transformación por deformación plástica"**

Introducción.

1. Características microestructurales y mecánicas de los aceros de aplicación automotriz.
2. Orígenes microestructurales que causan el maclaje y transformación inducidos por plasticidad en aceros de medio manganeso.
3. Procesamiento y caracterización experimental del acero fabricado.
4. Discusión de la evolución microestructural y propiedades mecánicas del acero con maclaje y transformación inducida.

Conclusiones.

Referencias.

**"MODOS ET CUNCTARUM RERUM MENSURAS AUDEBO"**

**A T E N T A M E N T E**

**M. I. JORGE ALBERTO PÉREZ GONZÁLEZ  
DIRECTOR.**

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA  
DE SAN LUIS POTOSÍ  
FACULTAD DE INGENIERÍA  
DIRECCIÓN



[www.uaslp.mx](http://www.uaslp.mx)

Av. Manuel Nava 8  
Zona Universitaria • CP 78290  
San Luis Potosí, S.L.P.  
tel. (444) 826 2330 al39  
fax (444) 826 2336

Copia. Archivo.  
\*etn.



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE SAN LUIS POTOSÍ

FACULTAD DE INGENIERÍA

Área de Investigación y Estudios de Posgrado

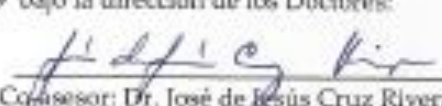
### Aclaración

El presente trabajo que lleva por título:

"Desarrollo de un acero automotriz con efecto combinado de nucleaje y transformación por deformación plástica"

Se realizó en el periodo diciembre de 2017 a febrero de 2019 bajo la dirección de los Doctores:

  
Asesor: Dr. José Luis Hernández Rivera

  
Coasesor: Dr. José de Jesús Cruz Rivera

### Originalidad

Por este medio aseguro que he realizado este documento de tesis para fines académicos sin ayuda indebida de terceros y sin utilizar otros medios más que los indicados.

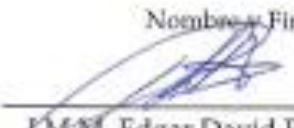
Las referencias e información tomadas directa o indirectamente de otras fuentes se han definido en el texto como tales y se ha dado el debido crédito a las mismas.

El autor exime a la UASLP de las opiniones vertidas en este documento y asume la responsabilidad total del mismo.

Este documento no ha sido sometido como tesis a ninguna otra institución nacional o internacional en forma parcial o total.

Se autoriza a la UASLP para que divulgue este documento de Tesis para fines académicos.

Nombre y Firma del autor

  
E.M.M. Edgar David Palma Elvira



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE SAN LUIS POTOSÍ  
SISTEMA DE BIBLIOTECAS  
DIRECCIÓN DE BIBLIOTECA VIRTUAL  
Zona Universitaria s/n C.P. 78300 Tel. 834 25 42 Fax 828-23-06  
San Luis Potosí, S.L.P. México



El que suscribe Edgar David Palma Elvira  
con domicilio en Andador Hidrógeno #252  
Colonia / fraccionamiento Hermenegildo J. Aldana  
C.P. 78390 Tel. 444 119 3926 Ciudad San Luis Potosí,  
S. L. P. y en mi carácter de autor y titular de la tesis que  
lleva como nombre: "Desarrollo de un acero automotriz con efecto combinado de maclaje y  
transformación por deformación plástica", en lo sucesivo "LA OBRA" y por  
ende, cedo y autorizo a la Universidad Autónoma de San Luis Potosí, para que  
lleve a cabo la divulgación, publicación, reproducción, así como la digitalización  
de la obra, en formato electrónico y sin fines de lucro.

La Universidad Autónoma de San Luis Potosí, se compromete a respetar  
en todo momento mi autoría y a otorgarme el crédito correspondiente.

San Luis Potosí, S.L.P., a 5 de Febrero de 2019

Atentamente,

FIRMA  
AUTOR

## Resumen

El desarrollo de nuevos aceros en la actualidad, tiene como objetivo principal el sustituir el uso de aceros convencionales que no ofrecen propiedades mecánicas adecuadas a los nuevos requerimientos de la industria automotriz en cuanto a disminución de peso y seguridad. Por lo tanto se diseñó un acero de medio Mn mediante el software Thermocalc. Con una composición química nominal de Fe - 9 Mn - 0.14 C - 1.39 Al - 2.0 Si (% en peso) el cual fue fundido en un horno de inducción. Mediante el uso del software Jmat Pro se diseñó el tratamiento de recocido en la región intercrítica a 680 °C, para la obtención de una microestructura de austenita y ferrita que permitiera la obtención de un acero con efecto *TWIP+TRIP*. La energía de falla de apilamiento fue calculada termodinámicamente con un valor de 20 mJ/m<sup>2</sup>, la cual está en el límite del intervalo de la región en la cual actúa el doble efecto de maclaje y transformación inducidos por plasticidad *TWIP* y *TRIP*. El acero desarrollado presentó un porcentaje de elongación uniforme de 55 % y una resistencia a la tensión de 1207 MPa. El acero avanzado exhibió un Índice de Erichsen (IE) de 9 mm, lo que hace de este acero pueda ubicarse en la región de los aceros avanzados de la 3<sup>a</sup> generación para aplicaciones automotrices.

## Abstract

The development of new steels at present, has as main objective the use of new steels at present. Therefore, a means of communication has been designed using the Thermocalc software. With a nominal chemical composition of Fe - 9 Mn - 0.14 C - 1.39 Al - 2.0 Si (% wt.) which was melted in an induction furnace. Through the use of the Jmat Pro software, treatment was designed in the intercritical region at 680 ° C, to obtain a microstructure of austenite and ferrite that allows obtaining a steel with TWIP + TRIP effect. The energy of the stacking fault was calculated thermodynamically with a value of 20 mJ/m<sup>2</sup>, the quality is at the boundary of the region in which the double twinned effect is handled and induction is produced by TWIP plasticity and TRIP. The steel showed a uniform elongation percentage of 55% and a tensile strength of 1207 MPa. The advance steel show a Erichsen index (IE) of 9 mm, and in the present year it can be located in the region of the third generation for automotive applications.

## **Agradecimientos**

A la Facultad de Ingeniería de la Universidad Autónoma de San Luis Potosí, por brindarme los estudios de posgrado, y un especial agradecimiento a su Director M. I. Jorge Alberto Pérez González.

Al CONACYT por el apoyo económico para el desarrollo del presente trabajo de tesis.

Al Instituto de Metalurgia por las facilidades de uso de sus instalaciones y al personal que hicieron posible el desarrollo del presente trabajo.

A los técnicos: M. M. I. M. Rosa Lina Tovar Tovar y L. Q. Claudia Hernández Galván por apoyarme en las caracterización vía difracción de rayos X. A la M. I. M. Claudia Guadalupe Elías Alfaro por el apoyarme en la preparación de pruebas para microscopía electrónica de transmisión.

A Blanca Amelia Carreón por apoyarme en la simulación de diagramas pseudobinarios mediante THERMOCALC®.

A los Doctores: José de Jesús Cruz Rivera, José Luis Hernández Rivera y Jorge García Rocha por el apoyo económico y asesoría brindada durante la maestría.

Al M. C. Rafael Eugenio Campos Cambranis, por el apoyo económico brindado durante mi estancia en la maestría.

A la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo por brindar asesoría e instalaciones para el desarrollo del acero del presente estudio.

Al Instituto Tecnológico de Morelia por brindar asesoría e instalaciones para el desarrollo del acero del presente estudio.

Al Dr. Sergio Pacheco Cedeño y el M.C. Quezada por brindarme la asesoría para la fusión del acero.

A todos los compañeros alumnos de la Maestría en Metalurgia e Ingeniería de Materiales

## ***Dedicatorias***

A mis padres, Irma Elvira Sánchez y Jorge Palma Hernández, que son mi motivación para seguir adelante.

A mis asesores José de Jesús Cruz Rivera y José Luis Hernández Rivera por apoyarme y aguantarme mucho.

A toda mi familia que siempre está ahí cuando la necesito.

A mis maestros de la carrera y la maestría, Dr. Jorge García Rocha, M. C. Rafael Eugenio Campos Cambranis, M. C. Alberto Torres Castillo.

A mis amigos Juan Pablo Ortega, Jonathan Jara, Martín Ulises Gutiérrez, Carlos Alberto Mota, Daniel Valencia, Ana Luisa Torres, etc.

# Contenido

Resumen .....	¡Error! Marcador no definido.
Abstract .....	¡Error! Marcador no definido.
<i>Agradecimientos</i> .....	ii
<i>Dedicatorias</i> .....	iii
Contenido .....	iv
Índice de Figuras.....	vi
Índice de Tablas .....	xi
Introducción.....	1
1. Características microestructurales y mecánicas de los aceros de aplicación automotriz .....	2
1.1 Aceros avanzados de primera generación.....	2
1.1.1 Aceros con plasticidad inducida por transformación.....	2
1.1.2 Aceros de doble fase .....	3
1.1.3 Aceros de fase compleja .....	4
1.1.4 Aceros martensíticos .....	4
1.2 Aceros avanzados de segunda generación .....	5
1.2.1 Aceros inoxidables austeníticos.....	5
1.2.2 Aceros con plasticidad inducida por maclaje .....	6
1.3 Aceros avanzados de tercera generación.....	6
1.3.1 Aceros de medio Mn.....	6
1.2.3 Aceros de temple y partición.....	7
2. Orígenes microestructurales que causan el maclaje y transformación inducidos por plasticidad en aceros de medio manganeso .....	9
2.1 Procesamiento y microestructura.....	10
2.2 Recocido en la región intercrítica .....	11
2.3 Efecto de los elementos aleantes sobre la microestructura y fracción volumétrica de austenita.....	13
2.3.1 Efecto del C .....	13
2.3.2 Efecto del Mn.....	13
2.3.3 Efecto del Al.....	14



2.3.4 Efecto del Si.....	15
2.4 Secuencia de mecanismos de plasticidad en la austenita durante la deformación .....	15
2.6 Energía de falla de apilamiento en los aceros de medio Mn.....	17
Objetivos .....	19
Justificación .....	19
3. Procesamiento y caracterización experimental del acero fabricado.....	21
3.1 Metodología experimental.....	21
3.2 Fusión y laminación en caliente .....	21
3.3 Caracterización vía difracción de rayos X.....	23
3.4 Caracterización microestructural.....	25
3.5 Evaluación de pruebas mecánicas .....	25
3.6 Cálculo de la energía de falla de apilamiento .....	28
4. Discusión de la evolución microestructural y propiedades mecánicas del acero con maclaje y transformación inducida .....	32
4.1 Resultados en estado de colada.....	32
4.1.1 Análisis químico y energía de falla de apilamiento .....	32
4.1.2 Caracterización en estado de colada.....	34
4.1.3 Resultados de dureza.....	38
4.2 Resultados de acero en estado de laminación y con recocido en la región intercrítica a diferentes tiempos.....	39
4.2.1 Caracterización en condición de laminación y con recocido en la región intercrítica.....	39
4.3. Caracterización microestructural vía MEB .....	48
4.4 Resultados de microdureza .....	57
4.5 Pruebas mecánicas en muestras seleccionadas .....	58
4.6 Caracterización mediante MET de muestras sometidas al ensayo de tensión.....	67
4.7 Prueba Erichsen en muestras seleccionadas .....	70
Conclusiones.....	72
Referencias .....	73

## Índice de Figuras

<b>N° de Figura</b>	<b>Descripción de Figura</b>	<b>N° de pagina</b>
Fig. 1.1	a) Representación ilustrativa del acero TRIP, b) micrografía del acero TRIP vía microscopia óptica [1,2].	4
Fig. 1.2	a) Representación ilustrativa de un acero DP, b) micrografía de un acero DP vía MEB [1,2].	4
Fig. 1.3	a) Representación ilustrativa de un acero CP, b) micrografía de un acero CP a 200X vía microscopia óptica [1,2].	5
Fig. 1.4	a) Representación ilustrativa de una microestructura de un acero MS, b) micrografía de un acero MS vía microscopia óptica [1,2].	6
Fig. 1.5	Micrografía de un acero AUST SS recocido [2].	6
Fig. 1.6	a) Representación ilustrativa de una microestructura de un acero TWIP, b) micrografía de un acero TWIP laminado en caliente vía microscopia óptica [1,2].	7
Fig. 1.7	Microestructura de acero de medio Mn (Fe, 0.16% C- 4% Mn –0.5% Si–0.05% Al). Muestra laminada en frio y después recocida, la microestructura presenta ferrita y austenita [3].	8
Fig. 1.8	Micrografía típica del acero Q&P vía MET [3].	9
Fig. 2.1	Esquema ilustrativo de la relación entre la resistencia a la tensión y la elongación total de varios aceros avanzados [1-3].	10
Fig. 2.2	Diagrama de fases pseudo-binario para un acero de medio Mn con 8% de Mn, 3% de Al y 2% de Si, el cual varia el contenido de C [8].	12
Fig. 2.3	Esquema ilustrativo del proceso de recocido intercrítico de un acero de medio Mn [10].	13
Fig. 2.4	Esquema Ilustrativo de la secuencia de deformación plástica de la austenita en los aceros de medio Mn [3].	17
Fig. 3.1	Esquema de la metodología experimental empleada.	21

Fig. 3.2	a) Lingotera después de vaciar el acero de medio Mn y b) laminador empleado.	22
Fig. 3.3	Esquema ilustrativo del ciclo térmico utilizado durante el laminado en caliente.	23
Fig. 3.4	Ilustración de probeta de ensayo de tensión de acuerdo con la norma ASTM E8.	26
Fig. 3.5	Ilustración de probeta de impacto de acuerdo con los requerimientos de la norma JIS Z 2242.	26
Fig. 3.6	Esquema de las partes que componen una máquina de pruebas Erichsen de acuerdo a la norma ASTM E 643. Partes de la maquina Erichsen: 1. Espesor de la muestra completo, 2 Ancho de la muestra, 3. Barreno central del dado superior, 4. Barreno central del dado inferior, 5. Diámetro externo del dado superior, 6. Diámetro externo del dado inferior, 7. Redondeos internos del dado superior, 8. Redondeos externos del dado superior, 9. Redondeos externos del dado inferior, 10. Profundidad en zona recta del dado superior, 11. Espesor del dado superior, 12. Espesor del dado inferior, 13. Diámetro de la cabeza del punzón, 14. Profundidad de copa [26].	27
Fig. 4.1	Diagrama de los mecanismos de plasticidad asociados a la energía de falla de apilamiento [6].	33
Fig. 4.2	Difractograma del acero de medio Mn en estado de colada.	34
Fig. 4.3	Inclusiones no metálicas en la matriz.	35
Fig. 4.4	Bloques de martensita en listones.	36
Fig. 4.5	Formación de ferrita Widmanstätten en el límite de grano.	36
Fig. 4.6	Micrografía que muestra la zona en donde se realizó el análisis químico puntual a inclusión no metálica vía espectrometría de energía dispersiva.	37
Fig. 4.7	Espectro vía energía dispersiva de las inclusiones no metálicas.	38
Fig. 4.8	Difractogramas de muestras de acero laminada y recocida.	40

Fig. 4.9	Diagrama pseudobinario del acero de medio Mn del presente estudio, simulado mediante el software THERMOCALC®.	40
Fig. 4.10	Crecimiento de austenita en función del tiempo de recocido intercrítico [33]	42
Fig. 4.11	Gráfica de la fracción de austenita en función del tiempo, de muestra laminada en caliente sin recocido y muestras recocidas a 680°C en diferentes tiempos.	43
Fig. 4.12	Diagrama de transformación de enfriamiento continuo (CCT), simulado para el acero del presente estudio y para tamaño de grano de 30 $\mu\text{m}$ , vía software Jmat Pro.	44
Fig. 4.13	Diagrama de transformación de enfriamiento continuo (CCT), simulado para el acero del presente estudio y para tamaño de grano de 20 $\mu\text{m}$ , vía software Jmat Pro.	44
Fig. 4.14	Diagrama de transformación de enfriamiento continuo (CCT), simulado para el acero del presente estudio y para tamaño de grano de 10 $\mu\text{m}$ , vía software Jmat Pro.	45
Fig. 4.15	Micrografía vía MEB de la muestra de acero de medio Mn sin recocido en la zona de fractura después de someterla al ensayo de impacto en la que se observa el tamaño aproximado de granos de austenita.	45
Fig. 4.16	Difractogramas ampliados en la zona de picos principales de austenita y ferrita.	46
Fig. 4.17	Fracción volumétrica de fases en equilibrio obtenida por THERMOCALC® y la fracción de volumétrica de temperatura ambiente medida por EBSD, XRD, saturación magnética (SM) y por medio del alcance de ferrita [9].	47
Fig. 4.18	Micrografía de acero laminado vía electrones retrodispersados, en la cual se señalan las regiones de martensita.	49
Fig. 4.19	Micrografía de acero laminado vía electrones retrodispersados, en la cual se señalan las regiones de la austenita y ferrita.	49

Fig. 4.20	Micrografías de acero laminado en caliente sin recocido vía electrones retrodispersados, además se indica el análisis químico vía EDS realizado en la inclusión indicada.	50
Fig. 4.21	Micrografía de muestra recocidas a 680°C durante 20 minutos.	51
Fig. 4.22	Micrografía de muestra recocida a 680°C durante 20 minutos.	51
Fig. 4.23	Micrografía de muestra recocida a 680°C durante 1 hora.	52
Fig. 4.24	Micrografía de muestra recocida a 680°C durante 1 hora.	53
Fig. 4.25	Micrografía de muestra recocida a 680°C durante 2 horas.	53
Fig. 4.26	Micrografía de muestra recocida a 680°C durante 2 horas.	54
Fig. 4.27	Micrografía de muestra recocida a 680°C durante 4 horas.	54
Fig. 4.28	Micrografía de muestra recocida a 680°C durante 4 horas.	55
Fig. 4.29	Micrografía de muestra recocida a 680°C durante 6 horas.	55
Fig. 4.30	Micrografía de muestra recocida a 680°C durante 6 horas.	56
Fig. 4.31	Micrografía de muestra recocida a 680°C durante 8 horas.	56
Fig. 4.32	Micrografía de muestra recocida a 680°C durante 8 horas.	57
Fig. 4.33	Grafica que indica la dureza en función del tiempo de recocido en la región intercrítica a 680 °C	58
Fig. 4.34	Curva esfuerzo-deformación de muestra laminada en caliente sin recocido y muestra recocida a 680°C durante 2 horas.	59
Fig. 4.35	Difractogramas de muestras de acero de medio Mn, sometidas al ensayo de tensión con recocido en la región intercrítica a 680°C durante 2 horas y muestra en condición de laminación.	60

Fig. 4.36	Microdureza en muestras sometidas a tensión con recocido en la región intercrítica a 680 °C durante 2 horas y con laminación en caliente sin tratamiento posterior, a) esquema ilustrativo de las regiones donde se realizaron las microdurezas y perfil de microdureza y b) resultados de la microdureza en cada punto reportado.	63
Fig. 4.37	Energía al impacto de muestras laminadas y muestras con recocido en la región intercrítica, en dos direcciones (transversal y paralela a la dirección de laminación).	64
Fig. 4.38	Micrografía vía MEB de la superficie de fractura de la probeta del ensayo de impacto del acero sin recocido intercrítico.	65
Fig. 4.39	Micrografía vía MEB de la probeta después de la prueba de impacto del acero con recocido intercrítico.	66
Fig. 4.40	Micrografía vía TEM de muestra recocida a 680°C durante 2 horas sometida al ensayo de tensión.	67
Fig. 4.41	Micrografía vía TEM de muestra recocida a 680°C durante 2 horas sometida al ensayo de tensión, a) micrografía de la región de austenita marcada dentro del ovalo amarillo de donde se obtuvo el patrón de difracción de electrones y b) patrón de difracción de electrones adquirido con un eje de zona B cercano a [110] y con plano de maclaje (1 $\bar{1}$ 1).	68
Fig. 4.42	Mapeos de elementos sobre la muestra de acero de medio Mn. a) Micrografía vía MET del acero de medio Mn del presente estudio, b) mapeo de Fe, c) mapeo de Mn, d) mapeo de Al y e) mapeo de Si.	69
Fig. 4.43	Muestras de acero ensayadas en la máquina de embutido tipo Erichsen.	70

## Índice de Tablas

<b>N° de Tabla</b>	<b>Descripción de Tabla</b>	<b>N° de pagina</b>
Tabla 2.1	Procesamiento y microestructura de acuerdo al porcentaje en peso de Mn utilizado en aceros avanzados [6].	11
Tabla 2.2	Porcentaje de austenita en función del Mn y otros elementos aleantes en aceros de medio Mn [13].	15
Tabla 3.1	Condiciones de operación del difractor Rigaku	25
Tabla 3.2	Parámetros y valores termodinámicos utilizados en el cálculo teórico de la energía de falla de apilamiento.	31
Tabla 4.1	Análisis químico del acero de medio Mn.	32
Tabla 4.2	Energía de falla de apilamiento calculada en el acero de medio Mn del presente estudio a 2 temperaturas.	33
Tabla 4.3	Composición química experimental vía espectroscopia de energía dispersiva aproximada de inclusión no metálica.	38
Tabla 4.4	Resultados de dureza del acero en estado de colada.	39
Tabla 4.5	Fracción de austenita en función del tiempo, de muestras recocidas a 680°C y muestra únicamente laminada en caliente.	41
Tabla 4.6	Análisis químico puntal de la inclusión mostrada en la Fig. 4.20.	50
Tabla 4.7	Fracción volumétrica de austenita de muestra recocida y muestra únicamente laminada, sometidas al ensayo de tensión.	60
Tabla 4.8	Comparativo de resultados de propiedades mecánicas de varios trabajos de investigación con el presente trabajo.	62

## Introducción

El desarrollo de nuevos aceros en la actualidad, tiene como objetivo principal el sustituir el uso de aceros convencionales que no ofrecen propiedades mecánicas adecuadas a los nuevos requerimientos de hoy en día en cuanto disminución de peso, seguridad y confort, y que sin embargo se siguen utilizando en carrocerías automotrices. Debido a esto, la única forma de hacer posible el reemplazo de los aceros convencionales es mejorar las propiedades mecánicas y de formabilidad en los nuevos aceros que se están investigando actualmente [1].

El trabajo actual de investigación está diseñado en cuatro capítulos, donde se inicia con una breve descripción de los aceros avanzados de alta resistencia que se han desarrollado en los últimos 40 años, su clasificación, sus propiedades así como características de su microestructura.

El segundo capítulo se enfoca principalmente en los aceros de medio Mn en los cuales se basó esta investigación, donde se abordan temas acerca de las composiciones químicas características, microestructura, procesamiento y el efecto que tienen los elementos aleantes.

En el tercer capítulo se describe la metodología experimental utilizada durante el desarrollo del trabajo de investigación, donde se enuncian las condiciones con las que se llevaron a cabo las pruebas y técnicas, todo basado en normas y estándares internacionales, así como los parámetros utilizados que se tomaron de la literatura.

En el último capítulo, se muestra la discusión de los resultados, donde se describe detalladamente la relación que tiene la microestructura, composición química y procesamiento con las propiedades mecánicas y de formabilidad del acero de medio Mn desarrollado.



## 1. Características microestructurales y mecánicas de los aceros de aplicación automotriz

Desde los comienzos de la industria dedicada a la fabricación de automóviles en serie, el acero es el material más utilizado en la elaboración de componentes estructurales, y todo es debido al bajo costo de producción en comparación con las aleaciones de Al y Mg. Hasta el día de hoy, las láminas de acero utilizadas en vehículos de pasajeros no sufrieron grandes cambios a través de los años. Las partes expuestas, así como los elementos estructurales, estaban hechos de aceros de bajo carbono con el fin de incrementar el porcentaje de ductilidad, esto para garantizar la adecuada formabilidad de piezas con geometrías complicadas. Otros factores además de la formabilidad, fueron el aumento en la capacidad de reparación, mejorar la soldabilidad, obtener superficies fáciles de pintar, etcétera [1]. Sin embargo, el acero de bajo carbono tiene desventajas, entre éstas se encuentra la disminución de resistencia a la tensión debido al incremento de la ductilidad o viceversa, al incrementar la resistencia se disminuye la ductilidad. Otra gran desventaja de utilizar acero de bajo carbono está relacionada con el espesor, donde anteriormente, las láminas que se utilizaron en paneles exteriores alcanzaron 1,5 a 2 mm, siendo muy gruesas, aportando demasiado peso al vehículo e incrementando el consumo de combustible y a su vez incrementando las emisiones de gases [2].

Con base en lo anteriormente mencionado, fueron diseñados nuevos aceros que pudieran cumplir con dichos requerimientos emergentes [2]. Estos aceros han sido denominados avanzados de alta resistencia y actualmente han sido clasificados por generaciones 1<sup>a</sup>, 2<sup>a</sup> y 3<sup>a</sup>, donde esta última aún se encuentra bajo estudio a nivel global [1, 2, 3].

### 1.1 Aceros avanzados de primera generación

Los aceros avanzados de primera generación tienen la característica de tener más de una fase, lo que proporciona una mejora en las propiedades [1, 3]. Estos aceros fueron los primeros en desarrollarse, por ejemplo el acero de doble fase (DP), el cual se empezó a desarrollar alrededor del año de 1975 [1]. A continuación se presentarán cada uno de los aceros avanzados de primera generación así como sus principales características.

#### 1.1.1 Aceros con plasticidad inducida por transformación

Los aceros TRIP por sus siglas en inglés (*Transformation Induced Plasticity*), son aceros que se caracterizan por tener una matriz de ferrita y bainita, con pequeños porcentajes de austenita retenida, de 5 a 20% en fracción volumétrica, la cual se llega a transformar a martensita cuando el acero es deformado plásticamente. Estos

aceros tienen resistencias a la tensión desde 500 a 1050 MPa y porcentajes de elongación total de 19 a 30%. Las composiciones químicas típicas en estos aceros van de 0.1 a 0.4 % en peso de C, Si, Mn y Al; cuando se adicionan elementos aleantes como Ni, V y Ti puede variar el porcentaje de Al, Mn y Si [1,2]. La Fig. 1.1a y Fig. 1.1b muestran un ejemplo de la microestructura del acero TRIP.

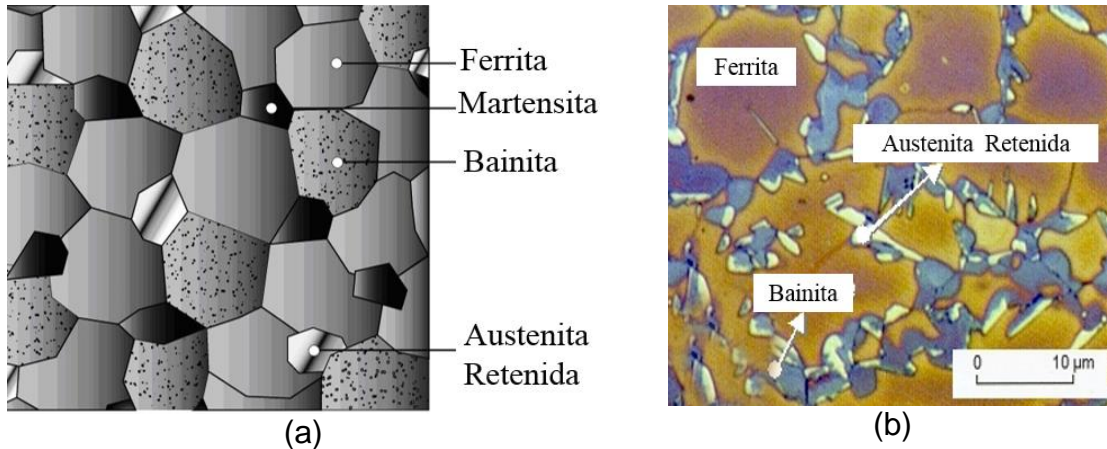


Fig.1. 1. a) Representación ilustrativa del acero TRIP, b) micrografía del acero TRIP vía microscopía óptica [1,2].

### 1.1.2 Aceros de doble fase

Los aceros DP por sus siglas en inglés (*Dual Phase*), se caracterizan por tener una matriz de ferrita y 10 a 40% en volumen de islas de martensita. El incremento en la resistencia depende de la fracción en volumen de la martensita, teniendo valores de resistencia a la tensión de 420 a 1030 MPa, con porcentajes de elongación total de 5 a 28%. La composición química va desde 0.06 a 0.15% de C, 1.5 a 2.5% de Mn, mientras que los contenidos de Si, Cr, Mo tienen que ser mayores a 0.4%, el V mayor a 0.06% y el Nb mayor a 0.04% [1,2]. La Fig. 1.2a y Fig. 1.2b muestran un ejemplo de la microestructura.

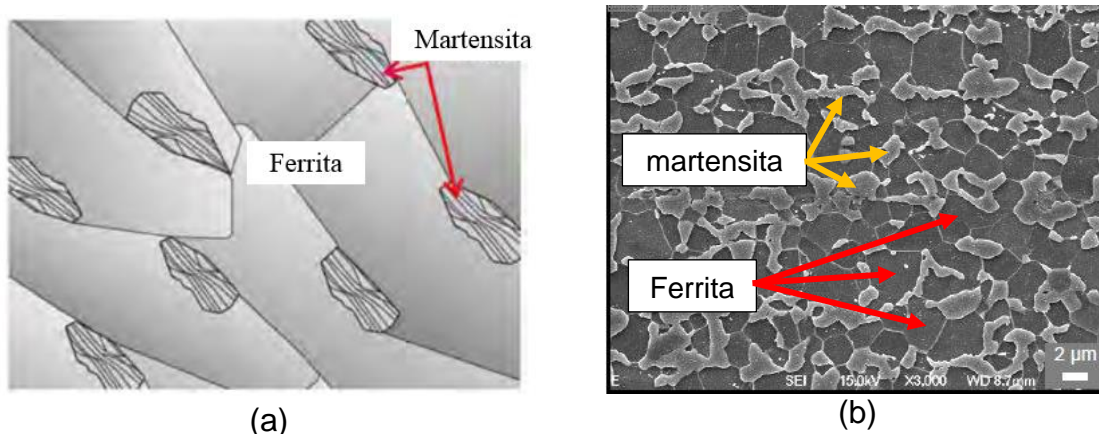


Fig.1. 2. a) Representación ilustrativa de un acero DP, b) micrografía de un acero DP vía MEB [1,2].

### 1.1.3 Aceros de fase compleja

Los aceros CP por sus siglas en inglés (*Complex Phase*), se caracterizan por presentar una microestructura compuesta por una matriz fina de ferrita y bainita, con pequeñas cantidades de martensita, austenita retenida.

La composición química en estos aceros indica que el porcentaje en peso de C debe ser menor a 0.25%, el contenido máximo de Mn en 2.5% y el Si máximo de 0.60%, mientras que el Nb, V, Ti, tienen porcentajes muy bajos similares a los del acero DP. Los valores de resistencia a la tensión en estos aceros es de 590 a 1005 MPa, con porcentajes de elongación total de 15 a 28%. La Fig. 1.3a y Fig. 1.3b se presenta la microestructura del acero CP.

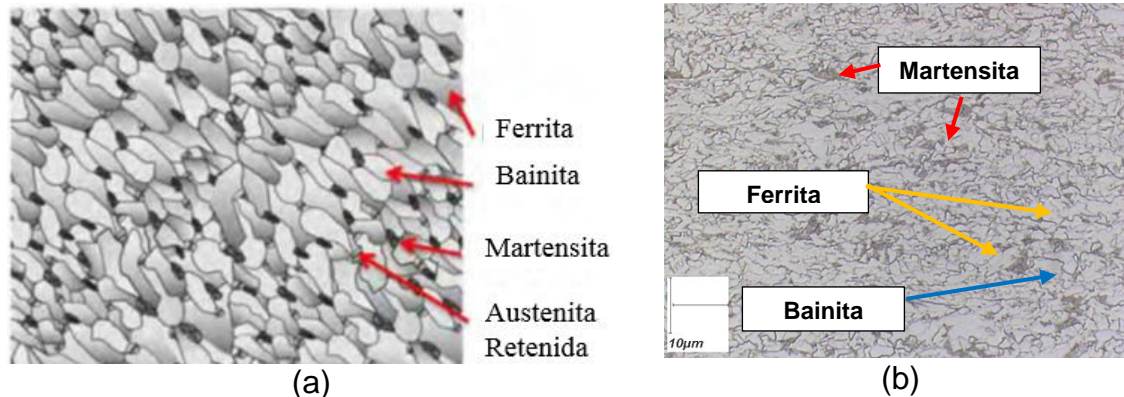


Fig.1. 3. a) Representación ilustrativa de un acero CP, b) micrografía de un acero CP a 200X vía microscopía óptica [1,2].

### 1.1.4 Aceros martensíticos

Los aceros MS por sus siglas en inglés (*Martensitic Steels*), se caracterizan por tener un porcentaje en volumen mayor al 90% de martensita y pequeñas cantidades de ferrita y bainita. El intervalo de composición química en estos aceros va de 0.08 a 0.5 % de C, 0.45 a 2 % de Mn, y elementos de aleación secundarios como el Ti, Al, B, Nb están por debajo del 1 %. La resistencia a la tensión en estos aceros esta entre desde 720 a 1700 MPa y porcentajes de elongación totales de 3 a 15% [1,2]. La Fig. 1.4 muestra la microestructura del acero MS.

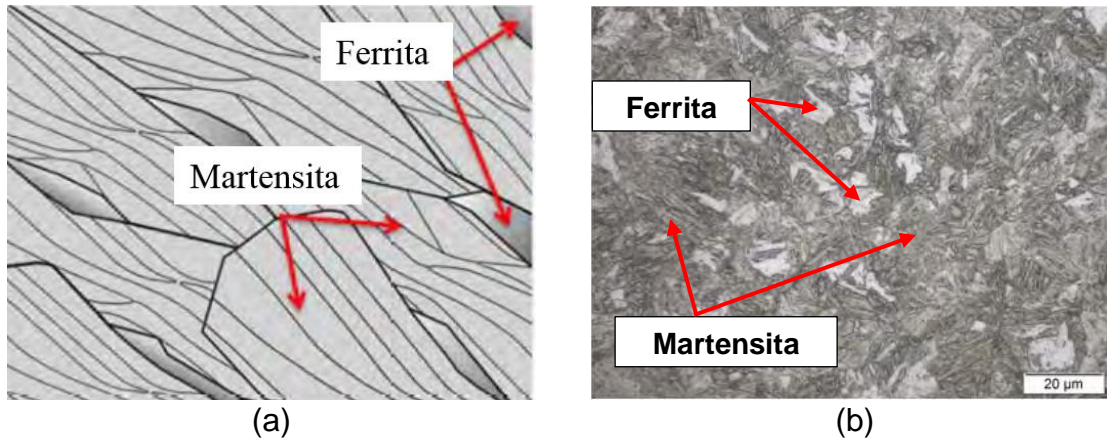


Fig.1. 4. a) Representación ilustrativa de una microestructura de un acero MS, b) micrografía de un acero MS vía microscopía óptica [1,2].

## 1.2 Aceros avanzados de segunda generación

Los aceros avanzados de segunda generación exhiben mayor ductilidad en comparación con la primera generación, la cual es mayor al 50% de deformación ingenieril uniforme. La resistencia mínima a la tensión es alrededor de 800 MPa. Este tipo de aceros se caracterizan por tener una matriz casi completamente austenítica (fase  $\gamma$ ), además de poseer altos porcentajes de deformación uniformes. Este tipo de aceros tienen la característica de ser monofásicos con presencia de maclas.

### 1.2.1 Aceros inoxidables austeníticos

Los aceros AUST SS por sus siglas en inglés (*Austenitic Stainless Steel*), son aceros que tienen una microestructura de austenita, con maclas presentes y una pequeña cantidad de carburos como se muestra en la Fig.1.5. Los elementos aleantes principales tienen un porcentaje máximo de 0.08% de C, 26% de Cr y 35% de Ni. Presentan resistencias a la tensión de 900 a 1200 MPa y porcentajes de elongación alrededor de 60%.

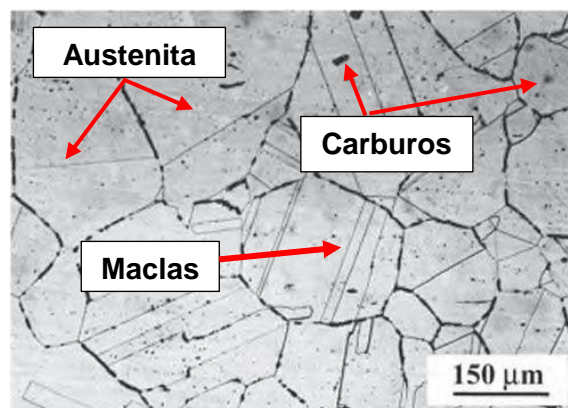


Fig.1. 5. Micrografía de un acero AUST SS recocido [2].

### 1.2.2 Aceros con plasticidad inducida por maclaje

Los aceros TWIP por sus siglas en inglés (*Twinning Induced Plasticity*), son aceros que se caracterizan por tener una composición química entre 22 a 30% en peso de Mn, 0 a 3% en peso de Si, 0 a 3% en peso de Al y 0 a 1% en peso de C, y como elementos de aleación secundarios se tiene al Cr, Cu, N, Nb, Ti y V. Estos aceros presentan porcentajes de elongación de 40 a 70% y valores de resistencia a la tensión entre 1100 a 1650 MPa. Estas propiedades mecánicas los hacen materiales de especial interés en la industria automotriz. Además, poseen menor densidad que los aceros convencionales debido al alto contenido de Mn, lo cual permite disminuir el espesor de la lámina que se utiliza para los componentes, reduciendo el consumo de combustible y las emisiones de CO<sub>2</sub> [1-4]. La Fig. 1.6a y Fig. 1.6b muestran ejemplos de la microestructura de estos aceros.

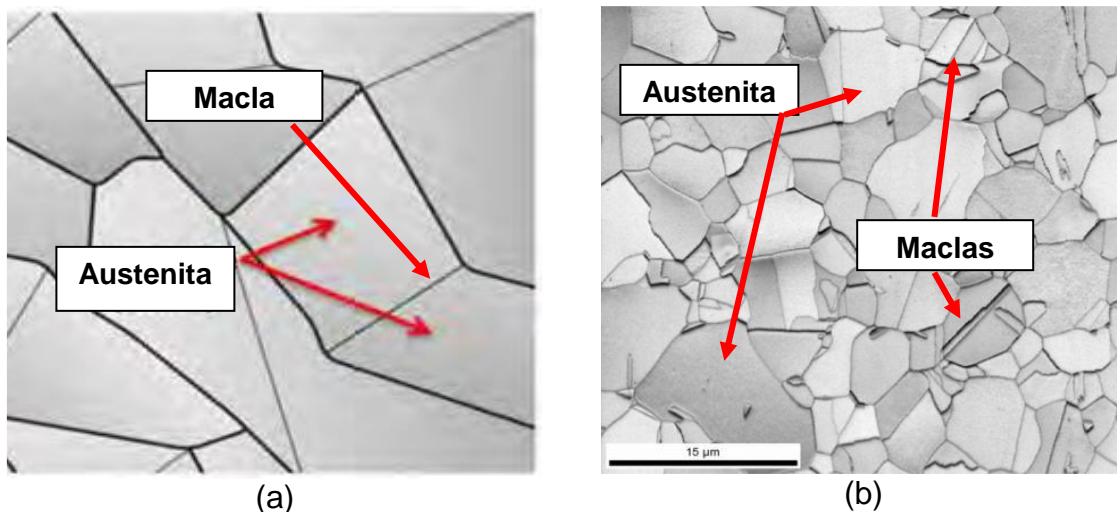


Fig.1. 6. *a)* Representación ilustrativa de una microestructura de un acero TWIP, *b)* micrografía de un acero TWIP laminado en caliente vía microscopía óptica [1,2].

### 1.3 Aceros avanzados de tercera generación

Los aceros de la tercera generación aún se encuentran bajo estudio. Se propone que los aceros de 3<sup>a</sup> generación deben contener menor cantidad de elementos de aleación que los aceros de la 2<sup>a</sup> generación, lo cual reducirá los costos de producción, además deben cumplir una combinación simultanea de propiedades de resistencia a la tensión mayores a 1000 MPa y elongaciones mayores al 20%.

#### 1.3.1 Aceros de medio Mn

Estos aceros contienen entre 4 y 12 % de Mn y cantidades menores a 0.4% de C, con porcentajes de Al y Si iguales o menores al 2%. La microestructura de este acero antes de deformarse plásticamente se compone de ferrita  $\alpha$  y austenita  $\gamma$ , una

vez que se alcanza la deformación plástica empiezan a formarse maclas, con un máximo de 20% en fracción volumétrica de maclas en la austenita, como sitios preferenciales para que la austenita transforme a martensita. Esto es denominado como un efecto combinado de TRIP+TWIP [1, 3]. En la Fig. 1.7 se muestra la micrografía del acero de medio Mn. En el capítulo 2 se explicaran con mayor detalle las generalidades del acero de medio Mn.

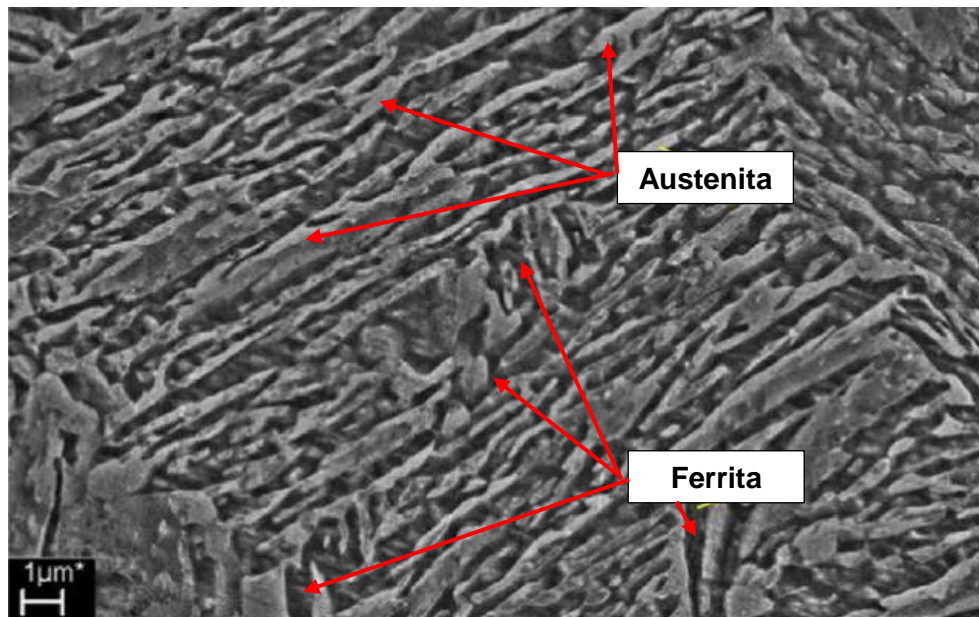


Fig.1. 7. Microestructura de acero de medio Mn (Fe, 0.16% C- 4% Mn-0.5% Si-0.05% Al). Muestra laminada en frío y después recocida, la microestructura presenta ferrita y austenita [3].

### 1.2.3 Aceros de temple y partición

Los aceros Q&P por sus siglas en inglés (*Quenching and Partitioning*), se caracterizan por el tratamiento térmico de temple desde la temperatura de austenitización o en una región de austenita más ferrita, hasta por debajo de la temperatura  $M_s$  (Temperatura de inicio de la transformación martensítica) y por encima de  $M_f$  (Temperatura que indica el final de la transformación martensítica), la temperatura de temple (QT) debe transformar a martensita con el mismo contenido de carbono que la fase de austenita. Posteriormente, se retiene isotérmicamente la QT, la cual induce el enriquecimiento gradual de carbono de la austenita restante y finalmente después de esta etapa, el acero se enfría a temperatura ambiente [1, 3]. La Fig. 1.8 muestra el ejemplo de la microestructura encontrada en este acero.

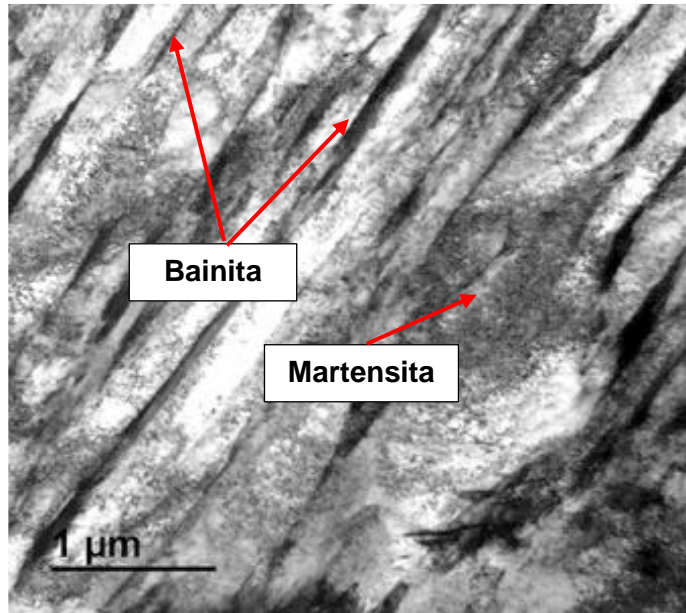


Fig.1. 8. Micrografía típica del acero Q&P vía MET [3].

## 2. Orígenes microestructurales que causan el maclaje y transformación inducidos por plasticidad en aceros de medio manganeso

Como se mencionó anteriormente, en la sección 1.3.2, los aceros de medio Mn son aquellos aceros que tienen una composición química de 4 a 12 % en peso de Mn, 0 a 0.4 % de C, 0 a 2 % de Al y 0 a 2 % de Si [1, 2]. Estos aceros se desarrollaron a raíz del alto costo de producción de los aceros TWIP, los cuales ofrecen ductilidad y resistencia, pero el alto costo de producción se relaciona directamente con un alto contenido de Mn que se utiliza para producirlos. (18-30% en peso), con base en lo anterior, se encuentran en desarrollo aceros avanzados de 3ª generación que exhiban propiedades similares al TWIP, pero utilizando porcentajes menores de elementos aleantes, como es el caso de los aceros de medio Mn, los cuales son candidatos a pertenecer a la 3ª generación [1-3]. La Fig. 2.1 muestra el diagrama del porcentaje de elongación contra resistencia a la tensión de los aceros avanzados y convencionales, en el cual se muestran las regiones de acuerdo con la relación entre resistencia y elongación, para cada grupo (convencionales y avanzados).

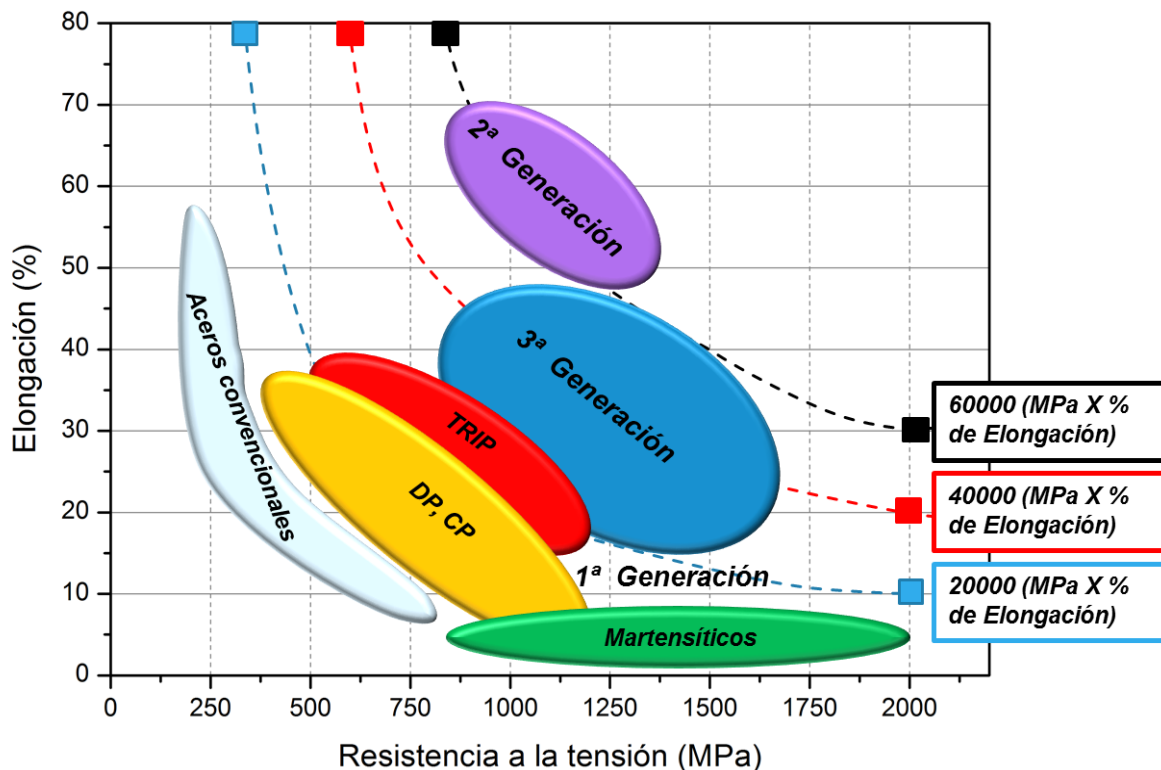


Fig. 2. 1. Esquema ilustrativo de la relación entre la resistencia a la tensión y la elongación total de varios aceros avanzados [1-3].



Más adelante se explicará con más detalle las características de los aceros de medio Mn, por ejemplo los diferentes procesamientos de acuerdo a la microestructura que está directamente relacionada con el porcentaje de Mn, los efectos de los elementos aleantes, los mecanismos de plasticidad que actúan durante la deformación plástica, sus propiedades mecánicas, etc.

### 2.1 Procesamiento y microestructura

Dentro de los aceros avanzados, los aceros al manganeso tienen a dicho elemento como principal elemento aleante, presentan la característica de tener diferentes procesamientos y microestructuras al variar el porcentaje de Mn. La Tabla 2.1 muestra el procesamiento y microestructura de acuerdo con el contenido de Mn.

Enfocándose en los aceros de medio Mn, el tratamiento térmico posterior después de laminar en caliente o en frío, es un recocido en la región intercrítica con el fin obtener una mezcla de fases que corresponden a la ferrita y austenita, las cuales determinan las propiedades mecánicas del acero [4]. A continuación, en la sección 2.2 se discutirá el proceso de recocido en la región intercrítica.

Tabla 2. 1. Procesamiento y microestructura de acuerdo al porcentaje en peso de Mn utilizado en aceros avanzados [6].

% en peso de Mn	Alto Mn		Medio Mn	
	>25	15 a 25	8 a 12	4 a 7
Procesamiento después del proceso de laminación en caliente o frío	Recocido convencional		Recocido intercrítico	Recocido intercrítico y temple y partición (Q&P)
Microestructura después de recocido	Austenita ( $\gamma$ )		Granos finos de austenita ( $\gamma$ ) + ferrita ( $\alpha$ ) y cuando el contenido de Mn es menor a 7% y el contenido de C es mayor a 0.5%, puede haber presencia de bainita	
Microestructura después la deformación plástica	Granos deformados de austenita ( $\gamma$ ) con maclas		Ferrita ( $\alpha$ ) + martensita ( $\alpha'$ ) + austenita ( $\gamma$ ).	
Efectos de la deformación plástica	Bandas de corte inducidas por plasticidad (SBIP)	Maclas inducidas por plasticidad (TWIP)	TWIP + Transformación inducida por plasticidad (TRIP) → de 7 a 4% de Mn tiende a que ocurra más el efecto TRIP	
Energía de falla de apilamiento intrínseca $\gamma_{isf}$ (mJ/m <sup>2</sup> )	$\gamma_{isf} > 75$	$15 < \gamma_{isf} < 45$	$\gamma_{isf} < 15$	
Efecto del Mn	Estabilidad de $\gamma$		Estabilidad de $\gamma$ y activación del doble efecto (TWIP+TRIP)	

## 2.2 Recocido en la región intercrítica

De acuerdo con la literatura [4], por definición, el recocido intercrítico es cualquier tratamiento que implique calentar a una temperatura entre las temperaturas críticas superior e inferior de transformación para obtener una austenitización parcial, la cual se debe mantener el tiempo que se requiera según la cantidad de fases que se desea, seguido de un enfriamiento lento o mantenimiento a una temperatura inferior a la temperatura crítica más baja [4]. La Fig. 2.2, muestra un ejemplo de las temperaturas utilizadas para el diseño del tratamiento de un acero de medio Mn en la región intercrítica de acuerdo con el diagrama de fases pseudo-binario para la siguiente composición: Fe- 8% de Mn, 3% de Al y 2% de Si [5]. Los cuadrados en gris indican la temperatura utilizada por Lee et al. [5] para la austenitización (1473 K) y para el recocido intercrítico (1023 K).

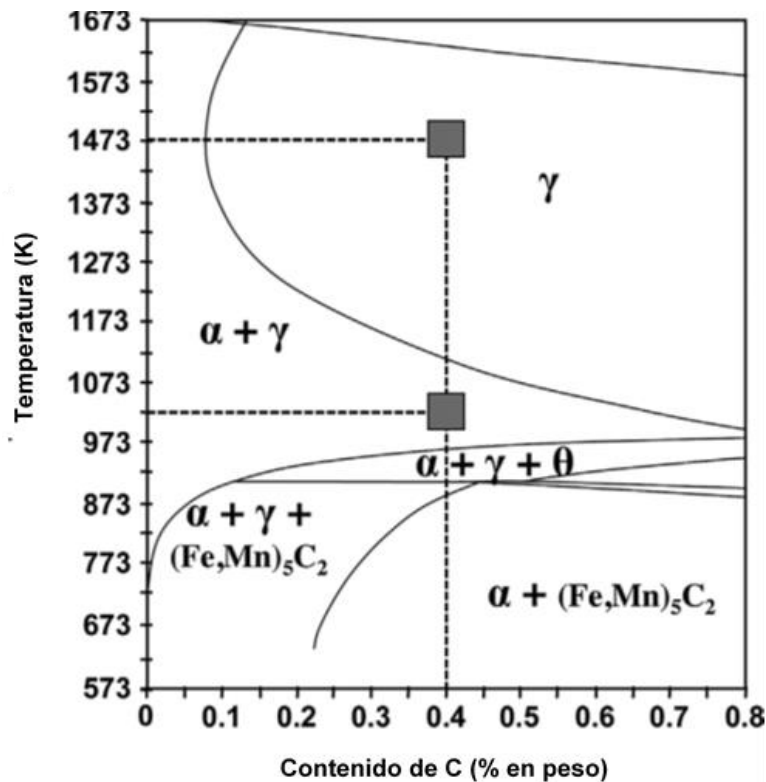


Fig. 2. 2. Diagrama de fases pseudo-binario para un acero de medio Mn con 8% de Mn, 3% de Al y 2% de Si, el cual varía el contenido de C [8].

En los trabajos realizados en conjunto por Lee y De Cooman et al. [5-7], el recocido en la región intercrítica de los aceros de medio Mn consiste en llevar el acero a la temperatura de la región bifásica de ferrita y austenita, mantener durante cierto intervalo de tiempo, y posteriormente enfriar o templar a temperatura ambiente. El

recocido intercrítico tiene el objetivo de incrementar el contenido de Mn y C en la austenita, volviéndola térmicamente estable, lo que disminuye la temperatura de inicio de la martensita ( $M_s$ ) [5-7].

Un factor muy importante es la temperatura y tiempo en el cual se realiza el recocido, ya que incrementa el contenido de elementos gammagenos como el Mn y C en la austenita, y dependiendo del contenido de estos elementos, se puede determinar la energía de falla de apilamiento de la austenita a temperatura ambiente, la cual debe estar entre 15 a 20  $\text{mJ/m}^2$ , ya que en este intervalo de energía de falla de apilamiento (*EFA*) está presente el doble efecto, TWIP y TRIP en la austenita cuando se deforma plásticamente [6].

De acuerdo con Lee y De Cooman et al. [7], durante el recocido intercrítico de un acero medio manganeso laminado en frío, sucede la partición del Mn y C hacia la austenita y el aluminio hacia la ferrita. El incremento en el contenido de C y Mn en la austenita, la vuelve estable térmicamente a temperatura ambiente. La austenita estable a temperatura ambiente también está relacionada con el tiempo de recocido, donde al incrementarse el tiempo, la fracción de austenita incrementa y disminuye la temperatura de inicio de la transformación martensítica ( $M_s$ ), a su vez, se incrementa la energía de falla de apilamiento [7]. En la Fig. 2.3 se muestra el esquema ilustrativo del efecto del recocido en la región intercrítica sobre la austenita estable a temperatura ambiente y la *EFA*, resultante de la partición de los elementos aleantes entre la ferrita y la austenita.

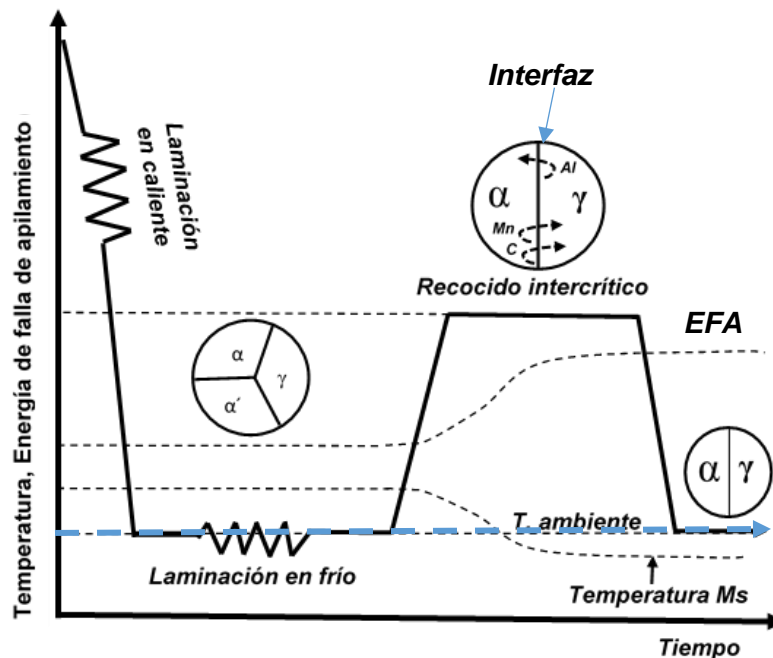


Fig. 2. 3. Esquema ilustrativo del proceso de recocido intercrítico de un acero de medio Mn [10].

### 2.3 Efecto de los elementos aleantes sobre la microestructura y fracción volumétrica de austenita

La influencia que tienen los elementos aleantes sobre las propiedades de los aceros de medio Mn es de suma importancia, ya que determinan factores importantes durante su procesamiento y propiedades mecánicas resultantes. Generalmente los aceros de medio Mn tienen como principales elementos aleantes al C, Mn, Al y Si. El contenido de cada uno de estos elementos determina factores importantes tales como: la temperatura de recocido intercrítico, la estabilidad térmica, energía de falla de apilamiento y fracción volumétrica de austenita [1-7]. A continuación, se muestran los efectos de cada uno de los elementos aleantes principales dentro del acero.

#### 2.3.1 Efecto del C

Los efectos principales del C en los aceros de medio Mn son los siguientes [4, 10]:

- 2.3.3.1. Aumenta el parámetro de red de la austenita.
- 2.3.3.2. Mejora la estabilidad de la austenita.
- 2.3.3.3. Aumenta la energía de falla de apilamiento (*EFA*), con un efecto mayor para aceros con contenidos bajos de Mn.
- 2.3.3.4. Conduce a un fuerte endurecimiento por el efecto de solución sólida.

Furukawa et al. [11], encontraron para aceros con 5% en peso de Mn y diferentes contenidos de C, los cuales fueron laminados en caliente, recocidos a 675°C y templados con agua, que el aumento de C, aumenta la fracción volumétrica de austenita, ya que es un fuerte elemento estabilizador de esta fase. Sin embargo, estos investigadores reportan que, contenidos por encima de 0.3% en peso de C y con enfriamiento en el horno después del recocido, se disminuye el porcentaje de austenita, debido a la formación de cementita.

#### 2.3.2 Efecto del Mn

Los efectos principales del Mn en los aceros de medio Mn son los siguientes [9, 12]:

- 2.3.2.1. Estabilidad de la austenita a temperatura ambiente.
- 2.3.2.2. Aumenta la solubilidad del C en la austenita.
- 2.3.2.3. Aumenta la fracción volumétrica de austenita.
- 2.3.2.4. Aumenta la resistencia a la cedencia y la resistencia a la tensión.
- 2.3.2.5. Disminuye las temperaturas críticas, por lo que el recocido intercrítico se realiza a temperaturas más bajas, dando como resultado granos más finos.
- 2.3.2.6. Favorece la activación del efecto TRIP durante la deformación plástica.

Hu et al. [13] realizaron una recopilación de resultados del porcentaje de austenita en relación al porcentaje de Mn y otros elementos aleantes, los cuales se pueden observar en la Tabla 2.2, de acuerdo con los resultados, se puede establecer que

la fracción volumétrica de austenita aumenta de manera lineal al aumentar el contenido de Mn.

De Cooman et al. [9], indican que la energía de falla de apilamiento (*EFA*) en el intervalo de concentración de 10 a 16% atómico de Mn, no incrementa la *EFA*. Sin embargo, en el intervalo de concentración de 16 a 33% atómico de Mn, la SFE aumenta 18 mJ/m<sup>2</sup> por cada 1% atómico de Mn.

Tabla 2. 2. Porcentaje de austenita en función del Mn y otros elementos aleantes en aceros de medio Mn [13].

% $\gamma$	% C	% Mn	% Si	% Al	% Mo	% V
22.0	0.092	4.60	0.03			
15.2	0.120	4.98	3.11	3.05	0.05	
9.0	0.190	4.96	3.09	2.99	0.03	
34.1	0.200	5.00				
40.0	0.400	5.00				
31.0	0.120	5.80	0.47	3.00		
11.0	0.050	6.15	1.50			
17.0	0.080	6.15	1.50	2.00		0.08
44.7	0.200	7.00				
43.5	0.099	7.09	0.13	0.03		
13.0	0.220	7.15	3.11	3.21	0.05	
53.0	0.230	8.10	0.01	5.30		
45.0	0.260	10.00		6.30		
53.0	0.200	10.02	3.17	3.19	0.06	
67.0	0.300	10.00	2.00	3.00		
68.5	0.200	11.00		1.40		
66.0	0.180	11.02		3.81		
	0.600	12.00				
71.0	0.200	12.40	0.90	5.20		

### 2.3.3 Efecto del Al

Los efectos principales del Al en los aceros de medio Mn son los siguientes [4, 12]:

- 2.3.3.1. Incremento en la energía de falla de apilamiento en la austenita.
- 2.3.3.2. Promueve la formación de ferrita.
- 2.3.3.3. Reduce la formación de martensita  $\epsilon$ .

- 2.3.3.4. Promueve la formación de ferrita  $\delta$  con contenidos mayores a 2% en peso.
- 2.3.3.5. Promueve la formación de granos finos.
- 2.3.3.6. Suprime la formación de cementita.

Lee et al. [12], indican, que la adición de Al en los aceros de medio Mn permite un mayor intervalo de recocido intercrítico ya que el Al aumenta las temperaturas de equilibrio de inicio ( $Ac_1$ ) y de finalización ( $Ac_3$ ) durante el calentamiento del recocido. De mismo modo indican que el aumento en las temperaturas críticas, da como resultado tiempo de recocido de aproximadamente 2 min.

Cai et al. [14], reportaron que la adición de Al y Si dentro de los aceros de medio Mn, disminuye el peso del acero y suprimen la formación de cementita.

### 2.3.4 Efecto del Si

Los efectos principales del Si en los aceros de medio Mn son los siguientes [4, 11, 13]:

- 2.3.4.1. Aumenta el endurecimiento por solución sólida.
- 2.3.4.2. Disminuye la energía de falla de apilamiento.
- 2.3.4.3. Aumenta la templabilidad.
- 2.3.4.4. Vuelve estable térmicamente la austenita.
- 2.3.4.5. Promueve el efecto TRIP durante la deformación plástica.

### 2.4 Secuencia de mecanismos de plasticidad en la austenita durante la deformación

Durante la deformación plástica de la austenita de los aceros de medio Mn, sucede de manera secuencial los mecanismos de plasticidad como se muestra en la Fig. 2.4 la imagen ilustrativa de lo que ocurre durante la deformación plástica de la austenita, donde ocurre lo siguiente:

- 2.4.1. Granos de austenita sin deformar.
- 2.4.2. Una vez que inicia la deformación plástica, empiezan a formarse maclas en los granos de austenita. La fracción volumétrica de maclas que se llegan a formar en la austenita es alrededor de 0.20. Las maclas que se generan en esta etapa se atribuyen al efecto TWIP [1, 4].
- 2.4.3. Cuando las maclas llegan a su límite de formación en la austenita, se empiezan a formar martensita  $\varepsilon$ , la cual nuclea preferencialmente en las intersecciones de las maclas.
- 2.4.4. Posteriormente la martensita  $\varepsilon$  que se forma, sirve como sitios de nucleación de la martensita  $\alpha'$ . La martensita  $\varepsilon$  es una fase de

transitoria, debido a que se transforma por completo a martensita  $\alpha'$ . La formación de martensita  $\alpha'$  se atribuyen al efecto TRIP [1, 3]

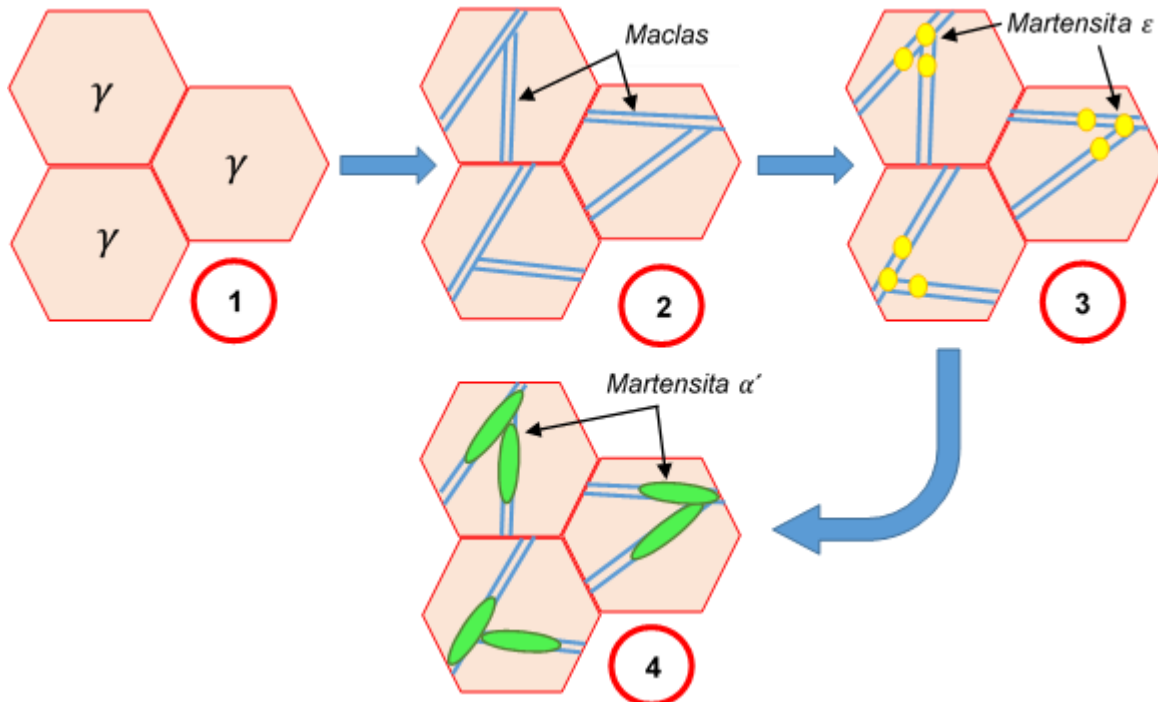


Fig. 2. 4. Esquema Ilustrativo de la secuencia de deformación plástica de la austenita en los aceros de medio Mn [3].

## 2.5 Términos asociados al crecimiento de austenita y ferrita en la región intercrítica

De acuerdo con Farahani et al. [15] y Hillert et al. [16], consideran tres conceptos principales para describir la transformación entre austenita y ferrita en la región bifásica ( $\alpha + \gamma$ ) durante el recocido. Los conceptos son:

- Equilibrio completo (*EC*), en el que todos los elementos de aleación se distribuyen hasta que se alcanza el equilibrio en todo el sistema. En el caso del *EC*, la fracción de ferrita o austenita en la región intercrítica se fija a una temperatura dada, independientemente de la microestructura de partida.
- Paraequilibrio (*PE*), en el que se asume que, la transformación de fase puede proceder sin ninguna distribución de elementos aleantes sustitucionales M ( $M = \text{Mn}, \text{Si}, \text{Al}$ ) y solo el carbono se redistribuye a través de cualquier interfaz austenita-ferrita.
- Equilibrio local (*EL*): se asume que la interfaz migra bajo un *EL* completo con particiones de C y M. Debido a la gran diferencia en las difusividades de C y M, hay dos diferentes modos de transformación:

(a) Equilibrio local sin o insignificante partición (*ELSP*). En este modo, la concentración de M en la ferrita es la misma que en la austenita, pero hay un pico de M frente a la interfaz de migración como resultado de la condición de EL. La velocidad de transformación se controla de manera efectiva mediante la difusión de carbono y es relativamente rápida; y (b) Equilibrio local con partición (*ELP*), en el que el gradiente de carbono en austenita es insignificante, mientras que el de M es grande. En este modo, la velocidad de transformación se rige por la velocidad de partición M, y es extremadamente lenta. Dependiendo de la composición química del acero, la transformación podría comenzar en el modo *ELSP* y luego continuar en el modo *ELP*.

## 2.6 Energía de falla de apilamiento en los aceros de medio Mn

La *EFA* representa la facilidad para la disociación de una dislocación perfecta en dos dislocaciones parciales y tiende a la formación de fallas de apilamiento [17]. La energía de falla de apilamiento determina los mecanismos de plasticidad de los aceros de medio y alto Mn como se describió anteriormente en la Tabla 2.1.

La energía de falla de apilamiento (*EFA*) presente en los aceros de medio Mn se encuentra en el intervalo de 15 – 20 mJ/m<sup>2</sup> [1, 2], dentro este intervalo de energía actúan dos mecanismos de plasticidad (TWIP+TRIP), y se debe en gran medida a la cantidad de los elementos aleantes como se mencionó en la sección 2.3.

Existen técnicas para medir la *EFA*, por ejemplo, mediante el uso de ecuaciones termodinámicas o difracción de rayos X. A continuación se muestran las técnicas utilizadas para ambos casos.

En el trabajo realizado por Saeed-Akbari et al. [18], se obtuvo una expresión para calcular la energía de falla de apilamiento con base termodinámica, para aleaciones Fe-C-Mn-Al, el cual se basó en aleaciones con sistema cubico centrado en las caras (FCC). La ecuación 2.1, muestra los factores que se deben considerar para el cálculo de la *EFA*.

$$\Gamma = 2\rho\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon} + 2\sigma^{\gamma/\epsilon} + 2\rho\Delta G_{ex} \quad (2.1)$$

Donde  $\Gamma$  es la energía de falla de apilamiento,  $\rho$  es la densidad superficial molar a lo largo de los planos {111},  $\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon}$  es la energía libre de la transformación de fase de austenita ( $\gamma$ ) a martensita épsilon ( $\epsilon$ ),  $\sigma^{\gamma/\epsilon}$  es la energía interfacial entre austenita y la martensita épsilon, la cual es una fase de transición, y  $\Delta G_{ex}$  es el exceso en energía libre, el cual considera el efecto del tamaño de grano.

Para el cálculo de la energía libre de la transformación de fase de austenita ( $\gamma$ ) a martensita épsilon ( $\epsilon$ ), se considera la ecuación 2.2.



$$\begin{aligned} \Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon} = & X_{Fe} \Delta G_{Fe}^{\gamma \rightarrow \epsilon} + X_{Mn} \Delta G_{Mn}^{\gamma \rightarrow \epsilon} + X_{Al} \Delta G_{Al}^{\gamma \rightarrow \epsilon} + X_C \Delta G_C^{\gamma \rightarrow \epsilon} \\ & + X_{Fe} X_{Mn} \Delta \Omega_{FeMn}^{\gamma \rightarrow \epsilon} + X_{Fe} X_{Al} \Delta \Omega_{FeAl}^{\gamma \rightarrow \epsilon} + X_{Fe} X_C \Delta \Omega_{FeC}^{\gamma \rightarrow \epsilon} \\ & + X_{Mn} X_C \Delta \Omega_{MnC}^{\gamma \rightarrow \epsilon} + \Delta G_{mag}^{\gamma \rightarrow \epsilon} + \Delta G_{ex}^{\gamma \rightarrow \epsilon} \end{aligned} \quad (2.2)$$

Dónde:  $X_i$  es la fracción molar y  $\Delta G_i^{\gamma \rightarrow \epsilon}$  es el cambio de energía libre debido a la formación de martensita épsilon a partir de la austenita en metales puros.  $\Delta \Omega_{ij}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$  es el parámetro de la interacción entre componentes  $i$  y  $j$ ,  $\Delta G_{mag}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$  es la energía libre de la contribución de la transición magnética y  $\Delta G_{ex}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$  y el exceso de energía libre resultante del tamaño de grano.

Para el cálculo de la  $\Delta G_{ex}$  se considera la ecuación 2.3

$$\Delta G_{ex}^{\gamma \rightarrow \epsilon} = 170.06 \exp\left(\frac{-d}{18.55}\right) \quad (2.3)$$

Donde  $d$  es el tamaño de grano en  $\mu\text{m}$ .

Para el cálculo de  $\rho$  se considera la ecuación 2.4

$$\rho = \frac{4}{\sqrt{3}} \frac{1}{a^2 N} \quad (2.4)$$

Donde  $a$  es el parámetro de red y  $N$  es el número de Avogadro

Jin et al. [19], midieron la energía de falla de apilamiento mediante la técnica de difracción de rayos X, donde se midió comparando el desplazamiento máximo relativo entre los picos vecinos de (111) y (200) en especímenes recocidos (ANN) y trabajados en frío (CW). La SFE se calculó usando la ecuación 2.5 y 2.6

$$\gamma = \frac{K_{111} \omega_0 G_{111} a_0 A^{-0.37}}{\pi \sqrt{3}} \cdot \frac{\langle \epsilon_{50}^2 \rangle_{111}}{\alpha} \quad (2.5)$$

donde  $K_{111} \omega_0 G_{111}$  es una constante de proporcionalidad de 6.6,  $G_{111}$  es el módulo de corte en el plano (111),  $a_0$  es el parámetro de red,  $A$  es la anisotropía de Zener que es de 3.43,  $\langle \epsilon_{50}^2 \rangle_{111}$  es la micro-deformación en el plano (111), y  $\alpha$  es la probabilidad de falla de apilamiento (PFA).

Con base en los antecedentes teóricos desarrollados en capítulo 1 y 2, se tiene la siguiente justificación de la cual se desprende el objetivo principal que se muestra a continuación.

### **Justificación**

A partir de la problemática en cuanto a la combinación de resistencia-ductilidad que tienen los aceros convencionales y los avanzados de alta resistencia de 1ª generación, y a su vez el alto costo para producir aceros de 2ª generación, se han investigado nuevas microestructuras que puedan ser desarrolladas en aceros, tales como los aceros de medio Mn, sobre los cuales actúa un doble mecanismo de deformación plástica, TWIP y TRIP. Sin embargo, este fenómeno no ha sido completamente entendido en la literatura y por tanto, la correlación microestructura, formabilidad y propiedades mecánicas no ha sido establecida completamente [1, 2].

Las potenciales aplicaciones de este nuevo tipo de acero están enfocadas en el sector automotriz para el desarrollo de componentes estructurales con geometrías complejas, debido a su porcentaje de elongación uniforme en el orden de 60 %, su resistencia a la tensión mayor a 1GPa, su tenacidad del orden de 55 J y su resistencia a la cedencia mayor a 700 MPa, las cuales son propiedades que no se pueden obtener con aceros convencionales debido a su limitada formabilidad.

### **Objetivos**

- **Objetivo principal**

Desarrollar y estudiar un acero de medio Mn que cumpla con la alta resistencia, alta ductilidad y alta formabilidad, propiedades requeridas para ser clasificado como un acero perteneciente al grupo de aceros avanzados de alta resistencia de 3ª generación.

- **Objetivos específicos**

- ❖ Inducir el doble efecto de plasticidad, compuesto por el maclaje y transformación de la austenita (TWIP + TRIP), ambas inducidas por plasticidad.
- ❖ Relacionar la fracción de austenita con las propiedades mecánicas.
- ❖ Establecer la temperatura y tiempo óptimos de recocido intercrítico durante su procesamiento.

- ❖ Correlacionar el doble efecto (TWIP y TRIP) con la formabilidad obtenida durante la prueba Erichsen así como las propiedades obtenidas del ensayo de tensión e impacto.

### 3. Procesamiento y caracterización experimental del acero fabricado

#### 3.1 Metodología experimental

La Fig. 3.1 muestra la metodología experimental que se empleó en el trabajo de investigación.

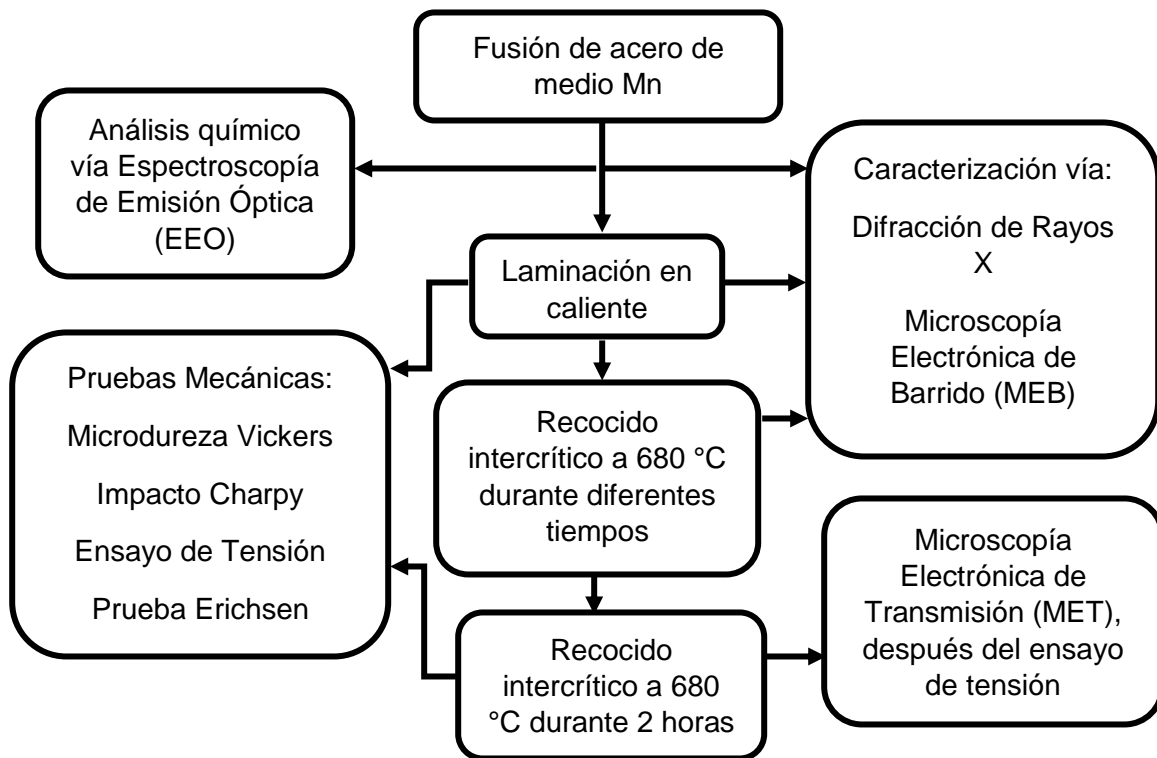


Fig. 3. 1. Esquema de la metodología experimental empleada

#### 3.2 Fusión y laminación en caliente

La composición química nominal diseñada para realizar la fusión del acero de medio Mn fue de Fe-10 Mn - 0.15 C - 1.5 Al - 2.0 Si, en % en peso. Se inició con la selección de barras de acero al carbono 1018, en las cuales se les retiró el óxido de la superficie por desbaste con lijas de carburo de silicio, y posteriormente fundidas en un horno de inducción. Se agregaron inicialmente al baño metálico líquido, calcio-silicio (15% Ca, 80% Si, 5% de óxidos y sulfuros) para desoxidar el baño, posteriormente se agregó ferrosilicio (77% Si, 20% Fe y 3% de óxidos) para ajustar el silicio y terminar de desoxidar el baño líquido, seguido por la adición de manganeso electrolítico (98.2% de Mn) y finalmente la adición de aluminio (99.1% de Al) en forma de barra sólida. El acero fundido se vació a una temperatura de 1560°C dentro de una lingotera fabricada con placa de acero con dimensiones de 7.5 X 7.5 X 30 cm. Posteriormente, el lingote de acero se seccionó con las siguientes

dimensiones: 10 cm de largo, 7 cm de ancho y 3.5 cm de espesor. Después la pieza seccionada del acero se austenitizó a 1200°C durante 20 minutos. Al término de este tiempo de austenitización, el segmento de acero de 10 cm de largo, 7 cm de ancho y 3.5 cm de espesor, se laminó en caliente en un molino dúo reversible. La Fig. 3.2 muestra el acero vaciado en la lingotera y el laminador utilizado.

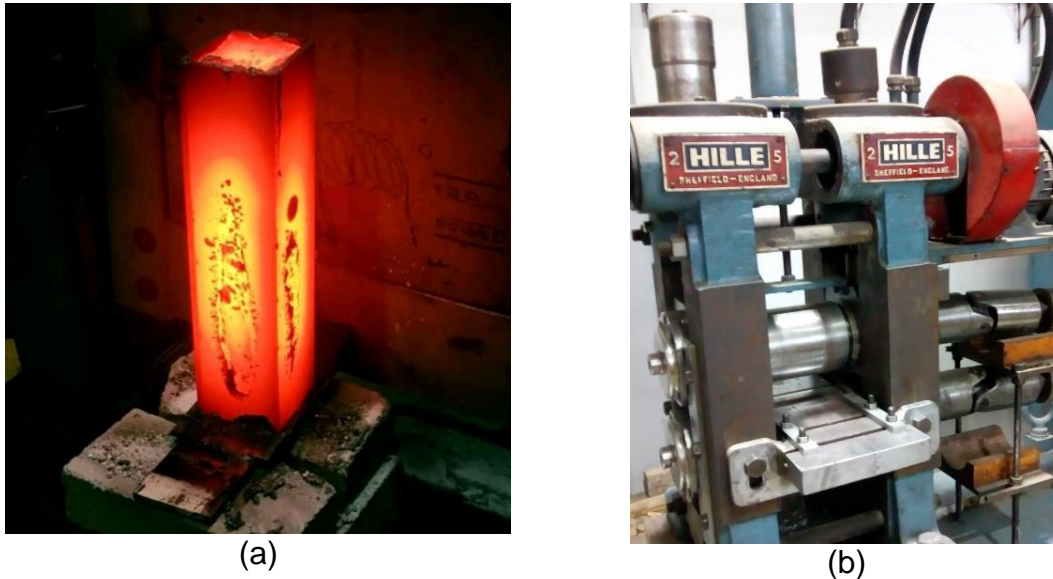


Fig. 3. 2. a) Lingotera después de vaciar el acero de medio Mn y b) laminador empleado.

Durante la laminación en caliente, se consideró detener el proceso una vez que el acero alcanzara alrededor de 875°C, siendo necesario volver a calentar a 1200°C, debido a que la temperatura adecuada para laminar es por encima de 875°C, para volver a laminar. En la Fig. 3.3 se muestra una representación esquemática del ciclo termomecánico utilizado durante la laminación en caliente. El espesor final obtenido después de laminar fue de 2.3 mm.

El ciclo termomecánico de laminación consistió en tres etapas:

- En la 1ª etapa la muestra de acero de medio Mn de sección rectangular se austenitizó a 1200°C durante 20 minutos, después se pasó por el laminador, donde se perdieron alrededor de 50°C cuando se lleva del horno hacia el laminador. La laminación inicio alrededor de 1150°C, esta temperatura fue medida con un termopar. El espesor inicial de la sección introducida al laminador fue de 37 mm. El ciclo termomecánico de la primera etapa de laminación, finalizó cuando la temperatura descendió por debajo de 875°C. El espesor final de la primera etapa fue de 22 mm. Se realizaron 7 pases por el laminador.
- En la 2ª etapa, la muestra de acero laminada de la 1ª etapa tuvo el mismo procesamiento termomecánico, donde se austenitizó la muestra a 1200°C

durante 20 minutos, después se pasó por el laminador, donde se perdieron alrededor de 50°C cuando se lleva del horno hacia el laminador. La laminación inicio alrededor de 1150°C. El ciclo termomecánico de la segunda etapa de laminación, finalizo cuando la temperatura descendió por debajo de 875°C. El espesor final de la segunda etapa fue de 11 mm. Se realizaron 8 pases por el laminador.

- La 3ª etapa consistió en austenitizar a 1200°C durante 20 minutos, donde al igual que la 1ª y 2ª etapa, se perdio alrededor de 50°C, y se comienzo a laminar a 1150°C. El ciclo termomecánico de la tercera etapa de laminación termino cuando se alcanzó a un espesor de 2.3 mm. Se realizaron 7 pases por el laminador.

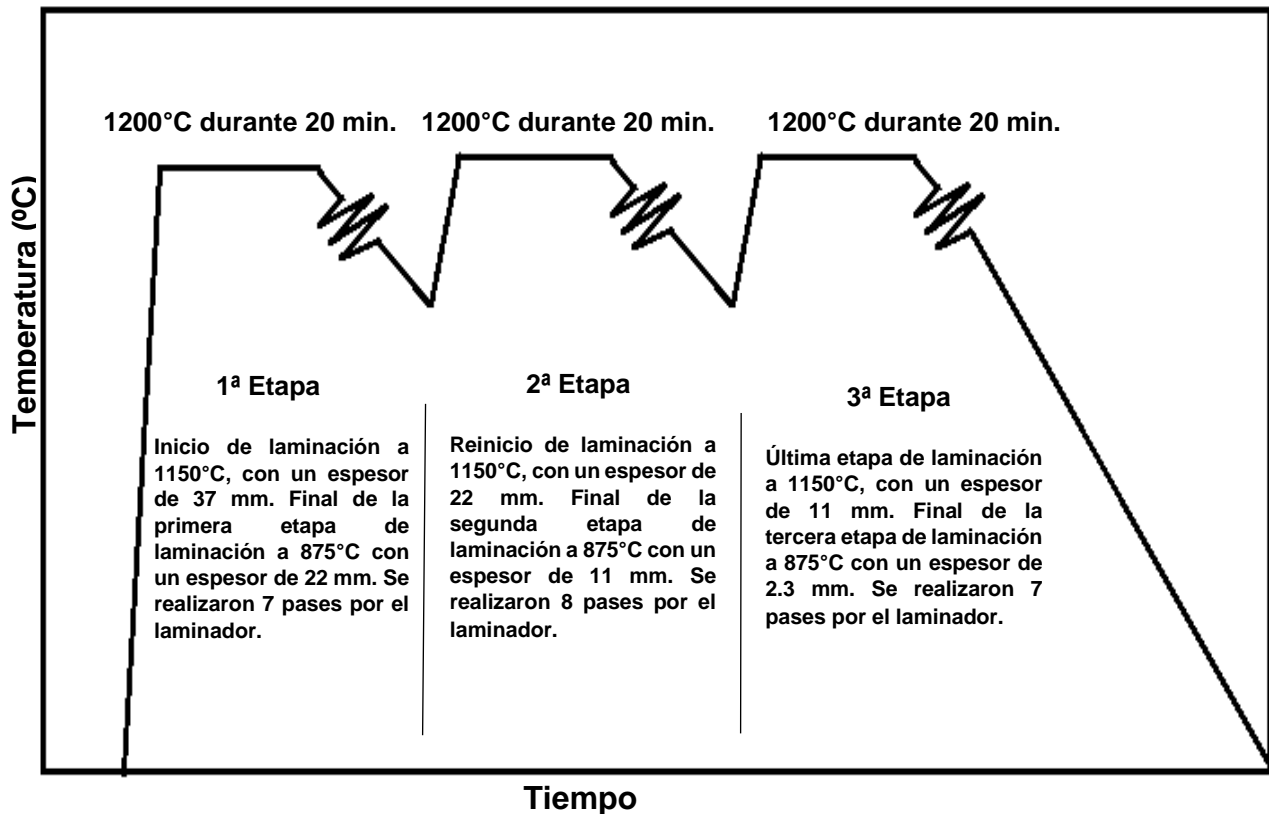


Fig. 3. 3. Esquema ilustrativo del ciclo térmico utilizado durante el laminado en caliente.

### 3.3 Caracterización vía difracción de rayos X

La caracterización del acero de medio Mn vía DRX se efectuó en un difractómetro marca Rigaku modelo T MAX 2200, las condiciones de operación se presentan en la Tabla 3.1. El objetivo de utilizar la técnica de DRX en el presente estudio fue determinar las fases presentes en el acero en estado de colada, en laminado en caliente, en muestras con recocido intercrítico a 680°C en diferentes tiempos y en muestras ensayadas en tensión, a su vez se utilizaron los parámetros obtenidos

para cuantificar la austenita presente en las muestras anteriormente mencionadas por medio del método comparación directa, de acuerdo a la norma ASTM E975 [20].

El método de comparación directa tiene sus fundamentos teóricos en la consideración de que la razón de las de las intensidades integradas (áreas bajo pico) de 2 fases cristalinas es proporcional a la fracción en volumen de cada una de éstas [21]. Para el caso de un acero que contenga ferrita y austenita, se ha establecido la siguiente ecuación [20-21]:

$$I_{\alpha}^{hkl} / I_{\gamma}^{hkl} = [(R_{\alpha}^{hkl} / R_{\gamma}^{hkl})(V_{\alpha} / V_{\gamma})] \quad (3.1)$$

$I_{\alpha}^{hkl}, I_{\gamma}^{hkl}$  = intensidades integradas (área bajo pico) del plano hkl de la ferrita y de la austenita.

$R_{\alpha}^{hkl}, R_{\gamma}^{hkl}$  = parámetro que se debe calcular en función de la estructura cristalina y de algunos otros factores (multiplicidad, polarización, temperatura, entre otros) dependientes de la naturaleza de la muestra a difractar.

$V_{\alpha}, V_{\gamma}$  = fracciones en volumen de la ferrita y la austenita.

Adicionalmente, considerando que solamente existen ferrita (o martensita) y austenita, se cumple la siguiente relación:

$$V_{\alpha} + V_{\gamma} = 1 \quad (3.2)$$

Finalmente, si se combinan las ecuaciones (3.1) y (3.2), se puede estimar la fracción en volumen de ferrita (o martensita) mediante la siguiente expresión (la austenita se obtiene por diferencia).

$$V_{\alpha} = 1[1 + (I_{\gamma}^{hkl} / I_{\alpha}^{hkl})(R_{\gamma}^{hkl} / R_{\alpha}^{hkl})] \quad (3.3)$$

Si se utilizan los picos principales de ferrita y de austenita y además los secundarios, esta relación cambia a:

$$V_{\alpha} = 1 \left[ 1 + \left( \frac{\sum I_{\gamma}^{hkl}}{\sum I_{\alpha}^{hkl}} \right) \left( \frac{\sum R_{\gamma}^{hkl}}{\sum R_{\alpha}^{hkl}} \right) \right] \quad (3.4)$$

Debido a que la norma lo indica.

Los parámetros de  $R$  se calcularon para cada uno de los planos de difracción usados. El cálculo se realizó mediante la siguiente ecuación:

$$R_{\alpha}^{hkl} = (F^2 p L P e^{-2M}) / v^2 \quad (3.5)$$

dónde:

- $v$  = volumen de celda unitaria  
 $p$  = factor de multiplicidad de la reflexión (hkl)  
 $LP$  = factor de polarización de Lorentz  
 $|F|^2$  = factor de estructura por su conjugado complejo  
 $e^{-2M}$  = factor de temperatura

Tabla 3. 1. Condiciones de operación del difractor Rigaku.

Fuente	Cu $K\alpha = 0.154059$ nm
Voltaje y corriente	40V, 30mA
Ángulo de barrido	20 a 110°
Velocidad de barrido	0.03°/s
Incremento	0.02°

### 3.4 Caracterización microestructural

Todas las muestras de acero de medio Mn en sus diferentes condiciones de procesamiento se observaron en el MEB, previamente se prepararon metalográficamente, mediante desbaste con lijas de carburo de silicio, con número de partículas por pulgada cuadrada utilizada en el siguiente orden; 120, 220, 320, 400, 600 y 1200, posteriormente se pulieron en un paño cargado con pasta de diamante de 1 $\mu$ m. Finalmente se atacaron con reactivo **Vilella**, el cual se compone de 1 gramo de ácido pícrico, 5 ml de HCl y 100 ml de alcohol etílico grado reactivo, el ataque se realizó durante 20 segundos.

La caracterización vía MEB se realizó en un microscopio marca “JEOL” modelo JSM-6610 LV operado en alto vacío a 20 kV, equipado con un detector de espectroscopía de energía dispersiva (EDS) marca Oxford. El objetivo de utilizar MEB fue caracterizar la microestructura del acero y analizar químicamente las fases presentes, para poder evaluar los cambios microestructurales que ocurren durante el proceso de fusión, laminación en caliente y de recocido intercrítico a diferentes tiempos.

La caracterización vía microscopía electrónica de transmisión (TEM) se realizó en el equipo marca JEOL modelo JEM 2100. El objetivo de utilizar TEM fue caracterizar a escala nanométrica detalles microestructurales que no se pueden observar por MEB.

### 3.5 Evaluación de pruebas mecánicas

Se realizó el ensayo de microdureza Vickers bajo las condiciones de la norma ASTM E384 [22], utilizando un microdurómetro marca SHIMADZU modelo HMV-G 21, el cual tiene la ventaja de proporcionar la conversión de dureza Vickers a Rockwell C. La evaluación de la microdureza tiene el objetivo de evaluar los cambios microestructurales del acero de medio Mn relacionados con las diferentes condiciones de procesamiento (laminación en caliente, con recocido en la región



intercrítica a 680°C a diferentes tiempos y las regiones de encuellamiento en muestras sometidas al ensayo de tensión) a través del cambio en dureza.

El ensayo de tensión se realizó bajo la norma ASTM E8 [23], se maquinaron las muestras con una longitud calibrada de 25.4 mm con un ancho en la sección reducida de 6.35 mm. Las pruebas se realizaron en una máquina universal marca SHIMADZU modelo AUTOGRAPH AG-I de 600 kN. El objetivo del ensayo de tensión es evaluar las propiedades mecánicas del acero en diferentes condiciones de procesamiento, para poder correlacionarlas con la microestructura.

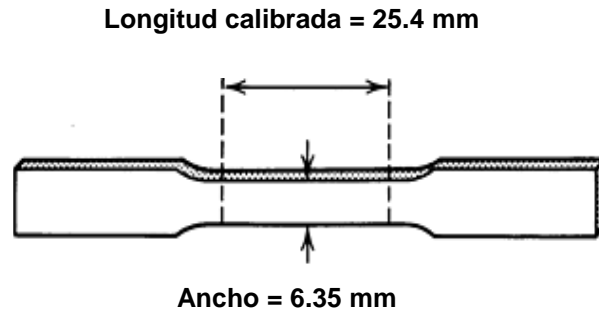


Fig. 3. 4. Ilustración de probeta de ensayo de tensión de acuerdo con la norma ASTM E8.

La prueba de impacto se realizó bajo una norma basada por la empresa HONDA la norma JIS Z 2242, la cual evalúa la tenacidad en láminas, ya que la norma ASTM E23 [24] mide tenacidad en piezas con espesores de 10 mm, por lo que HONDA se basó en la norma ASTM E23 para medir tenacidad en láminas, las cuales no cumplen con este criterio. Se utilizó la máquina para ensayos Charpy marca SHIMADZU con capacidad de 490 J. Las probetas se maquinaron con las dimensiones de 5 cm de largo y 1 cm de espesor, donde el espesor debe ser 5 láminas de 0.2 cm de espesor que sumen de 1 cm entre ellas y una muesca tipo V. La Fig. 3.5 muestra una ilustración de la probeta utilizada. El objetivo de la prueba de impacto fue el de evaluar la tenacidad del acero con diferentes condiciones de procesamiento y evaluar la energía de absorción en diferentes direcciones del acero laminado.

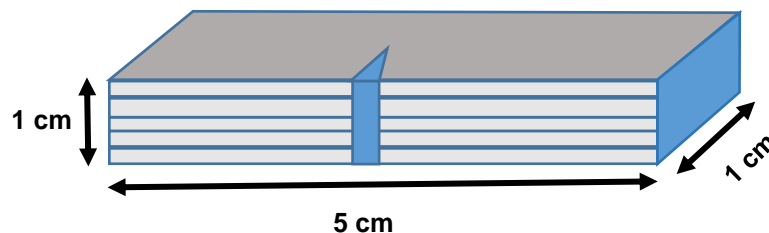


Fig. 3. 5. Ilustración de probeta de impacto de acuerdo con los requerimientos de la norma JIS Z 2242.

La prueba Erichsen se realizó bajo la norma ASTM E 643 [25] en una maquina con el mismo nombre, marca Erichsen modelo 100, la cual consiste en un indentador de acero grado herramienta D, con una dureza de 62 HRC y con geometría esférica de 20 mm de diámetro, la cual tiene la función de indicar el índice de embutido Erichsen (*IE*) que se obtiene como resultado del ensayo, éste corresponde al máximo desplazamiento alcanzado por la punta de la copa que se forma por la indentación del punzón (hasta la rotura del material). Indirectamente el *IE* es una predicción del comportamiento del material durante procesos de estampado y embutido. La Fig. 3.6 muestra el esquema de los componentes principales de una máquina de pruebas Erichsen [26]. La muestras laminadas tenían inicialmente un espesor de 2.3 mm, por lo que fue necesario reducir este espesor hasta 0.5 mm mediante rectificado por desbaste en disco de carburo de silicio, posteriormente se desbastaron y pulieron las superficies de contacto debido a que la norma ASTM E 643 indica que las superficies debe estar libres de óxido que pueda afectar la prueba.

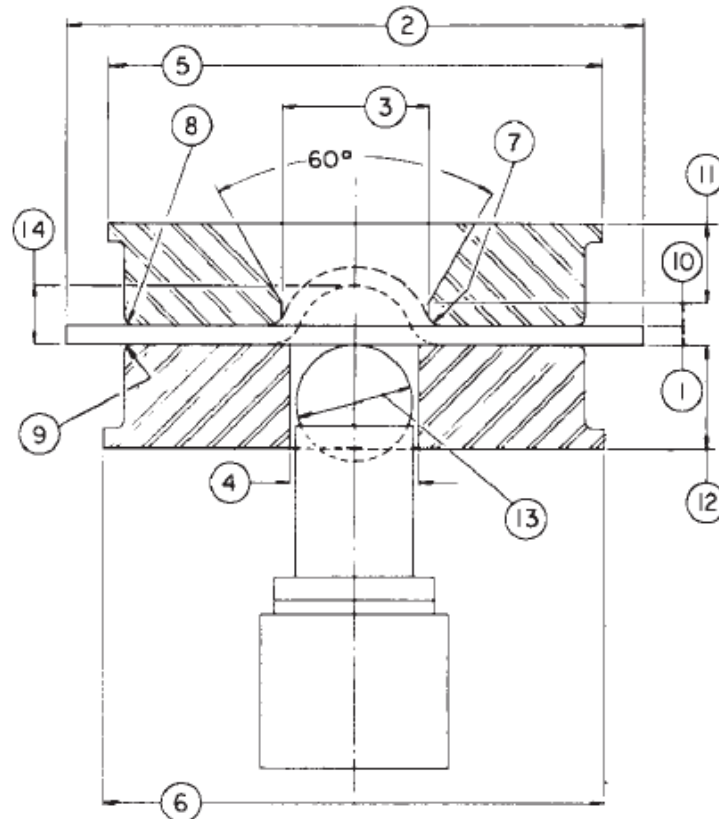


Fig. 3. 6. Esquema de las partes que componen una máquina de pruebas Erichsen de acuerdo a la norma ASTM E 643. Partes de la maquina Erichsen: 1. Espesor de la muestra Espesor completo, 2 Ancho de la muestra, 3. Barreno central del dado superior, 4. Barreno central del dado inferior, 5. Diámetro externo del dado superior, 6. Diámetro externo del dado inferior, 7. Redondeos internos del dado superior, 8. Redondeos externos del dado superior, 9. Redondeos externos del dado inferior, 10. Profundidad en zona recta del dado superior, 11. Espesor del dado superior, 12. Espesor del dado inferior, 13. Diámetro de la cabeza del punzón, 14. Profundidad de copa. [26]

### 3.6 Cálculo de la energía de falla de apilamiento

Para el cálculo de la energía de falla de apilamiento del acero de medio Mn, se consideró el término desarrollado por Zambrano et al. [27] donde también se consideraron varios parámetros termodinámicos desarrollados Akbari et al. [18], Allain et al. [28] y Jin et al. [19].

La ecuación para el cálculo de la energía de falla de apilamiento utilizada para el presente trabajo se muestra en la ecuación 3.6

$$\Gamma = 2\rho\Delta G^{\gamma\rightarrow\epsilon} + 2\sigma^{\gamma/\epsilon} \quad (3.6)$$

Donde  $\Gamma$  es la energía de falla de apilamiento,  $\rho$  es la densidad superficial molar a lo largo de los planos  $\{111\}$  de la austenita,  $\Delta G^{\gamma\rightarrow\epsilon}$  es la energía libre de la transformación de fase,  $\sigma^{\gamma/\epsilon}$  es la energía interfacial entre austenita y la martensita épsilon.

Para el cálculo de  $\rho$  se considera la ecuación 3.7

$$\rho = \frac{4}{\sqrt{3}} \frac{1}{a_o^2 N} \quad (3.7)$$

Donde  $a_o^2$  es el parámetro de red de la austenita y  $N$  es el número de Avogadro, donde  $a_o^2$  se calcula mediante la ecuación 3.8.

(3.8)

$$a_o (FCC) = 3.5945 + 0.00125(\%Mn - 20) + 0.00594(\%Al) + 0.0272(\%C)$$

Cuando se quiere evaluar el parámetro de red con relación a la dilatación debida al aumento de temperatura, se utiliza la Ecuación 3.9

$$a_o (T) = a_o(FCC) [1 + \beta_\gamma (T - 300)] \quad (3.9)$$

Para el cálculo de la energía libre de la transformación de fase se considera la Ecuación 3.10.

$$\Delta G^{\gamma\rightarrow\epsilon} = \Delta G_{Química}^{\gamma\rightarrow\epsilon} + \Delta G_{Magnética}^{\gamma\rightarrow\epsilon} + \Delta G_{Exceso}^{\gamma\rightarrow\epsilon} \quad (3.10)$$

Donde  $\Delta G_{Química}^{\gamma\rightarrow\epsilon}$  es la energía libre molar asociada a la composición química,  $\Delta G_{Magnética}^{\gamma\rightarrow\epsilon}$  es la energía libre asociada a las contribuciones magnéticas y  $\Delta G_{ex}^{\gamma\rightarrow\epsilon}$  es el exceso de energía libre resultante del tamaño de grano.

La  $\Delta G_{Química}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$  se calcula con la Ecuación 3.11

$$\begin{aligned} \Delta G_{Química}^{\gamma \rightarrow \epsilon} = & X_{Fe} \Delta G_{Fe}^{\gamma \rightarrow \epsilon} + X_{Mn} \Delta G_{Mn}^{\gamma \rightarrow \epsilon} + X_{Al} \Delta G_{Al}^{\gamma \rightarrow \epsilon} + X_C \Delta G_C^{\gamma \rightarrow \epsilon} \\ & + X_{Fe} X_{Mn} \Delta \Omega_{FeMn}^{\gamma \rightarrow \epsilon} + X_{Fe} X_{Al} \Delta \Omega_{FeAl}^{\gamma \rightarrow \epsilon} + X_{Fe} X_C \Delta \Omega_{FeC}^{\gamma \rightarrow \epsilon} \\ & + X_{Fe} X_{Si} \Delta \Omega_{FeSi}^{\gamma \rightarrow \epsilon} \end{aligned} \quad (3.11)$$

Donde  $X_i$  es la fracción molar y  $\Delta G_i^{\gamma \rightarrow \epsilon}$  es el cambio de energía libre debido a la formación de martensita épsilon a partir de la austenita en metales puros.  $\Delta \Omega_{ij}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$  es el parámetro de la interacción atómica entre componentes i j.

La  $\Delta G_{mag}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$  se calcula a partir de las contribuciones magnéticas de la martensita épsilon y la austenita como se indica en la Ecuación 3.12.

$$\Delta G_{mag}^{\gamma \rightarrow \epsilon} = \Delta G_{mag}^{\epsilon} - \Delta G_{mag}^{\gamma} \quad (3.12)$$

El  $\Delta G_{mag}^{\gamma}$  y  $\Delta G_{mag}^{\epsilon}$  se calculan con las ecuaciones 3.13 y 3.14, respectivamente.

$$\Delta G_{mag}^{\gamma} = RT \ln \left( 1 + \frac{\beta^{\gamma}}{\mu\beta} \right) f \left( \frac{T}{T_N^{\gamma}} \right) \quad (3.13)$$

$$\Delta G_{mag}^{\epsilon} = RT \ln \left( 1 + \frac{\beta^{\epsilon}}{\mu\beta} \right) f \left( \frac{T}{T_N^{\epsilon}} \right) \quad (3.14)$$

Donde  $R$ ,  $T$ ,  $\beta^{\gamma}$ ,  $\beta^{\epsilon}$ ,  $\mu\beta$ ,  $f$  y  $T_N^{\gamma}$ ,  $T_N^{\epsilon}$  son: la constante universal de los gases, la temperatura, el momento magnético, la temperatura de Néel de la fases  $\gamma$  y  $\epsilon$ , la función polinomial y el magnetón de Bohr respectivamente.

Para el cálculo de  $T_N^{\gamma}$  se utilizó el término de la ecuación 3.15

$$\begin{aligned} T_N^{\gamma} = & 0.00001X_{Mn}^3 + 0.08984X_{Mn}^2 + 11.76X_{Mn} - 19.92X_C - 12.72X_{Si} - 6.61X_{Al} \\ & + 152.4 \end{aligned} \quad (3.15)$$

Los otros parámetros se calcularon mediante las Ecuaciones 3.16, 17 y 18

$$\frac{\beta^{\gamma}}{\mu\beta} = 0.7X_{Fe} + 0.62X_{Mn} - 0.64X_{Fe}X_{Mn} - 4X_C \quad (3.16)$$

$$\frac{\beta^{\epsilon}}{\mu\beta} = 0.62X_{Mn} - 4X_C \quad (3.17)$$

$$T_N^\varepsilon = 580X_{Mn} \quad (3.18)$$

Para la función polinómica se tiene dos términos, que toman los siguientes términos como se muestran en las ecuaciones 3.19 y 3.20.

Si  $\tau \leq 1$

$$f = 1 - \frac{\left\{ \frac{79\tau^{-1}}{140p} + \frac{474}{497} \left[ \frac{1}{p} - 1 \right] \left[ \frac{\tau^3}{6} + \frac{\tau^9}{135} + \frac{\tau^{15}}{600} \right] \right\}}{D} \quad (3.19)$$

Si  $\tau \geq 1$

$$f = 1 - \frac{\left\{ \left[ \frac{\tau^{-5}}{10} + \frac{\tau^{-15}}{315} + \frac{\tau^{-25}}{1500} \right] \right\}}{D} \quad (3.20)$$

Para ambas ecuaciones  $\tau = (T/T_N^\xi)$ ,  $p = 0.28$  y  $D \approx 2.3424$  para las fases FCC y HCP.

Para el cálculo de la  $\Delta G_{ex}$  se considera la ecuación 3.21

$$\Delta G_{ex}^{\gamma \rightarrow \varepsilon} = 170.06 \exp\left(\frac{-d}{18.55}\right) \quad (3.21)$$

Donde  $d$  es el tamaño de grano en  $\mu\text{m}$ .

De acuerdo con Zambrano et al. [1], la energía interfacial  $\sigma^{\gamma/\varepsilon}$  la designaron con un valor de  $10 \text{ mJ/m}^2$ , esto debido a las fluctuaciones que se tienen entre varios trabajos de investigación que varían entre  $5$  y  $15 \text{ mJ/m}^2$ . La Tabla 3.2 muestra los parámetros termodinámicos utilizados para el cálculo de la energía de falla de apilamiento del acero medio Mn del presente trabajo (ver capítulo 4).

Tabla 3. 2. Parámetros y valores termodinámicos utilizados en el cálculo teórico de la energía de falla de apilamiento.

Parámetros	Función (K, J mol <sup>-1</sup> )
$\Delta G_{Fe}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$	$-1828.4 + 4.686 T$
$\Delta G_{Mn}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$	$3970 - 1.6667 T$
$\Delta G_{Al}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$	$5481.04 - 1.79912 T$
$\Delta G_{Si}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$	$-560 - 8 T$
$\Delta G_C^{\gamma \rightarrow \epsilon}$	$-22.166$
$\Delta G_{FeMn}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$	$-9135.5 + 15282.1 XMn (J mol^{-1})$
$\Delta G_{FeAl}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$	$3326.28$
$\Delta G_{FeC}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$	$1780$
$\Delta G_{FeSi}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$	$42500$
$\sigma^{\gamma/\epsilon}$	$10 mJ m^{-2}$
$\beta_\gamma$	$2.065 \times 10^{-9} K^{-1}$
$R$	$8.314 (J K^{-1} mol^{-1})$
$d$	$20 \mu m$

## 4. Discusión de la evolución microestructural y propiedades mecánicas del acero con maclaje y transformación inducida

En el presente capítulo se muestran los resultados obtenidos de la caracterización microestructural del acero en varias etapas de procesamiento y pruebas mecánicas en muestras seleccionadas así como su discusión.

### 4.1 Resultados en estado de colada

#### 4.1.1 Análisis químico y energía de falla de apilamiento

La composición química del acero medio manganeso se presenta en la Tabla 4.1, medida vía espectroscopía de emisión óptica en un equipo marca Espectrolab modelo 2011, efectuado en la empresa RAMSA. A partir de los resultados obtenidos en tres diferentes puntos de la muestra analizada, se puede observar que el porcentaje de elementos aleantes determinado no corresponde a la composición química nominal diseñada, debido a la oxidación parcial, y que generalmente provoca pérdidas en la escoria del Mn, C, Si y Al y que a su vez provoca inclusiones en el baño líquido. Dichas pérdidas se pueden considerar despreciables debido a la pequeña variación existente. Además de que el contenido de Mn se mantiene en el intervalo de composición química de los aceros de medio Mn, y el contenido del C, Al y Si se mantienen muy cercano al nominal.

Tabla 4. 1. Análisis químico del acero de medio Mn.

Composición química nominal (% en peso)		Análisis químico determinado (% en peso)	
Mn	10	Mn	9
C	0.15	C	0.14
Si	2	Si	2.02
Al	1.5	Al	1.39
Fe	Resto	Fe	Resto

La energía de falla de apilamiento (*EFA*) calculada de acuerdo a la composición química medida del acero de medio Mn es de 20.098 mJ/m<sup>2</sup> a temperatura ambiente y 20.216 mJ/m<sup>2</sup> a 680°C, donde para realizar este cálculo se tomaron los parámetros termodinámicos reportados en los trabajos de Zambrano et al. [27], Akbari et al. [18], Allain et al. [28] y Jin et al. [19]. Los valores se reportan en la Tabla 4.2.

Tabla 4. 2. Energía de falla de apilamiento calculada en el acero de medio Mn del presente estudio a 2 temperaturas.

Temperatura	Energía de falla de apilamiento (mJ/m <sup>2</sup> )
27°C	20.098
680°C	20.216

De acuerdo con Lee et al. [6], la austenita en los aceros con contenidos de 6 a 12 % en peso de Mn, tienen un intervalo de *EFA* de 10 a 20 mJ/m<sup>2</sup> a temperatura ambiente, además indicaron que entre 15 y 20 mJ/m<sup>2</sup>, los mecanismos de plasticidad que actúan durante la deformación plástica son el maclaje inducido por plasticidad (TWIP) y la transformación inducida por plasticidad (TRIP) combinado TWIP+TRIP, de acuerdo con esto, se diseñó el acero. La Fig. 4.1 muestra un diagrama simulado por Lee et al. [6] para un acero con 9% en peso de Mn, en el cual relacionan la *EFA* con los mecanismos de plasticidad, la región en la que se encuentra la energía de falla de apilamiento asociada al acero de medio Mn del presente estudio, se marca la región por un recuadro rojo. Como se puede observar, la *EFA* está en el límite del intervalo donde se encuentra la región del doble efecto TWIP y TRIP.

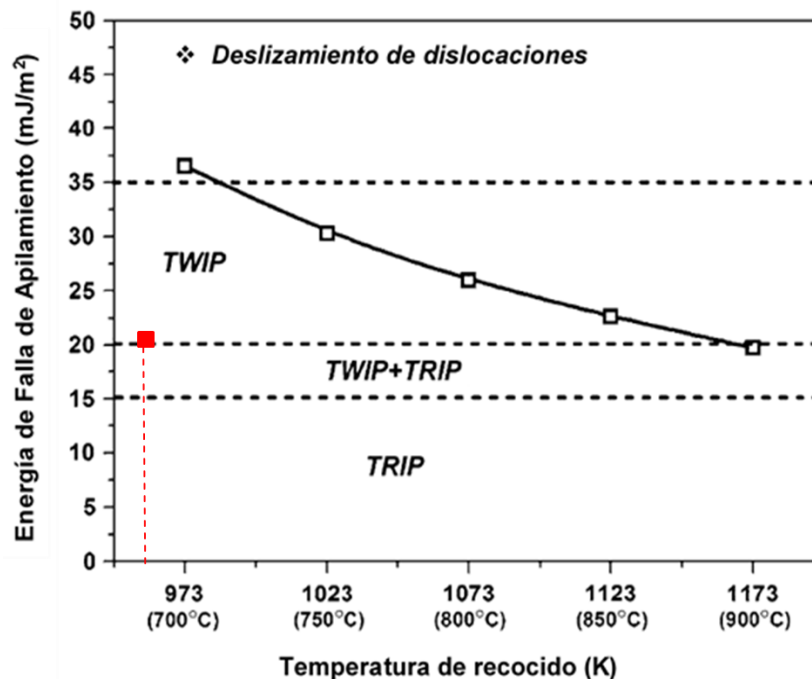


Fig. 4. 1. Diagrama de los mecanismos de plasticidad asociados a la energía de falla de apilamiento [6].



En el trabajo realizado por Raabe et al. [29] se simuló mediante la técnica de ab initio, el valor de la *EFA* en función de los elementos aleantes como Mn, C y Al. De acuerdo a la simulación que realizaron y con la composición química del acero de medio Mn del presente estudio, la *EFA* está en valores cercanos a 20 mJ/m<sup>2</sup>, siendo aproximado el valor calculado con los parámetros termodinámicos.

#### 4.1.2 Caracterización en estado de colada

La Fig. 4.2 muestra el difractograma de rayos X para el acero en estado de colada. A través de la indexación realizada a los picos del difractograma mediante el uso de la base de datos JCPDF se encontró que las fases presentes en el acero fueron la ferrita ( $\alpha$ ) y la martensita ( $\alpha'$ ) e incipiente presencia de austenita ( $\gamma$ ). El problema de tratar de caracterizar la martensita ( $\alpha'$ ) y la ferrita ( $\alpha$ ) se asocia principalmente a que el bajo porcentaje de C, lo que provoca que la tetragonalidad de la martensita sea baja y tienda tener una estructura cristalina similar a la cúbica centrada en el cuerpo (BCC), como es el caso de la ferrita, causando que los picos de difracción tanto de la ferrita ( $\alpha$ ) como los de la martensita ( $\alpha'$ ) difracten en posiciones cercanas entre ambas.

Mediante el análisis de los picos del difractograma usando el método de comparación directa [Norma] se obtuvieron los resultados de la cuantificación de austenita, dando una fracción volumétrica de austenita de  $0.08 \pm 0.01$ .

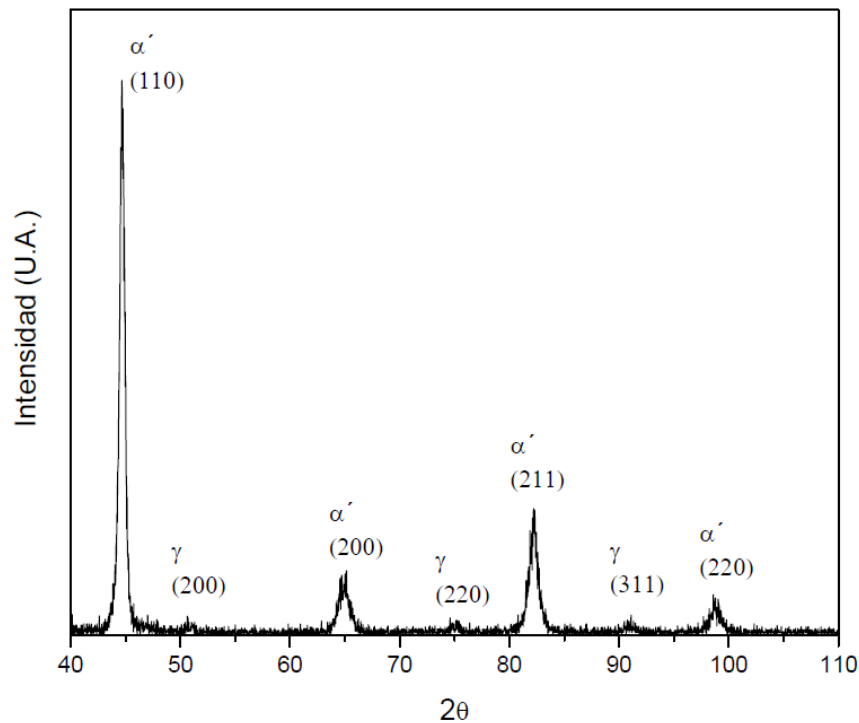


Fig. 4. 2. Difractograma del acero de medio Mn en estado de colada.

Las micrografías de las Figs. 4.3, 4.4 y 4.5 muestran la microestructura del acero en estado de colada vía MEB cuyas imágenes fueron formadas por electrones retrodispersados, se puede notar en la Fig. 4.3 que hay presencia de inclusiones no metálicas, en la Fig. 4.4 se puede observar una matriz compuesta casi por completo de bloques de martensita en listones y la Fig. 4.5 muestra la presencia de ferrita Widmanstätten en el límite de grano.

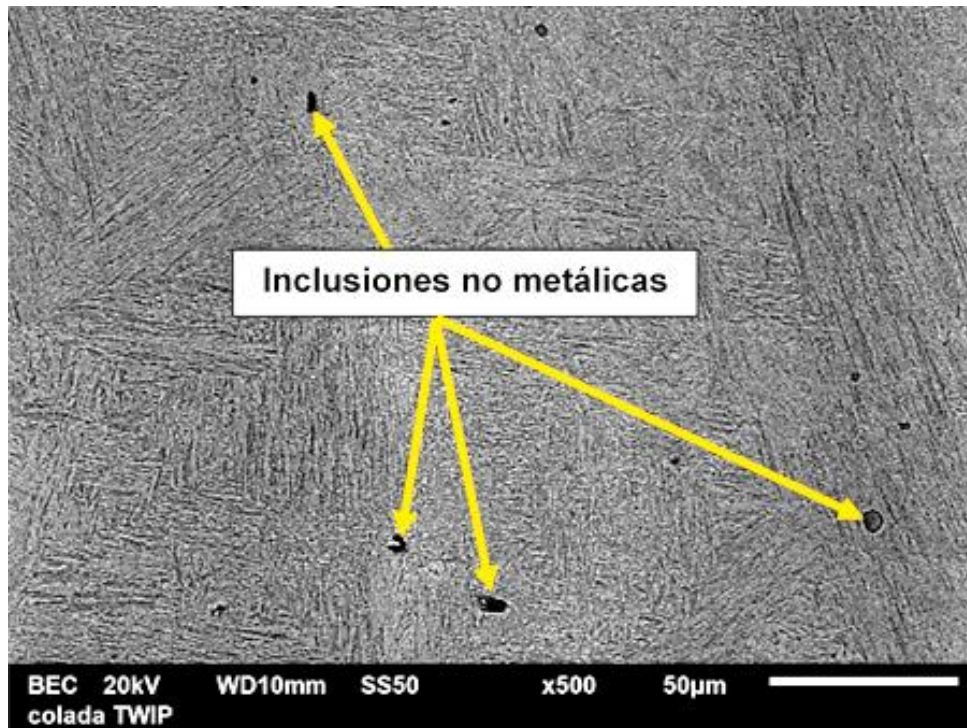


Fig. 4. 3. Inclusiones no metálicas en la matriz.

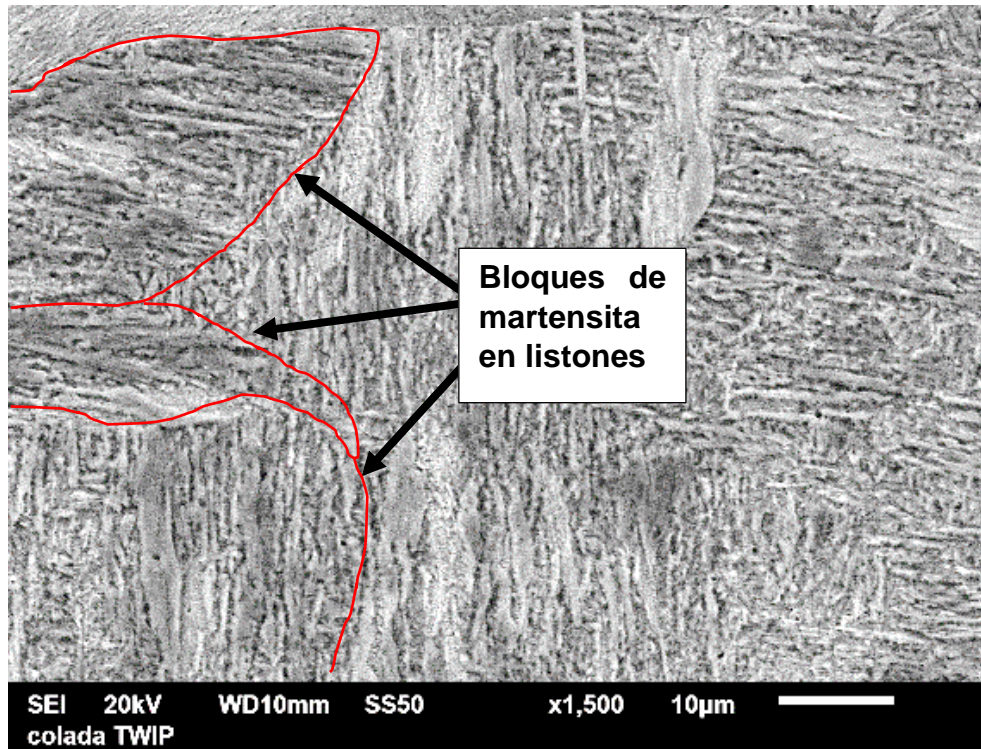


Fig. 4. 4. Bloques de martensita en listones.

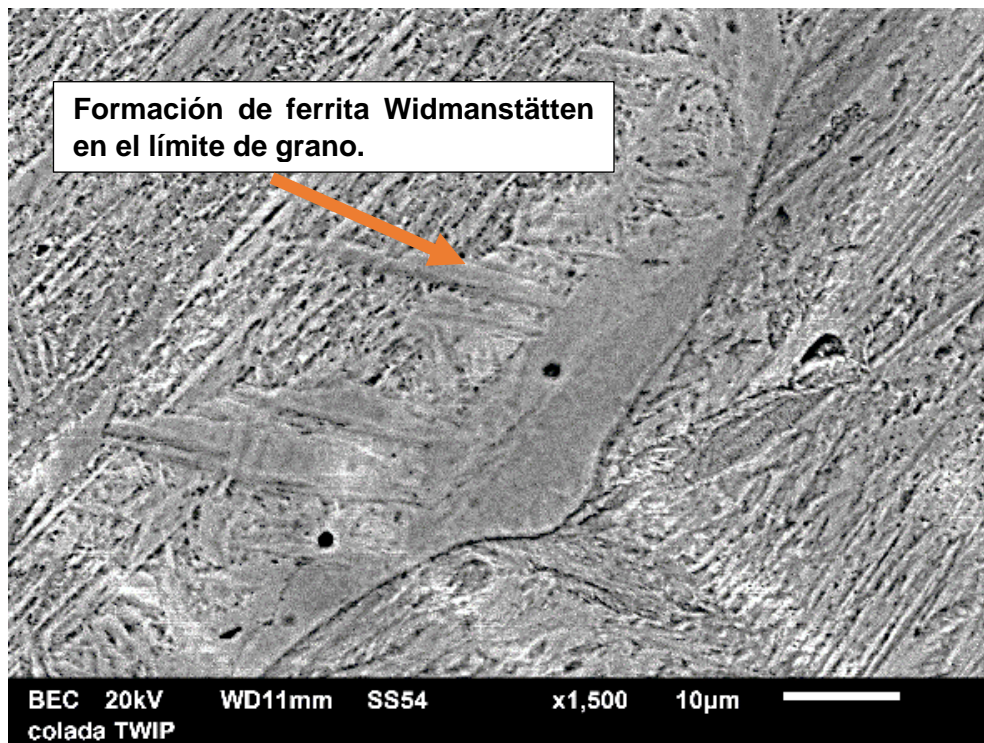


Fig. 4. 5. Formación de ferrita Widmanstätten en el límite de grano.

El análisis químico vía espectrometría de energía dispersiva (EDS) de las inclusiones (ver Fig. 4.6), indican que éstas pertenecen a MnS (ver Tabla 4.3 y Fig. 4.7), donde existe la presencia de Mg que proviene de residuos del refractario del horno de inducción.

De acuerdo con Mahlami et al. [30], debido a los contenidos de 1 a 1.4% en peso de C en aceros Hadfield en estado de colada, es mayor la formación de carburos lo cual brinda mayor resistencia al desgaste e incrementa la resistencia a la tensión, con bajos porcentajes de elongación. De acuerdo con lo anteriormente mencionado, la diferencia que existe entre los aceros Hadfield y el acero de medio Mn, es en el contenido de C, ya que ambos tienen contenidos similares de Mn. El contenido de C, va desde valores en partes por millón hasta 0.4% en peso para el acero de medio Mn, siendo un factor decisivo para que la formación de carburos se reduzca, lo cual se demuestra en las micrografías de las Figs. 4.3, 4.4 y 4.5 en las que no hay una presencia de carburos mayor al 0.01 en fracción volumétrica.

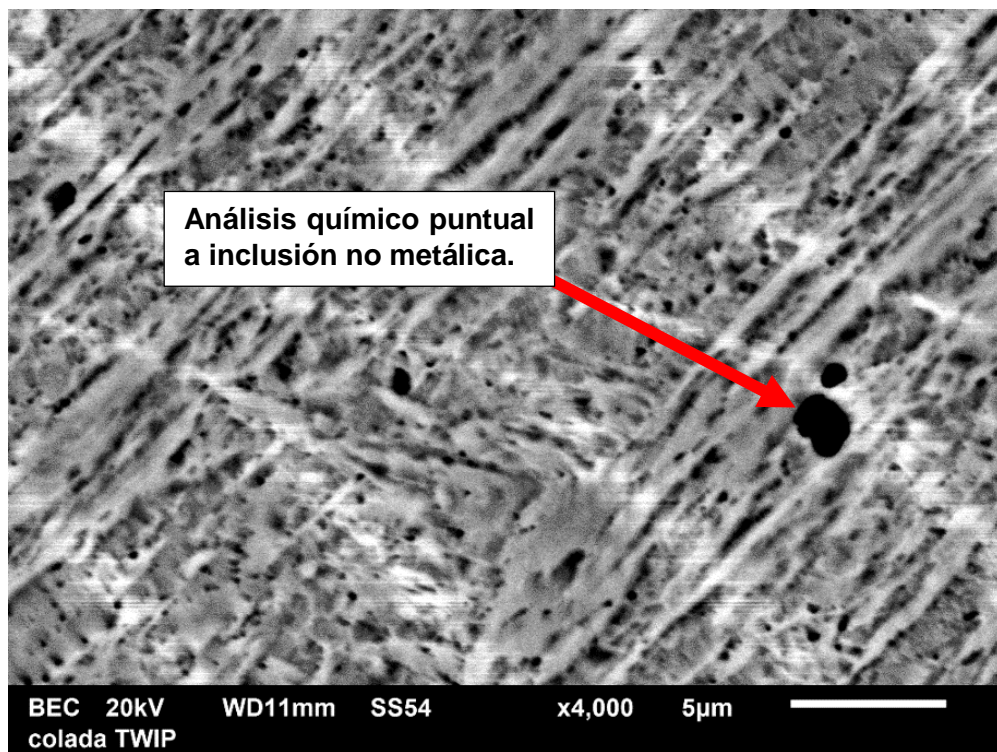


Fig. 4. 6. Micrografía que muestra la zona en donde se realizó el análisis químico puntual a inclusión no metálica vía espectrometría de energía dispersiva.

Tabla 4. 3. Composición química experimental vía espectroscopia de energía dispersiva aproximada de inclusión no metálica.

Elemento	% en peso
Mg	2.9
S	25.3
Mn	30.8
Fe	40.9

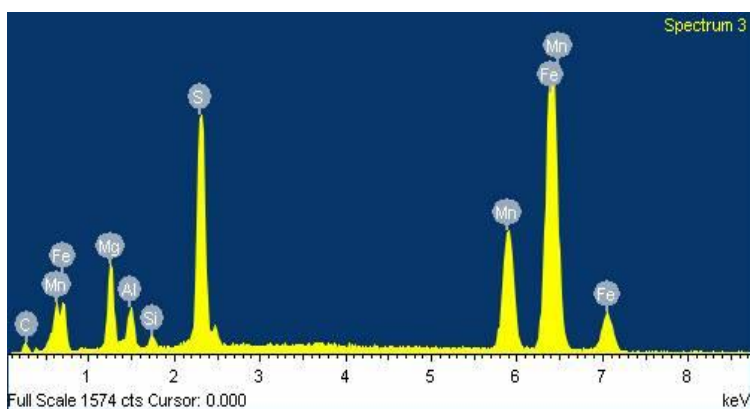


Fig. 4. 7. Espectro vía energía dispersiva de las inclusiones no metálicas.

#### 4.1.3 Resultados de dureza

Los resultados de dureza del acero en estado de colada, se muestran en la Tabla 4.4, donde el promedio fue de 45 HRC. De acuerdo con los resultados de DRX obtenidos por el método de comparación directa (una fracción volumétrica de 0.92 de martensita/ferrita y 0.08 de austenita), la martensita que se formó a partir de la austenita que no fue estable térmicamente a temperatura ambiente durante la solidificación, influye en la dureza del acero, debido a su dureza intrínseca. Es evidente que el uso del acero de medio Mn en estado de colada no presenta posibilidad alguna de aplicación en esta condición para procesos de formado plástico, debido a que la martensita presente limitaría su trabajabilidad.

Chowdhury et al. [31], consideran que los aceros al manganeso con contenidos mayores al 9% en peso no son útiles en el estado de colada, ya que la inevitable formación de carburos conduce a una pérdida de ductilidad y resistencia al impacto, por lo tanto, es recomendable realizar un tratamiento térmico para reducir la segregación, el tamaño heterogéneo de los granos y disolver carburos.

Tabla 4. 4. Resultados de dureza del acero en estado de colada.

N° de prueba	Dureza (HRC)
1	45
2	44.5
3	45
4	45
5	45.5
Promedio	45

## 4.2 Resultados de acero en estado de laminación y con recocido en la región intercrítica a diferentes tiempos

A continuación, se muestran los resultados obtenidos del acero de medio Mn en condición de laminación en caliente sin y con tratamiento posterior de recocido en la región intercrítica a 680°C para diferentes tiempos.

### 4.2.1 Caracterización en condición de laminación y con recocido en la región intercrítica

La Fig. 4.8 muestra los difractogramas obtenidos vía DRX del acero en la condición de laminación y en la condición de recocido intercrítico, donde la temperatura se seleccionó con base en el diagrama de equilibrio pseudobinario (ver Fig. 4.9) obtenido con la composición química del acero de medio Mn mediante el software THERMOCALC® , gracias al cual se determinó que la temperatura de 680°C se encuentra a la mitad de las temperaturas críticas.

En el difractograma correspondiente a la condición de laminación, se etiquetaron los picos característicos de la ferrita junto con la martensita, debido a que el contenido de C es bajo, provocando que la martensita pierda su tetragonalidad y tienda a generar una estructura cubica centrada en el cuerpo (bcc) con características cristalinas similares a la ferrita, según Liu et al. [32], el incremento del contenido de C, aumenta la tetragonalidad de la martensita, pero al reducirlo, tiende a ser más una estructura bcc, por lo que se considera que la martensita difracte en posiciones cercanas o iguales que la ferrita. También se puede observar que el pico principal de austenita del plano (111), se encuentra traslapado con el pico principal de ferrita o martensita, el cual corresponde al plano (110).

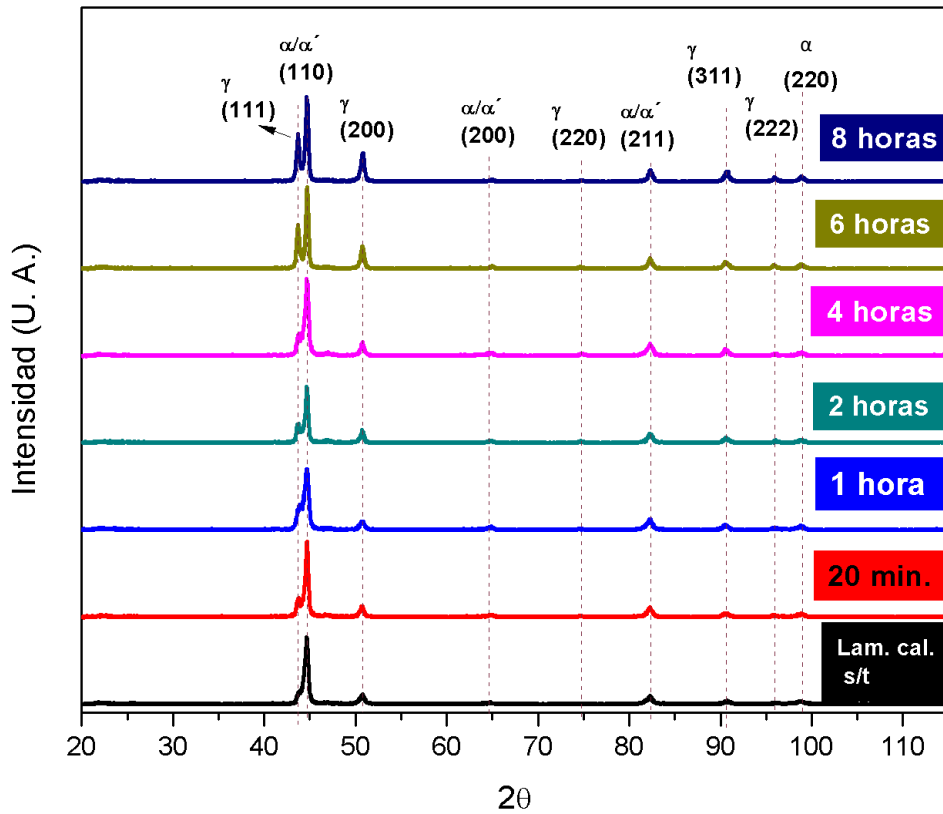


Fig. 4. 8. Difractogramas de muestras de acero laminada y recocida.

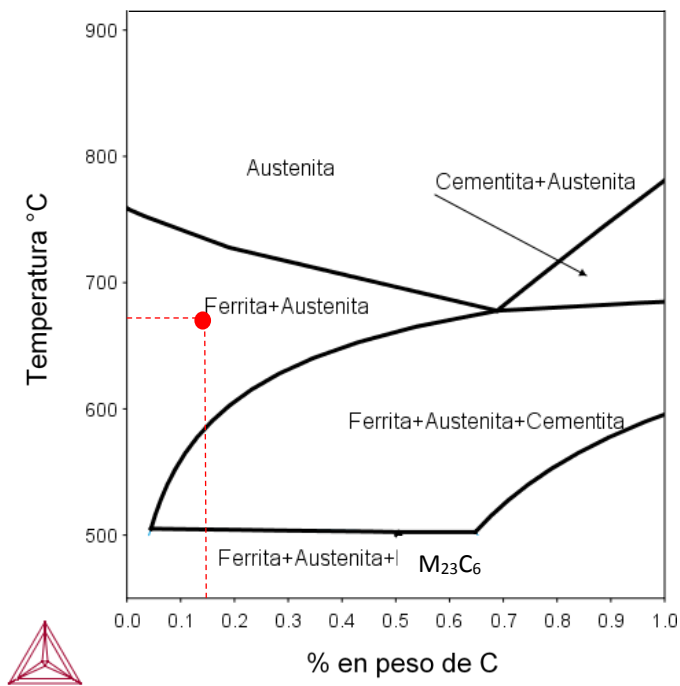


Fig. 4. 9. Diagrama pseudobinario del acero de medio Mn del presente estudio, simulado mediante el software THERMOCALC®.

Los resultados de DRX en las muestras de acero de medio Mn, con un tratamiento de recocido intercrítico, denotan que conforme se incrementa el tiempo de permanencia se presenta un gradual incremento en la intensidad de los picos de austenita (ver Fig. 4.8), por ejemplo, al comparar la intensidad del pico del plano (111) de la austenita a 20 minutos y a 8 horas, se observa que la intensidad se incrementa lo cual sugiere que la cantidad de austenita incrementa gradualmente con el tiempo del recocido intercrítico.

A partir de los resultados de la cuantificación de austenita por comparación directa (ver Tabla 4.5), la muestra laminada, presenta una fracción volumétrica de austenita de 0.37, mientras que en las muestras con recocido intercrítico de 20 minutos a 4 horas, la fracción de austenita se mantiene en un intervalo de 0.37 a 0.41 cercana a la fracción medida en la muestra laminada (0.37). Después de 4 horas se observa un incremento en la fracción de austenita pasando de 0.41 hasta 0.51, que corresponde a un incremento del 20%.

Tabla 4. 5. Fracción de austenita en función del tiempo, de muestras recocidas a 680°C y muestra únicamente laminada en caliente.

Tiempo de recocido en la región intercrítica (h)	Fracción volumétrica de austenita
<b>0 (muestras laminada en caliente sin recocido)</b>	<b>0.37</b>
<b>0.33</b>	<b>0.39</b>
<b>1</b>	<b>0.35</b>
<b>2</b>	<b>0.41</b>
<b>4</b>	<b>0.36</b>
<b>6</b>	<b>0.51</b>
<b>8</b>	<b>0.55</b>
<b>12</b>	<b>0.50</b>

Las muestras de acero medio Mn con tiempos de recocido menores a 4 horas, el crecimiento de austenita es inferior, lo cual se relaciona al tiempo de recocido, como lo reportado por Nakada et al. [33], los cuales evaluaron el crecimiento de la austenita en función del tiempo de recocido intercrítico a 636°C para un acero con (Fe, 0.092% C, 4.96% Mn, 0.034% Al), ellos determinaron que el aumento de la austenita empieza después de 1000 segundos, como se puede observar en la Fig. 4.10.



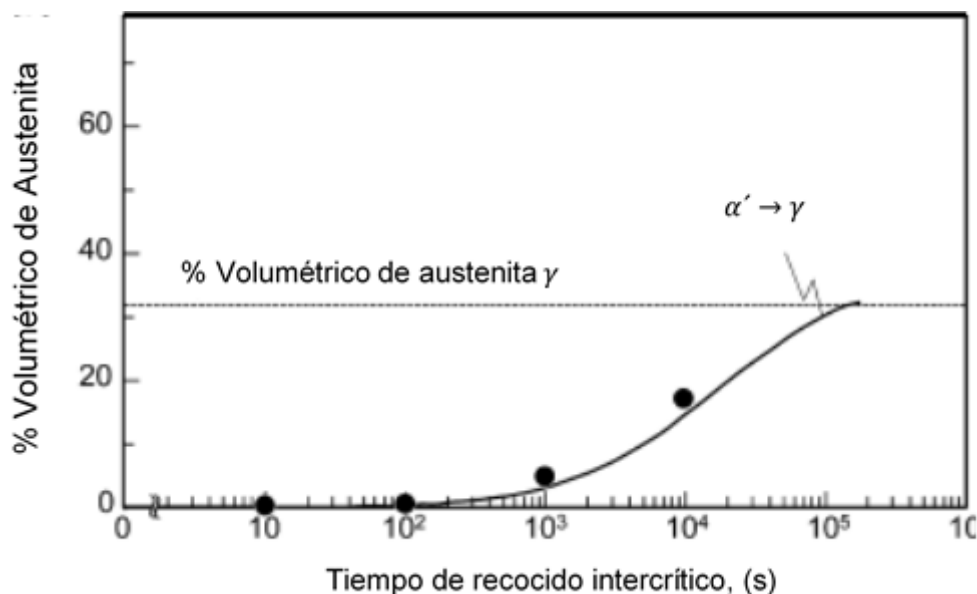


Fig. 4. 10. Crecimiento de austenita en función del tiempo de recocido intercrítico [33].

Las muestras de acero con tiempos de recocido entre 6 a 12 horas, presentan un ligero cambio en la fracción de austenita de 0.48 a 0.55, lo cual evidencia la existencia de un límite en la fracción de la austenita formada durante el recocido intercrítico (ver Fig. 4.11). Con base en lo anterior mencionado, se infiere que la variación de la fracción de la austenita después de 4 horas, se puede asociar a la disolución de la de martensita ( $\alpha'$ ) a austenita ( $\alpha' \rightarrow \gamma$ ), llamada austenita revertida, ya que se origina a partir del acero enfriado o templado desde la fase austenítica, que transforma a martensita  $\alpha'$  y posteriormente se revierte a austenita durante el proceso de recocido intercrítico. Nakada et al. [33], simularon mediante el software THERMOCALC® usando el módulo de difusión (DICTRA), y confirmaron que la rápida formación de austenita en un acero de medio Mn se le atribuye a:

1. A la alta densidad de sitios de nucleación de la austenita derivados de la estructura martensítica
2. El crecimiento del equilibrio local sin partición (ELSP), controlado por una difusión de carbono muy rápida en la etapa inicial.
3. La difusividad relativamente mayor de Mn en la matriz de martensita con un crecimiento regido por el equilibrio local de partición que se produjo en una etapa posterior.

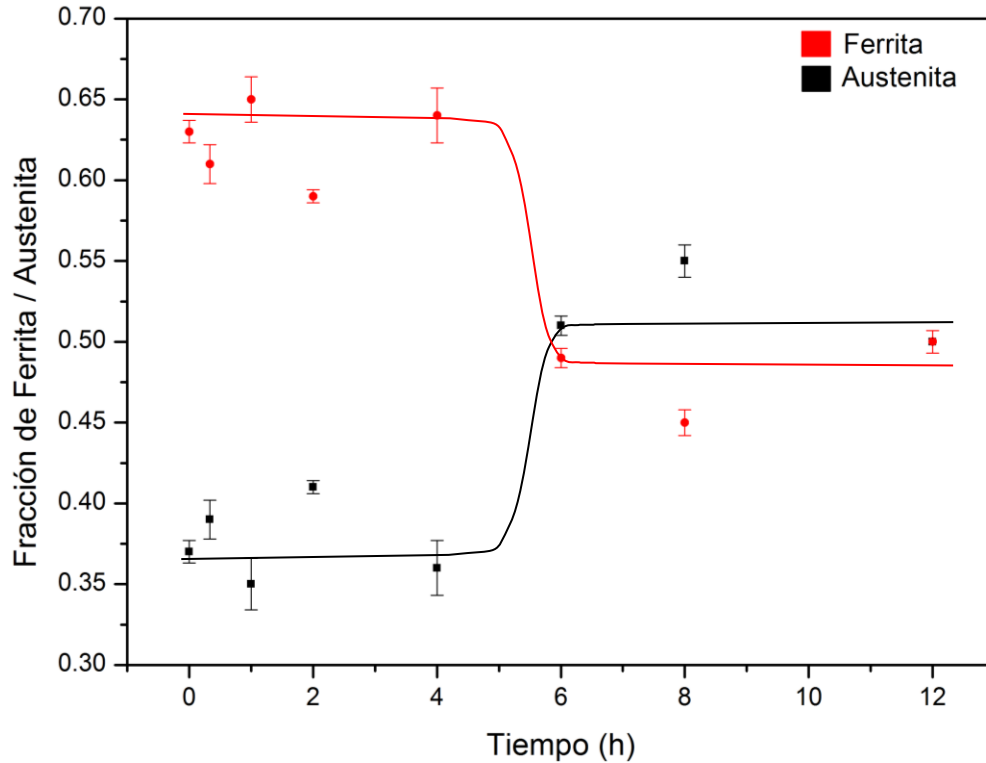


Fig. 4. 11. Gráfica de la fracción de austenita en función del tiempo, de muestra laminada en caliente sin recocido y muestras recocidas a 680°C en diferentes tiempos.

Adicionalmente, se realizó la simulación de diagramas de transformación durante enfriamiento continuo (CCT) mediante el software JMatPro® usando la composición química del acero y se usaron diferentes tamaños de grano, ya que el acero en la condición de laminación presenta un tamaño de grano heterogéneo (ver Figs. 4.12, 4.13 y 4.14). Es importante mencionar que no fue posible delinear el límite de grano mediante el ataque químico, por lo tanto se usó el tamaño de grano medido en la superficie de fractura de la muestra de acero laminado y ensayado en impacto el cual fluctuó entre 10  $\mu\text{m}$  a 30  $\mu\text{m}$ , (ver Fig. 4.15). A partir de los resultados de las simulaciones de los diagramas CCT, se puede observar que para un tamaño de grano de 30  $\mu\text{m}$  (ver Fig. 4.12), las fases obtenidas durante el enfriamiento del acero en aire, son austenita y ferrita, dicho enfriamiento se indica por una línea punteada en color rojo. Para la simulación de los diagramas CCT con un tamaño de grano de 20  $\mu\text{m}$  (ver Fig. 4.13), se predice que las fases que se forman son ferrita y austenita, estando cerca de la formación de perlita. Para la simulación con un tamaño de grano de 10  $\mu\text{m}$  (ver Fig. 4.14), los resultados indican que obtiene austenita, ferrita y perlita. Con lo anterior descrito se puede inferir que después de la laminación solo se forma ferrita y austenita.

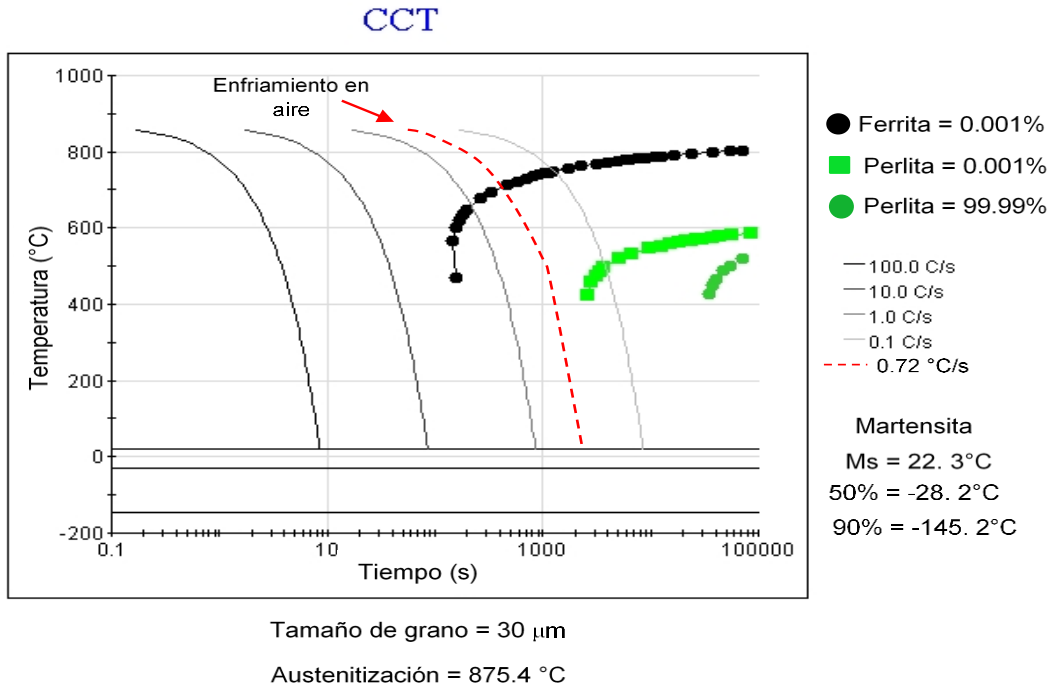


Fig. 4. 12. Diagrama de transformación de enfriamiento continuo (CCT), simulado para el acero del presente estudio y para tamaño de grano de 30  $\mu\text{m}$ , vía software Jmat Pro.

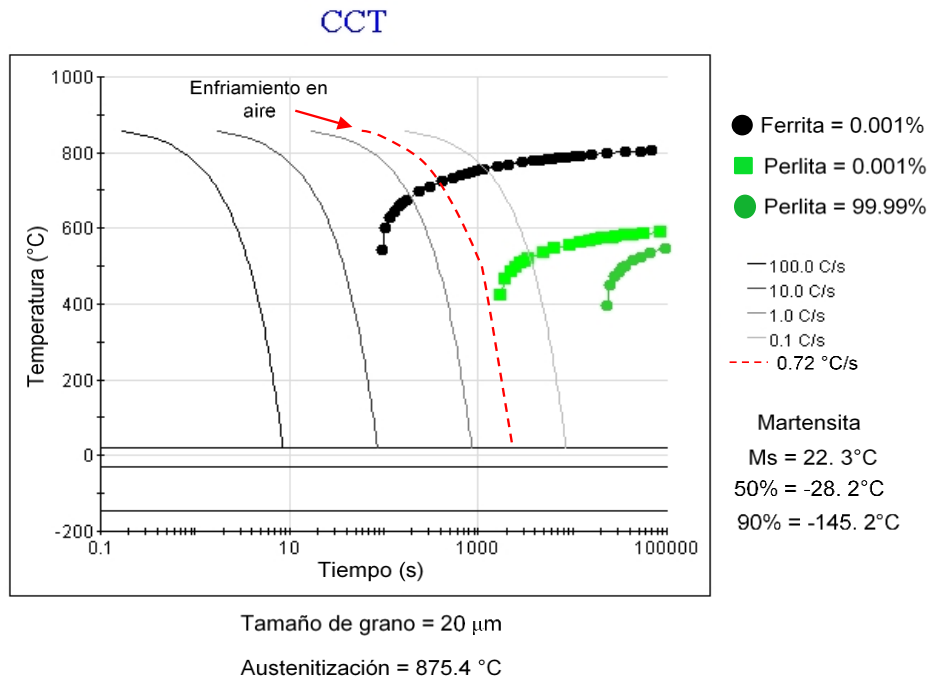


Fig. 4. 13. Diagrama de transformación de enfriamiento continuo (CCT), simulado para el acero del presente estudio y para tamaño de grano de 20  $\mu\text{m}$ , vía software Jmat Pro.

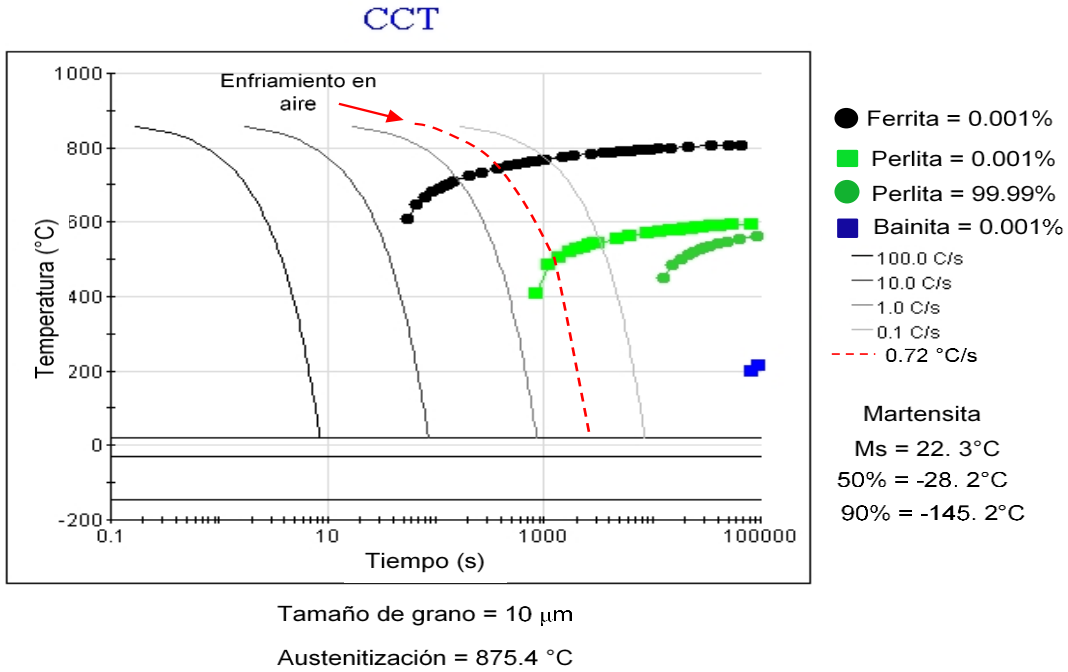


Fig. 4. 14. Diagrama de transformación de enfriamiento continuo (CCT), simulado para el acero del presente estudio y para tamaño de grano de 10  $\mu\text{m}$ , vía software Jmat Pro.

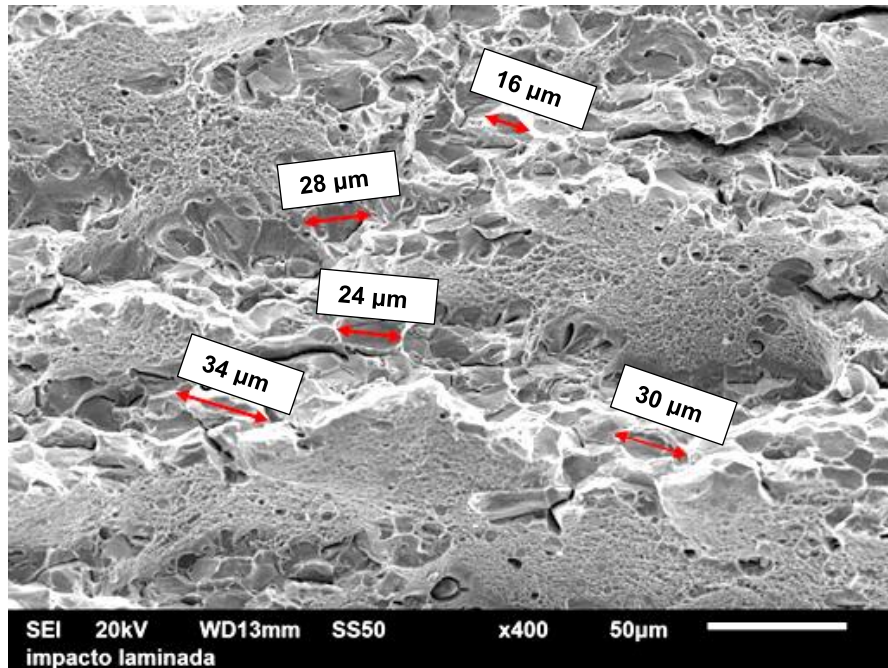


Fig. 4. 15. Micrografía vía MEB de la muestra de acero de medio Mn sin recocido en la zona de fractura después de someterla al ensayo de impacto en la que se observa el tamaño aproximado de granos de austenita.

Hillert et al. [16], consideraron que el paraequilibrio sucede cuando se forma ferrita a partir de austenita, la transformación de fase puede proceder sin ninguna distribución de elementos aleantes sustitutivos (Mn, Si, Al), donde solo el carbono se redistribuye y alcanza el estado de equilibrio [16].

Para comprobar si existió la difusión de los elementos aleantes sustitucionales (Mn, Al y Si) en el acero durante el recocido intercrítico a tiempos menores a 4 horas, se compararon los picos principales de difracción de la austenita en el plano (111) para tiempos de recocido a 20 minutos, 2 y 4 horas, como se muestra en la Fig. 4.16. A partir de dicho gráfico se puede observar que existió un desplazamiento hacia la derecha del pico principal de la austenita (111), lo que implica que hay una contracción en el parámetro de red, por lo tanto, se puede inferir que si existe partición del Mn hacia la austenita en tiempos entre 20 minutos a 4 horas. De acuerdo con la literatura, añadir elementos aleantes, que se incorporan en solución sólida, hará que los parámetros de red de austenita y ferrita cambien de manera lineal con la cantidad de soluto en solución sólida, esto es mejor conocido por la ley de Vegard [34-35].

Lee et al. [6], consideran que la partición del Mn y el C es de la ferrita hacia la austenita, mientras que la partición del Al y Si es de la austenita hacia la ferrita.

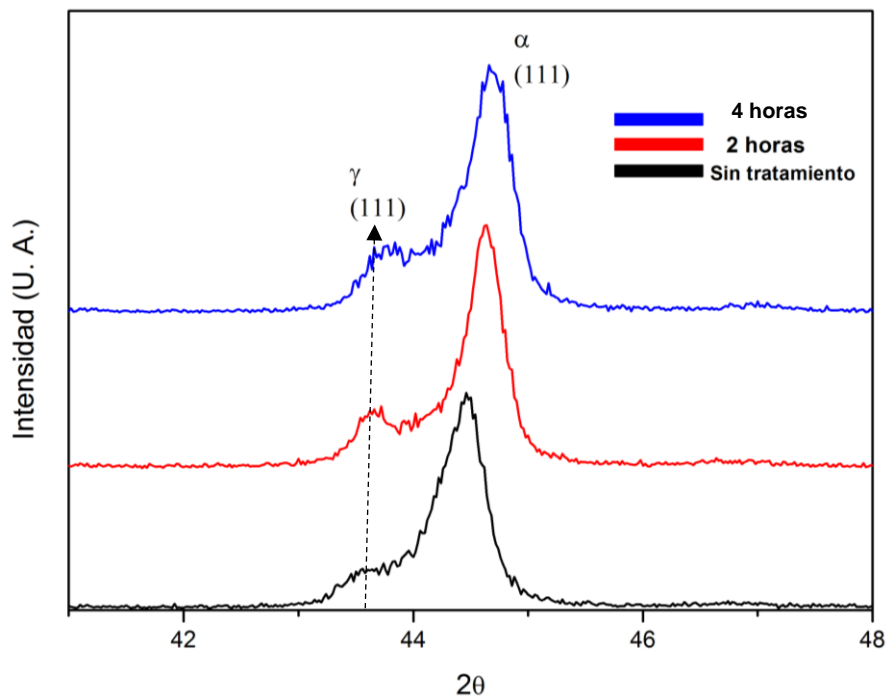


Fig. 4. 16. Diffractogramas ampliados en la zona de picos principales de austenita y ferrita.

Lee et al. [9] realizaron la simulación de la fracción volumétrica de fases de equilibrio en un acero con la composición química de Fe,10% de Mn,3% de Al, 2% de Si y variando el porcentaje de C (% peso) mediante el software THERMOCALC® a diferentes temperaturas de recocido,. La Fig. 4.17 muestra la simulación realizada por Lee et al. [9], en la cual se presenta también la fracción de ferrita medida experimentalmente por diferentes métodos, tales como la difracción de electrones retrodispersados (EBSD), difracción de rayos X (DRX), saturación magnética (SM) y ferroscofia. De acuerdo a los resultados de la simulación la fracción aproximada de la ferrita durante el recocido a 680°C, es de 0.55, siendo similar con la fracción de fase medida via DRX mediante el método de comparación directa en las muestras del acero de medio Mn del presente estudio, indicada con un punto rojo en la misma gráfica.

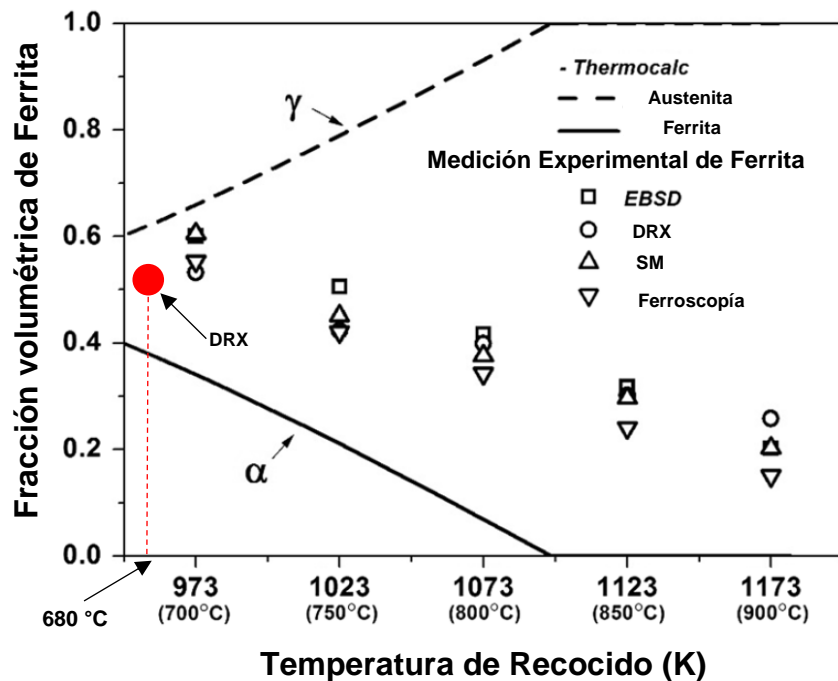


Fig. 4. 17. Fracción volumétrica de fases en equilibrio obtenida por THERMOCALC® y la fracción de volumétrica de temperatura ambiente medida por EBSD, XRD, saturación magnética (SM) y por medio del alcance de ferrita [9].

Yan et al. [36], cuantificaron el porcentaje de austenita en un acero de medio Mn (Fe, 6.1% Mn, 0.12% C y 1.5% Si) vía difracción de electrones retrodispersados (EBSD), después del tratamiento de recocido en la región intercrítica a 640°C desde 15 minutos hasta 3 horas.

De acuerdo con dichos resultados, la fracción de austenita durante el recocido intercrítico a 640°C presentó valores de 0.25 a 20 minutos y de 0.30 a 3 horas

observándose un incremento del 20%. Al comparar la tendencia de la variación de la austenita con la observada en el acero de medio manganeso en el recocido intercrítico a 680°C por 20 minutos (0.37 $\gamma$ ) y 2 horas (0.41 $\gamma$ ) del presente estudio, se registró un incremento del 10%, observándose que aun cuando el incremento en el porcentaje de la austenita no fue igual, se presenta una tendencia a un gradual incremento de la fracción de la austenita en función del tiempo de recocido.

Arlazarov et al. [37] realizaron recocidos en la región intercrítica para un acero de medio Mn (Fe, 4.6% Mn, 0.092% C) a 670°C en diferentes tiempos y demostraron que la fracción de austenita tiende a aumentar en tiempos mayores a 5 horas de recocido. Comparando los resultados reportados por Arlazarov et al. [37] con los resultados obtenidos en el presente estudio, sucede algo similar con el comportamiento en el crecimiento de la fracción volumétrica de austenita al incrementar el tiempo de recocido.

### 4.3. Caracterización microestructural vía MEB

Se muestran las micrografías del acero de medio Mn del presente estudio vía MEB formadas mediante electrones retrodispersados. En la figura 4.18 se observa la micrografía del acero en estado de laminación, se observa que la martensita tiene una morfología irregular tipo islas o bloques. De acuerdo con Xu et al. [38], las regiones con morfología de islas o bloques, señaladas en la Fig. 4.18, corresponden a la martensita  $\alpha'$ , según Xu et al. [41], esta morfología se debe a que el patrón de segregación de los elementos aleantes en el estado de colada no se elimina por completo durante el proceso de laminación, dejando regiones de austenita térmicamente inestable a temperatura ambiente, la cual se transforma a martensita.

En la Fig. 4.19, se señalan las regiones que pertenecen a la austenita y ferrita según Nakada [33], las cuales presentan una morfología tipo laminar debido a que adoptan la morfología de la martensita en listones que presentaba el acero en el estado de colada. Las regiones de color gris claro corresponden a la austenita, mientras que las regiones grises oscuro corresponden a las regiones de ferrita.

Mishra et al. [39] realizaron la caracterización vía MEB de un acero de medio Mn laminado en caliente. La microestructura reveló presencia de martensita aun cuando se realizó la laminación a 1200°C, mencionado que la partición de C y Mn hacia la austenita no se produce de manera completa, por lo cual la austenita se transforma en martensita con el enfriamiento a temperatura ambiente.

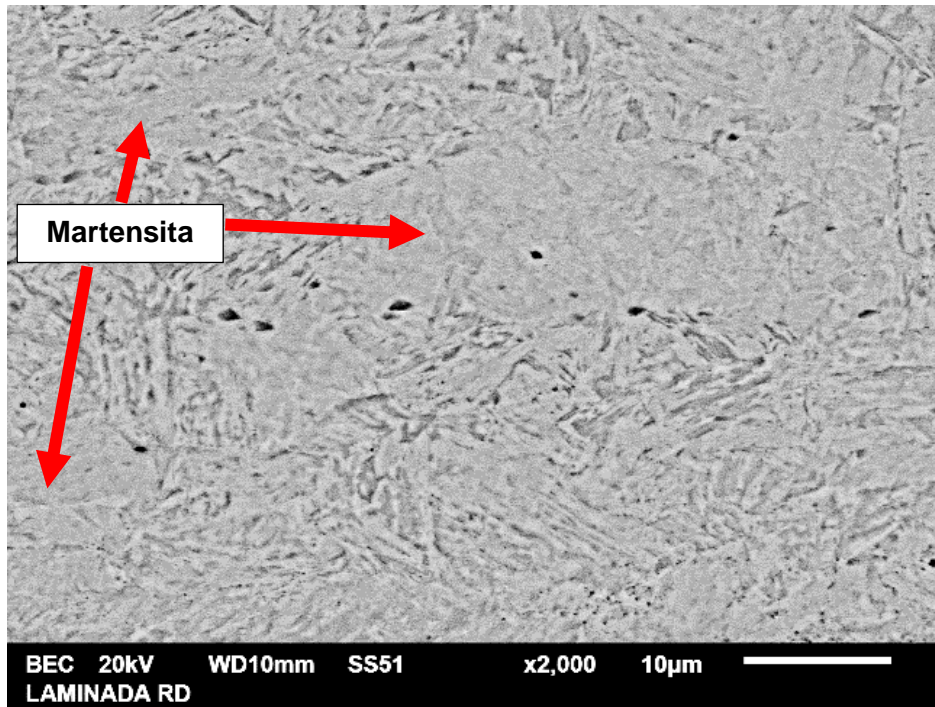


Fig. 4. 18. Micrografía de acero laminado vía electrones retrodispersados, en la cual se señalan las regiones de martensita.

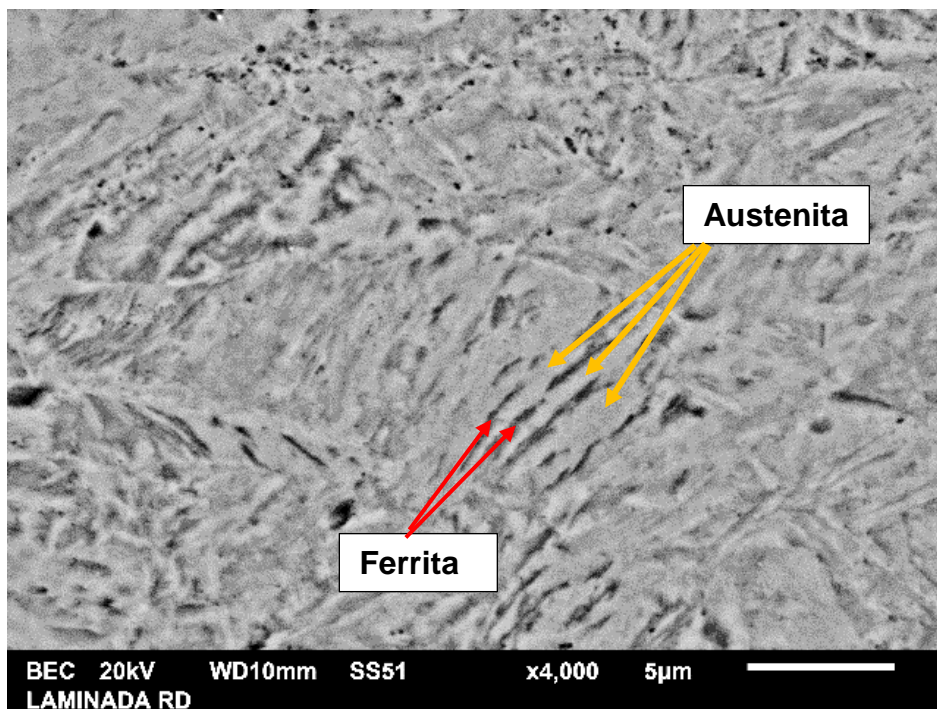


Fig. 4. 19. Micrografía de acero laminado vía electrones retrodispersados, en la cual se señalan las regiones de la austenita y ferrita.



La Fig. 4.20, muestra inclusiones endógenas de forma alargada que se formaron a partir de la reacción química de las impurezas con el baño líquido durante la fusión del acero. De acuerdo al análisis químico realizado vía espectrometría de energía dispersiva (EDS) en el microscopio electrónico de barrido mostrado en la Tabla 4.6, las inclusiones corresponden a sulfuros de manganeso, estas inclusiones tienen la propiedad de deformarse en la dirección de laminación sin afectar las propiedades del acero, lo cual se corrobora con la morfología y orientación observada.

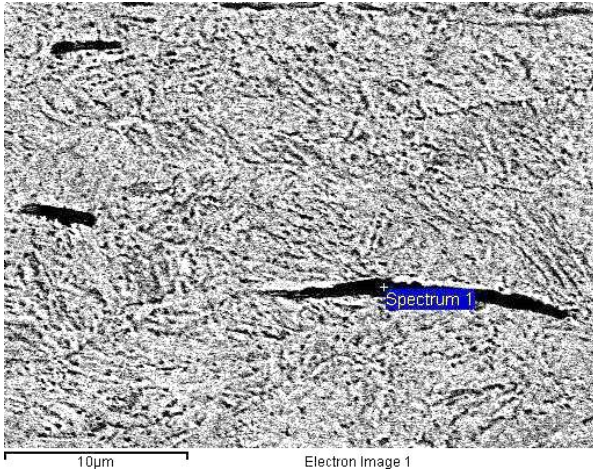


Fig. 4. 20. Micrografías de acero laminado en caliente sin recocido vía electrones retrodispersados, además se indica el análisis químico vía EDS realizado en la inclusión indicada.

Tabla 4. 6. Análisis químico puntal de la inclusión mostrada en la Fig. 4.20

Elementos	% en peso
Fe	40.9
Mn	30.8
S	25.3
Mg	2.9

Las micrografías del acero con recocido intercrítico a 680°C a varios tiempos se muestran desde la Fig. 4.21 hasta la Fig. 4.32, obtenidas por MEB vía electrones retrodispersados. Las micrografías de las Fig. 4.21 y 4.22, muestran la microestructura del acero con recocido durante 20 minutos, compuesta por austenita, en color gris claro, ferrita con contraste gris, ambas con morfología laminar y martensita con forma irregular y gruesa en color gris.

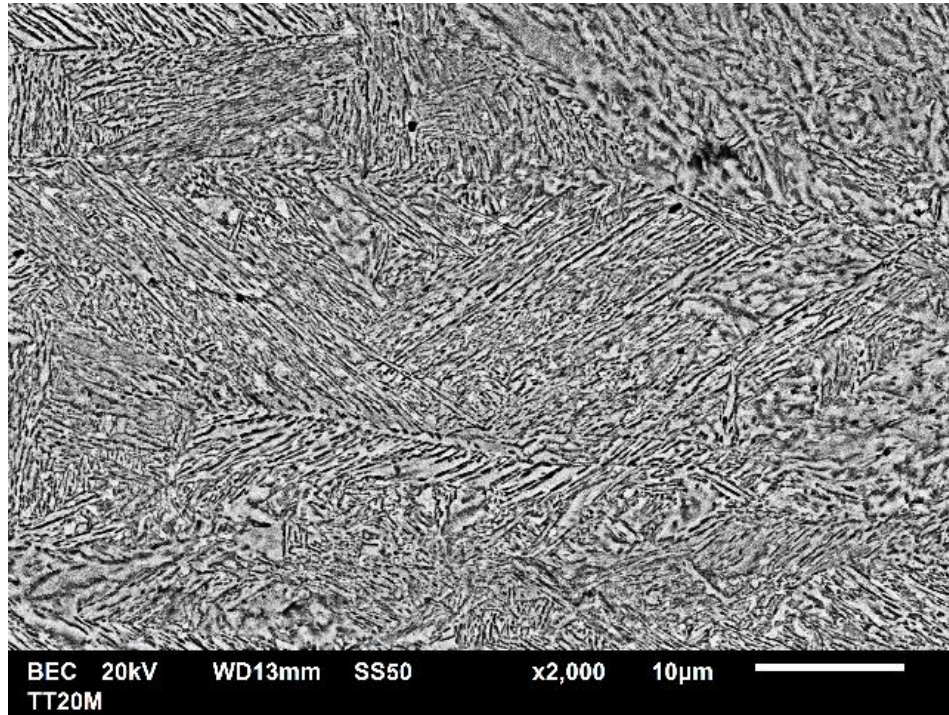


Fig. 4. 21. Micrografía de muestra recocidas a 680°C durante 20 minutos.

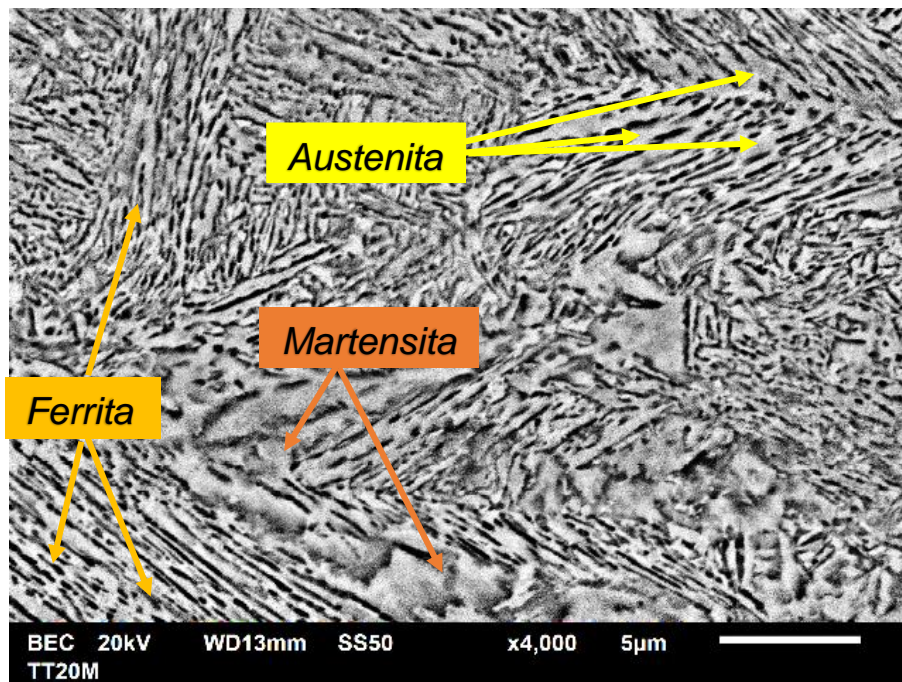


Fig. 4. 22. Micrografía de muestra recocida a 680°C durante 20 minutos.

En la Fig. 4.23 y 4.24 se muestran las micrografías del acero recocido por 1 hora, se puede observar que la martensita  $\alpha'$  que estaba presente desde colada, se transforma en austenita ( $\alpha' \rightarrow \gamma$ ). Nakada et al. [33] y Farahani et al. [15], mencionan

que la transformación de martensita en austenita se da de manera rápida en comparación con la formación de ferrita a partir de la austenita.

Xu et al. [40] y Wang et al. [41-43], coinciden en que la morfología laminar, se debe a que el plano hábito es paralelo al límite de los listones de la martensita. A su vez reportaron que tienen una relación de orientación Kurdjumov-Sachs  $((111)\gamma // (011)\alpha', [\bar{1}0\bar{1}]\gamma // [\bar{1}\bar{1}1]\alpha')$  con la matriz de martensita.

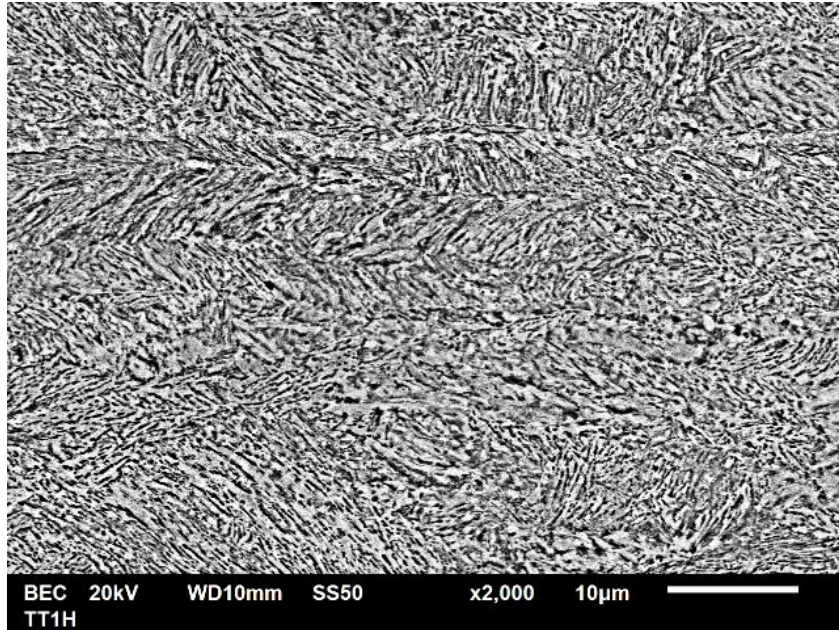


Fig. 4. 23. Micrografía de muestra recocida a 680°C durante 1 hora.

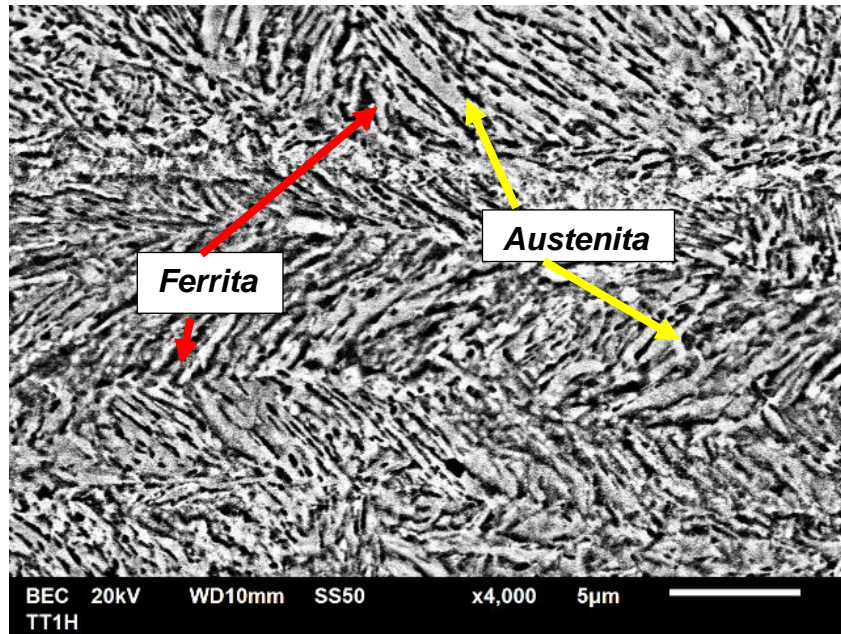


Fig. 4. 24. Micrografía de muestra recocida a 680°C durante 1 hora.

Al incrementar el tiempo de recocido a 2 horas, la morfología de la austenita empieza adoptar características poligonales como se puede observar en las micrografías de la Fig. 4.25 y la Fig. 4.26.

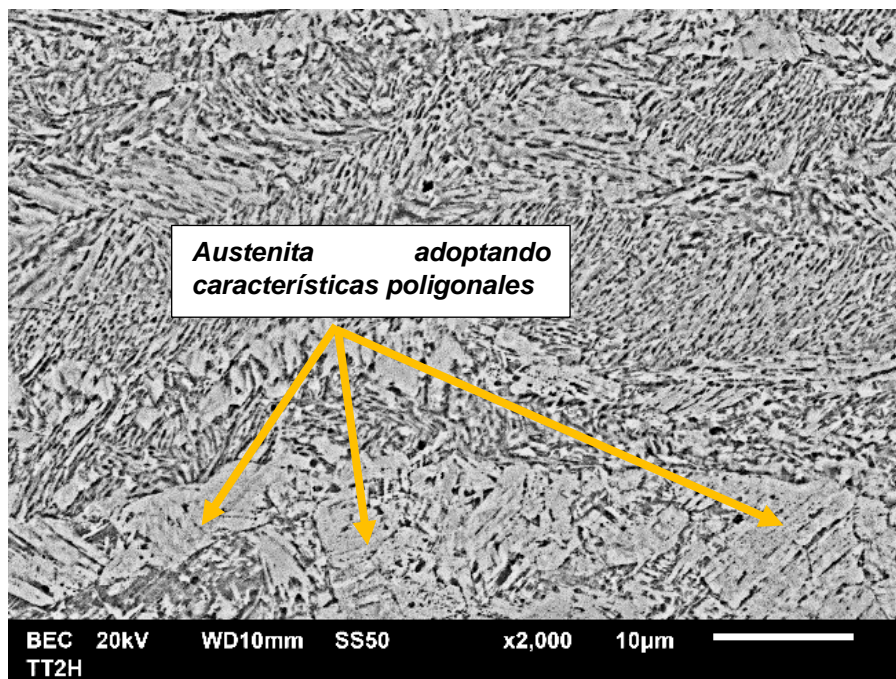


Fig. 4. 25. Micrografía de muestra recocida a 680°C durante 2 horas.

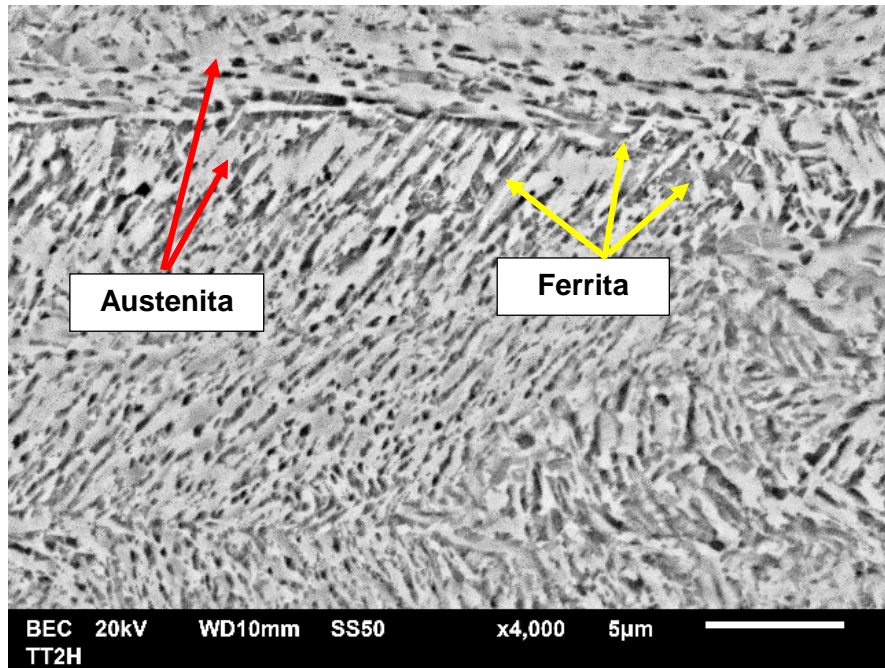


Fig. 4. 26. Micrografía de muestra recocida a 680°C durante 2 horas.

La Fig. 4.27 y 4.28 muestran las micrografías del acero recocido durante 4 horas, la Fig. 4.29 y 4.30 las muestras de 6 horas y la Fig. 4.31 y 4.32 las muestras de 8 horas.

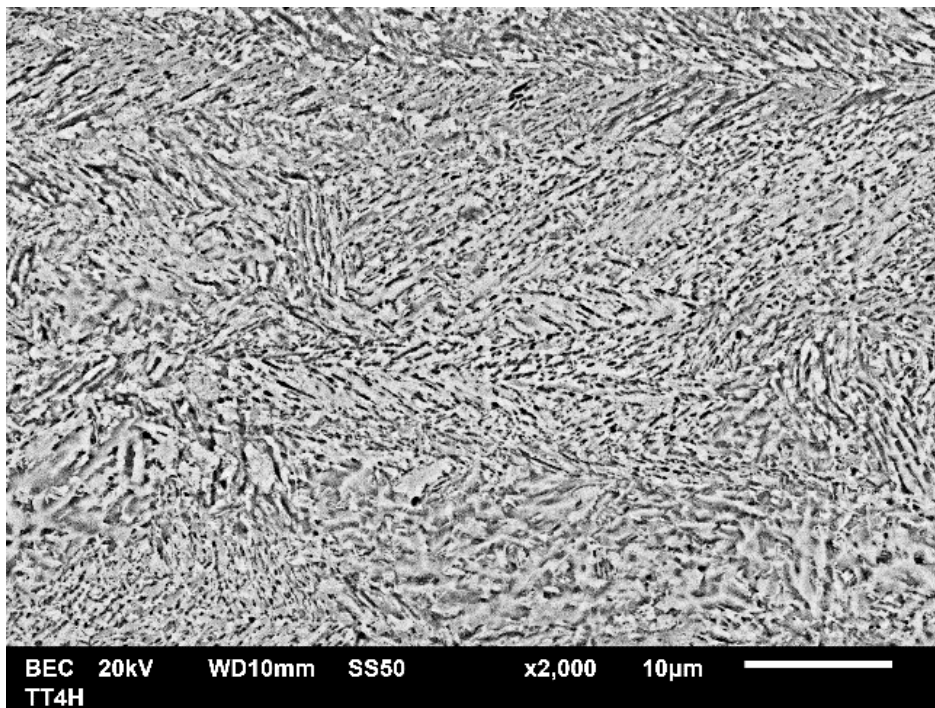


Fig. 4. 27. Micrografía de muestra recocida a 680°C durante 4 horas.

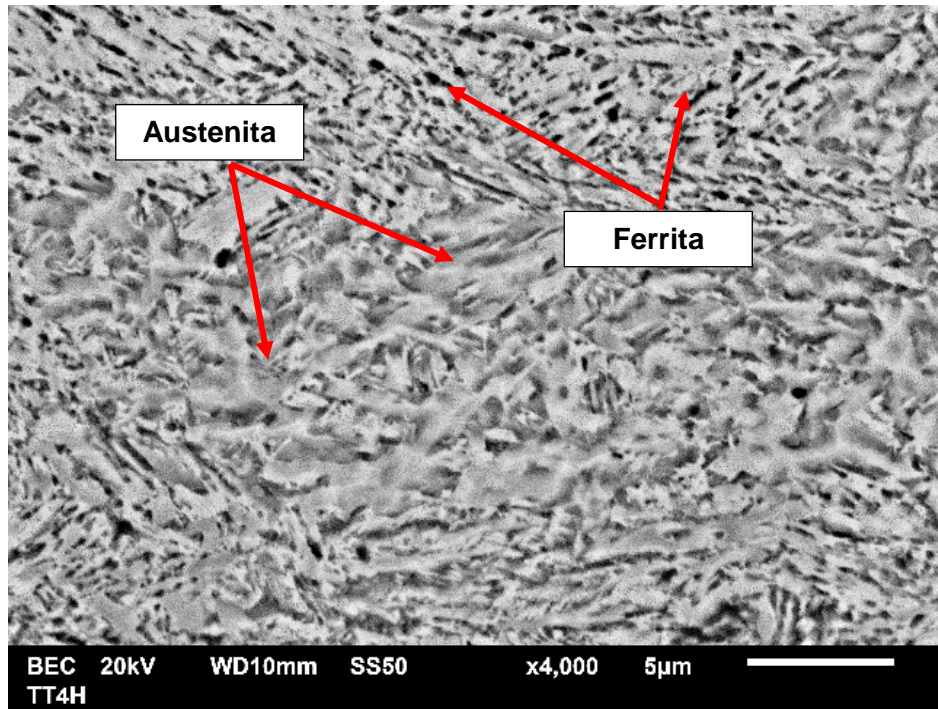


Fig. 4. 28. Micrografía de muestra recocida a 680°C durante 4 horas.

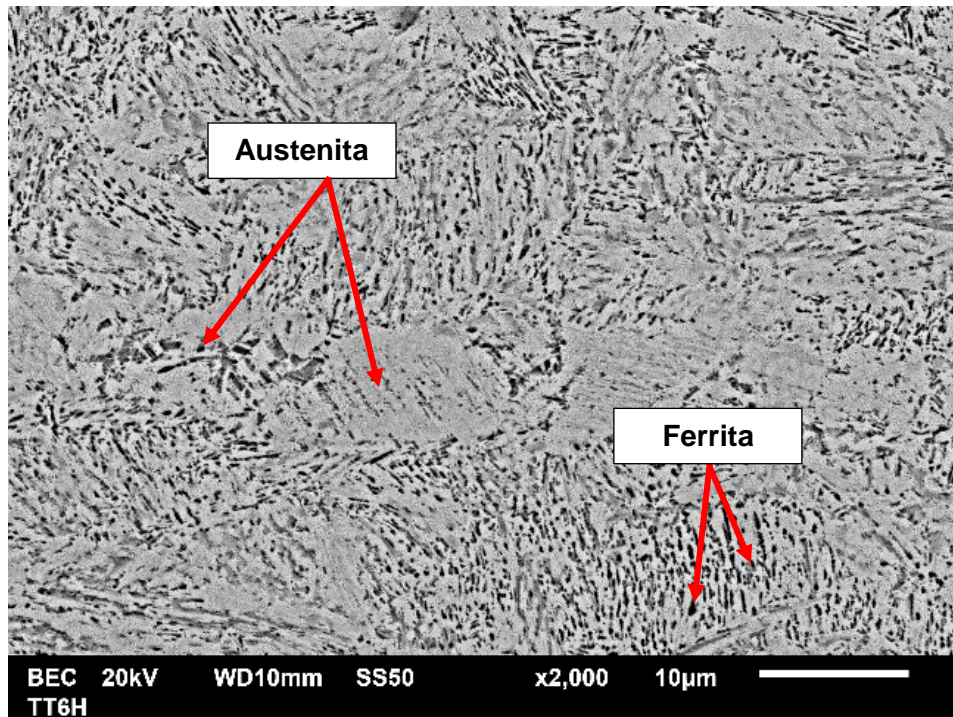


Fig. 4. 29. Micrografía de muestra recocida a 680°C durante 6 horas.

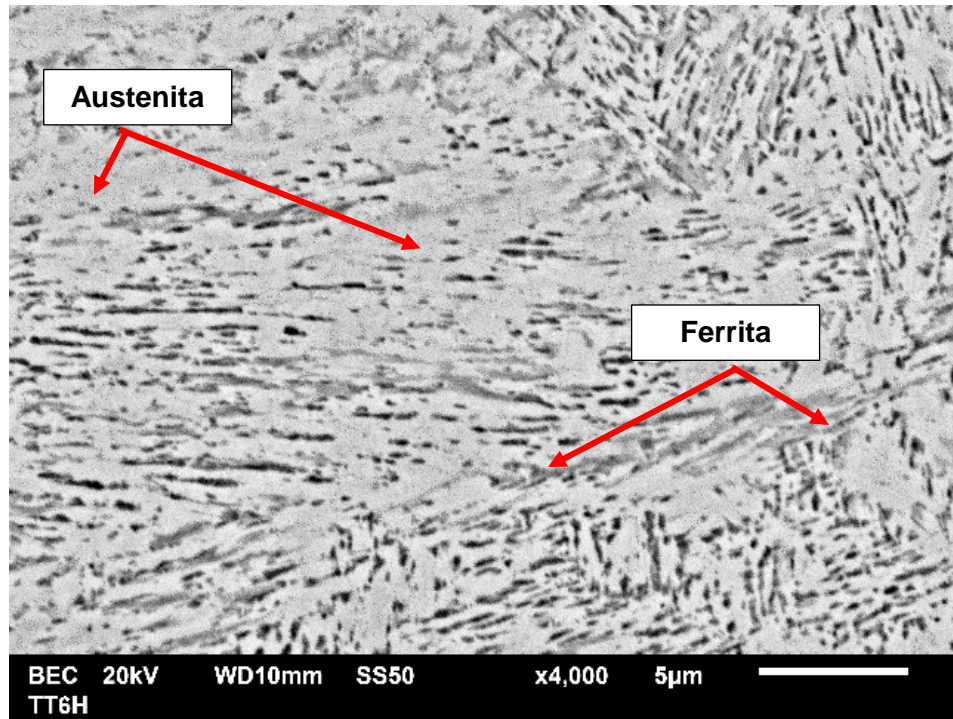


Fig. 4. 30. Micrografía de muestra recocida a 680°C durante 6 horas.

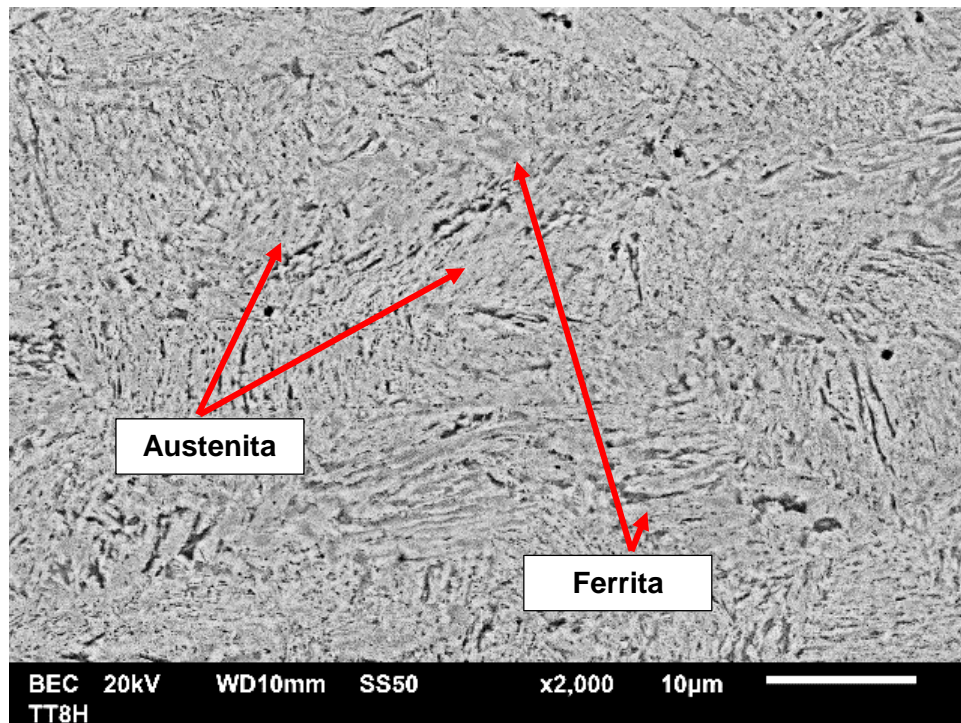


Fig. 4. 31. Micrografía de muestra recocida a 680°C durante 8 horas.

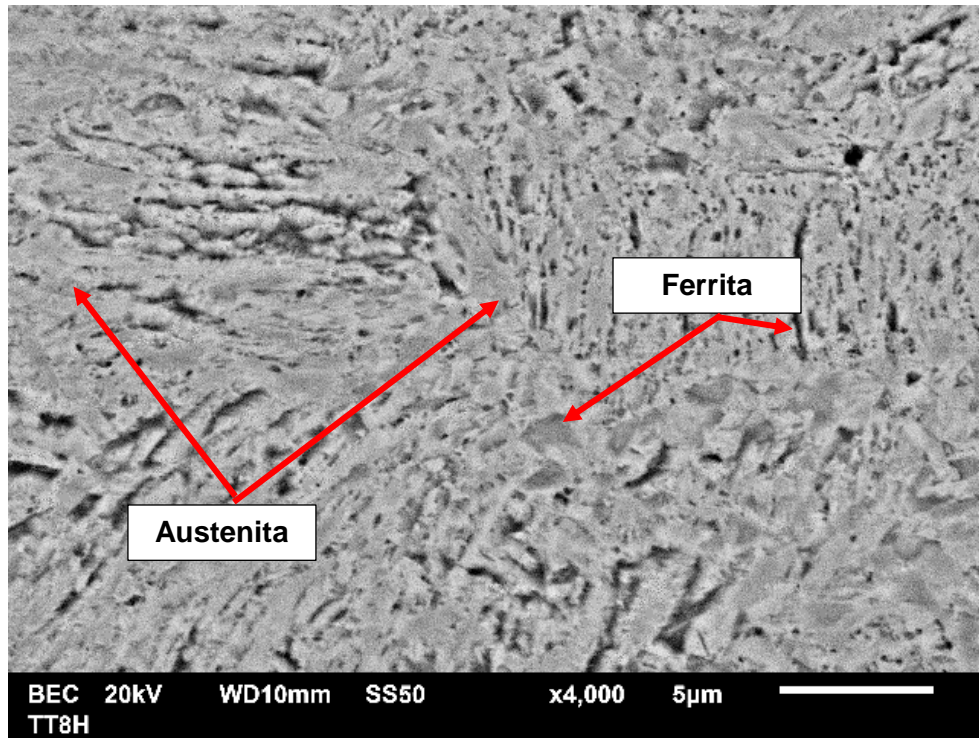


Fig. 4. 32. Micrografía de muestra recocida a 680°C durante 8 horas.

Los resultados de la cuantificación de austenita por el método de comparación directa en conjunto con las micrografías de las muestras recocidas, indican un gradual aumento en la fracción volumétrica de la austenita al incrementar el tiempo de recocido.

De acuerdo con Arlazarov et al. [37], la morfología en forma laminar de la austenita es adoptada de las bandas que aparecen en las regiones de microsegregación que tienen un mayor contenido de Mn. Además, mencionan que el incremento del tiempo de recocido, modifica la morfología de forma de listón hacia características mayoritariamente poligonales, como lo observado en la morfología de las muestras del presente estudio.

#### 4.4 Resultados de microdureza

La Fig. 4.33 muestra la dureza promedio en muestras laminadas y en muestras recocidas a 680°C en diferentes tiempos. Como se puede observar en la Fig. 4.33, la dureza del acero laminado es mayor que en la condición de recocido, debido a la presencia de martensita  $a'$ . Además es notable que las muestras con recocido por 1, 2 y 4 horas, mantienen durezas casi similares (35 HRC), a partir de lo cual se puede inferir que el porcentaje de austenita no varía grandemente. En cambio, las muestras con recocidas intercrítico por 6 y 8 horas, presentan una reducción en la



dureza (35 HRC para 6 horas y 33 HRC a 8 horas), lo que está relacionado con un ligero incremento en la formación de austenita.

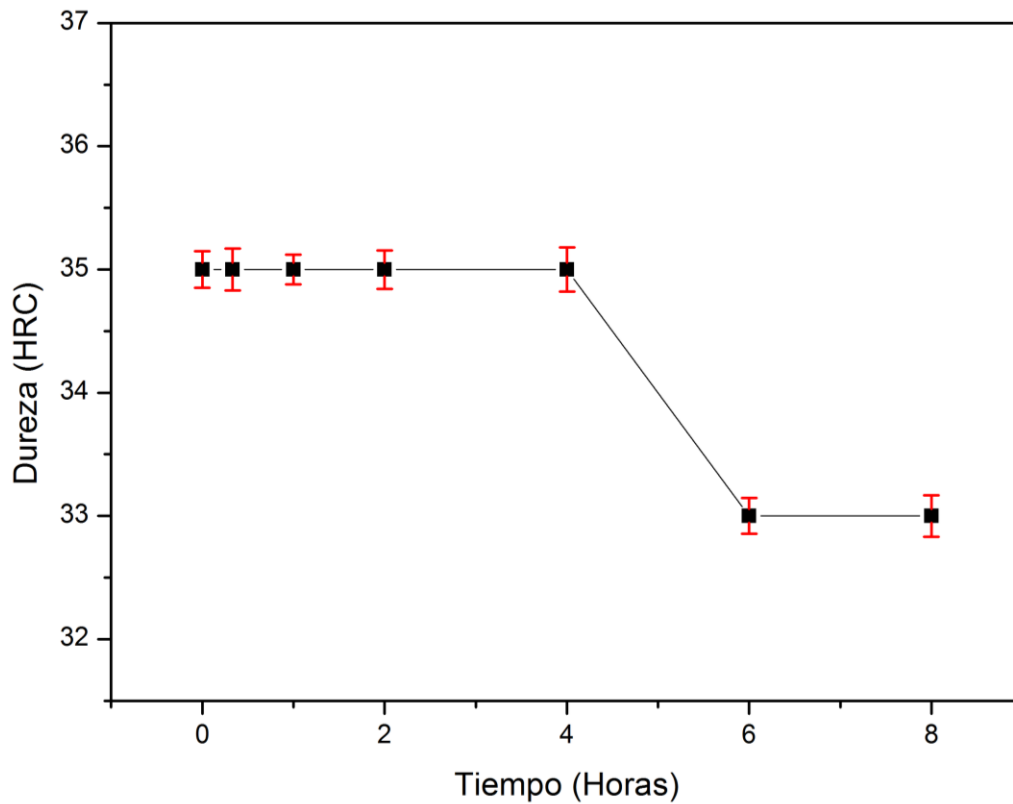


Fig. 4. 33. Grafica que indica la dureza en función del tiempo de recocido en la región intercrítica a 680 °C.

#### 4.5 Pruebas mecánicas en muestras seleccionadas

Los resultados de los ensayos de tensión para la muestra laminada y con recocido intercrítico de 2 horas, se presentan en la Fig. 4.34. Se seleccionó el recocido de 2 horas, debido a que es un tiempo óptimo donde se eliminó la martensita y se promovió la formación de austenita y ferrita, siendo éste un tiempo razonable en la industria para minimizar costos.

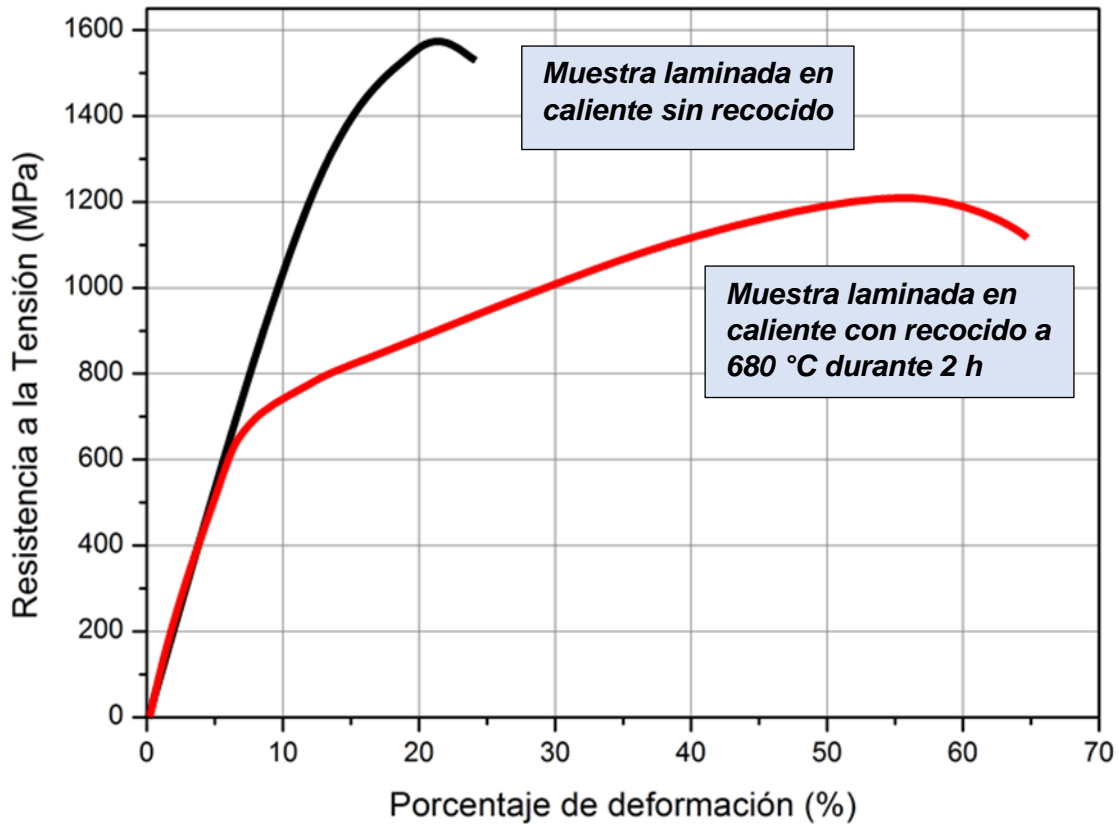


Fig. 4. 34. Curva esfuerzo-deformación de muestra laminada en caliente sin recocido y muestra recocida a 680 °C durante 2 horas.

De acuerdo a la curva esfuerzo-deformación ingenieril para la muestra laminada, la resistencia a la tensión fue de 1570 MPa con una elongación del 23%, mientras que la muestra con la condición de recocido intercrítico tuvo una resistencia a la tensión de 1207 MPa con un porcentaje de elongación uniforme del 55%. De acuerdo a estos resultados, los correspondientes a DRX (ver Fig. 4.35) y de MEB, se puede establecer que en la muestra laminada, el mecanismo de plasticidad que actuó en la austenita fue el efecto TRIP, ya que la fracción volumétrica de austenita determinada (ver Tabla 4.8) sobre la región de encuellamiento en la probeta laminada fue de 0, lo cual evidencia que la austenita se transformó completamente a martensita por el mecanismo de plasticidad inducida por deformación (TRIP).

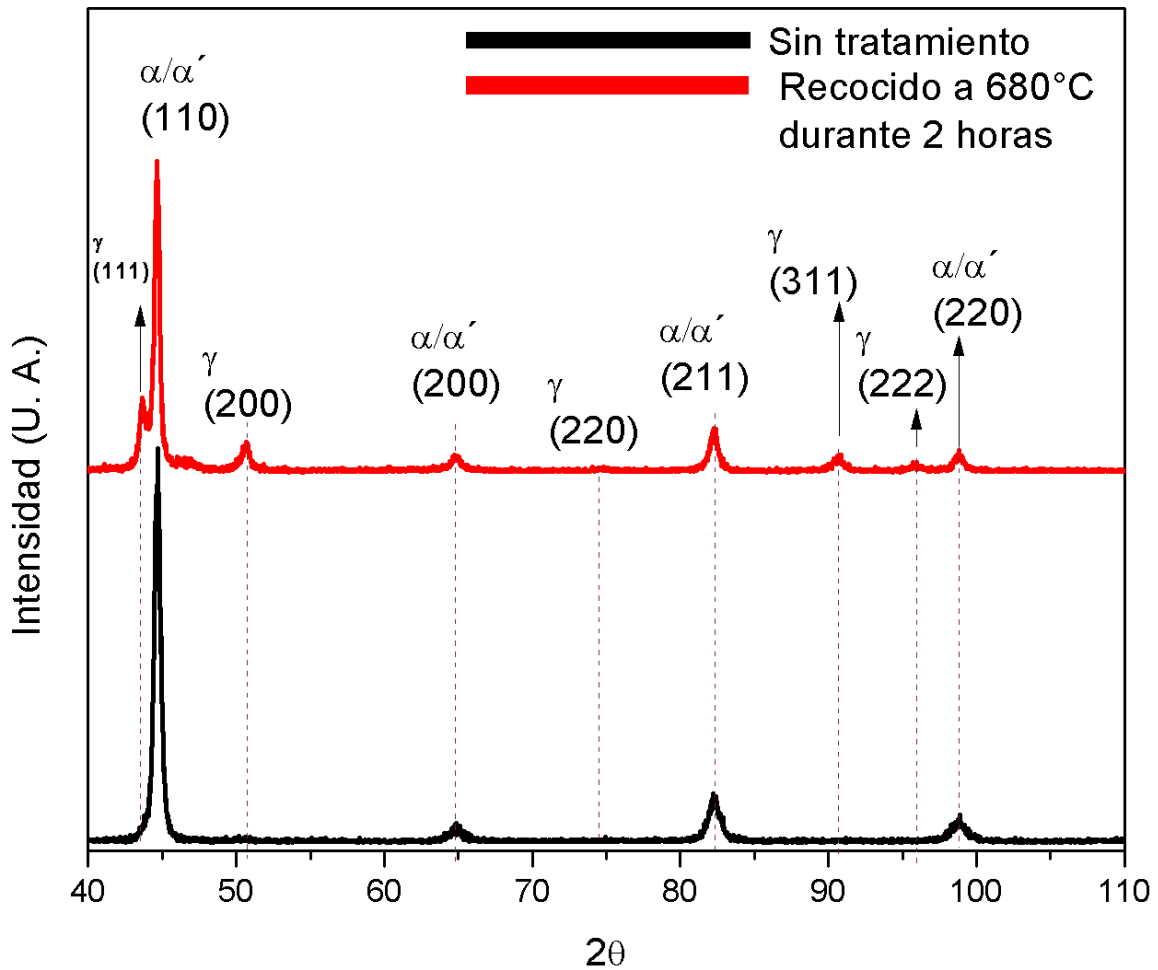


Fig. 4. 35. Difractogramas de muestras de acero de medio Mn, sometidas al ensayo de tensión con recocido en la región intercrítica a 680°C durante 2 horas y muestra en condición de laminación.

Tabla 4. 7. Fracción volumétrica de austenita de muestra recocida y muestra únicamente laminada, sometidas al ensayo de tensión.

Condición	Fracción volumétrica de austenita
Muestra laminada	0
Recocida en la región intercrítica durante 2 horas a 680 °C	0.35

Al considerar los resultados de tensión, de DRX (ver Fig. 4.35) y de MEB de la muestra recocida se presentó una mayor elongación que en la laminada, esto puede ser asociado a que la fracción volumétrica de la austenita inicial fue de 0.41

y al finalizar el ensayo de tensión se cuantificó una fracción de austenita de 0.35; lo cual corresponde a una reducción del 15%, esta reducción en la austenita durante el ensayo de tensión y la alta elongación medida indican de una manera indirecta que primero ocurrió la plasticidad inducida por maclaje en la fase austenítica y posteriormente una reducción en la fracción de austenita que puede ser explicada a una subsecuente plasticidad inducida por transformación a una fase martensítica  $\alpha'$ .

Por todo lo anterior mencionado se puede inferir, que, durante la deformación plástica de la muestra recocida, los mecanismos de plasticidad que se generan son secuenciales, el primer mecanismo de plasticidad es el maclaje (efecto TWIP), donde la fracción volumétrica de maclas que se llegan a formar en la austenita es alrededor de 0.20, las maclas que se generan en esta etapa se atribuyen al efecto TWIP [1, 4, 42]. Las intersecciones entre maclas sirven como sitios de nucleación de la martensita  $\varepsilon$ , la cual se transforma completamente a martensita  $\alpha'$ . La formación de martensita  $\alpha'$  se atribuye al efecto TRIP [1, 3, 42].

De acuerdo con Wang et al. [43], se establece que las mejoras en las propiedades mecánicas de esta familia de aceros de medio Mn están asociadas al efecto de plasticidad TRIP+TWIP y a la morfología laminar de la austenita que incrementa la resistencia al desgaste.

En la Tabla 4.8 se muestran los resultados de composición química, resistencia a la tensión y porcentaje de elongación total de varios trabajos de investigación y del acero estudiado en este trabajo (marcado en naranja). Se puede observar que para una composición similar, y en el contexto de las propiedades mecánicas, algunos aceros presentan resistencias a la tensión mayores a 1300 MPa pero con porcentajes de elongación menores a 32%. Por otro lado, se puede observar que los valores del porcentaje de elongación encontrados en este trabajo, superan de manera significativa a varias de estas referencias para un mismo valor de resistencia a la tensión.

Xu et al. [38], realizaron la cuantificación de austenita sobre una muestra de acero con 6.4% en peso de Mn, 2.8% de Al y 0.18% de C, después de someterla al ensayo de tensión, después de un recocido a 740°C durante 1 hora, y reportaron una fracción inicial de austenita de alrededor de 0.32, pero una vez que la muestra tiene una deformación ingenieril de 50%, la fracción se reduce hasta 0.05. Lo anterior representa un caso contrario a los resultados obtenidos en el acero de medio Mn del presente estudio, ya que solo se redujo 16% del total de la austenita medida inicialmente en la muestra recocida por 2 horas a 680°C.

Tabla 4. 8. Comparativo de resultados de propiedades mecánicas de varios trabajos de investigación con el presente trabajo.

Composición química de aceros de medio Mn					Resistencia a la tensión (MPa)	% de elongación total	Ref.
Fe	Mn	C	Al	Si			
Bal.	10.6	0.08	-	0.36	1390	25	[44]
Bal.	8.51	0.05	0.08	0.29	1034	27	[45]
Bal.	11.2	1.1	2.95	2.97	868	31	[46]
Bal.	11	0.18	3.81	-	1082	35	[47]
Bal.	10.8	0.19	-	-	1391	5	[47]
Bal.	11.2	0.22	1.95	-	1450	32	[47]
Bal.	11	0.18	3.81	-	1200	40	[47]
Bal.	10.8	0.21	6.08	-	650	65	[47]
Bal.	9	0.14	1.39	2.02	1207	65	

La Fig. 4.36 muestra el perfil de microdurezas Vickers sobre probetas ensayadas en tensión con las condiciones de recocido intercrítico a 680°C durante 2 horas y muestra laminada. La Fig. 4.36a, muestra una ilustración esquemática de las regiones donde se realizaron las mediciones sobre las muestras, partiendo de los hombros de la probeta hasta llegar a la zona de encuellamiento donde sucedió la máxima deformación y la fractura. La Fig. 4.36b, muestra el perfil de dureza Rockwell C.

Como se observa en los resultados de dureza de la probeta laminada, éste parámetro tiene un incremento al acercarse a la región del encuellamiento, debido al endurecimiento por deformación heterogéneo y relacionado a la transformación de la austenita en martensita inducida por deformación (efecto TRIP). De acuerdo a los resultados de DRX (ver Fig. 4.36) en las muestras sometidas al ensayo de tensión, no hay presencia de austenita en la región cercana a la fractura, por lo que se infiere que toda la austenita se transforma en martensita, prevaleciendo únicamente el efecto TRIP.

La dureza de la probeta con recocido durante 2 horas, es alrededor de 35 HRC en la región de los hombros de la probeta sometida en el ensayo de tensión. Sin embargo, al acercarse a la zona de fractura de la probeta, la dureza se incrementa y llega a ser constante en la región con deformación. Tanto la muestra laminada como la muestra con recocido tienen un comportamiento similar, sin embargo, la máxima dureza de la muestra recocida es de 50 HRC, la cual es menor que la dureza de la muestra sin recocido la cual alcanza 55 HRC. La transformación parcial de la austenita a martensita se relaciona al efecto TRIP y a la presencia del efecto TWIP que provoca que la austenita remanente se macle y no se transforme.

Este argumento esta soportado por la presencia de austenita observada en la Fig. 4.35 en el espectro de difracción correspondiente.

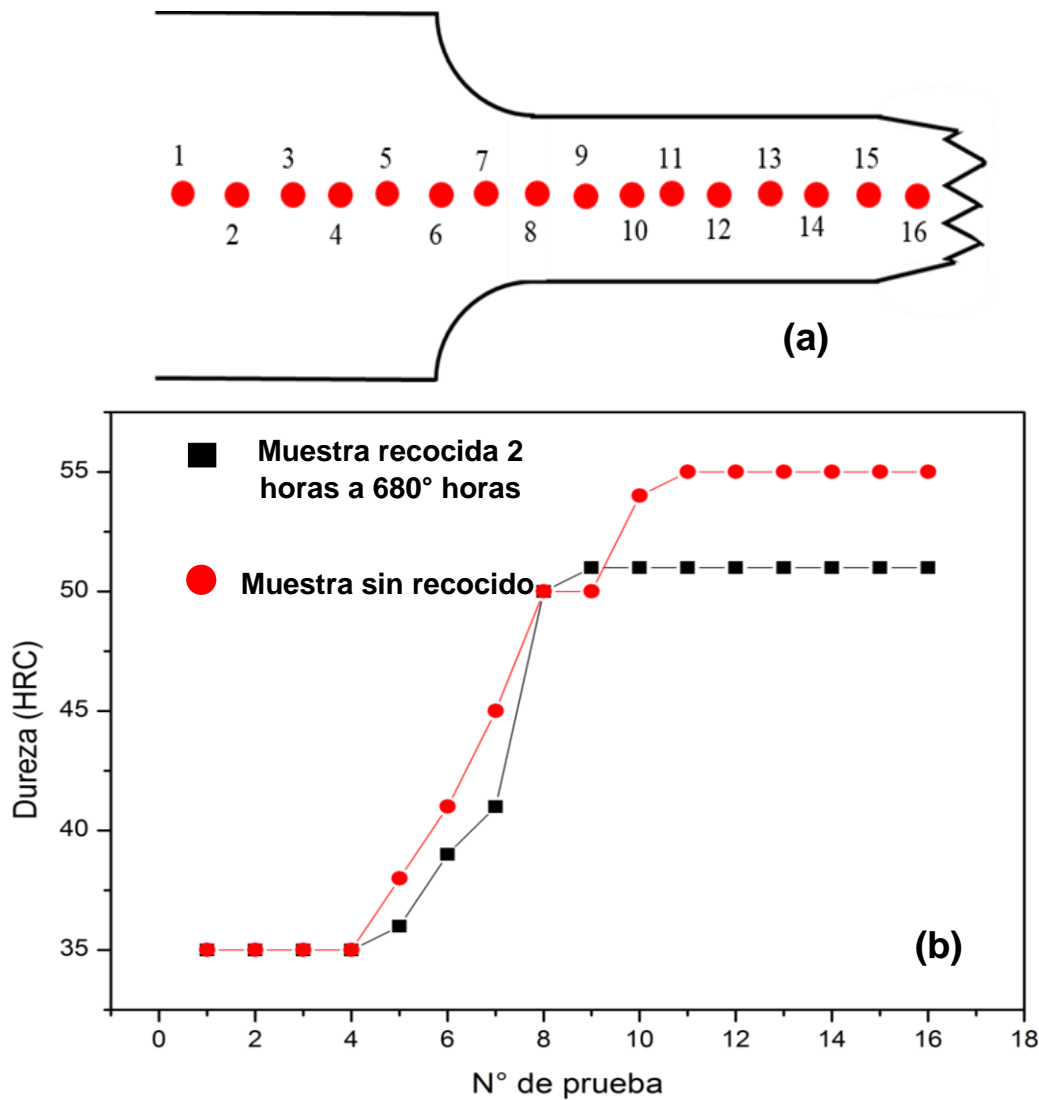


Fig. 4. 36. Microdureza en muestras sometidas a tensión con recocido en la región intercrítica a 680 °C durante 2 horas y con laminación en caliente sin tratamiento posterior, a) esquema ilustrativo de las regiones donde se realizaron las microdurezas y perfil de microdureza y b) resultados de la microdureza en cada punto reportado.

La Fig. 4.37 muestra los resultados de la prueba de impacto tipo Charpy. Se puede observar las condiciones bajo las que se realizó la prueba, donde se muestra de lado izquierdo los resultados de las muestras del acero laminado y de lado derecho, las muestras con recocido intercrítico. Además, se evaluó la resistencia al impacto en dos diferentes direcciones respecto al producto laminado, dirección transversal (TD) y dirección de laminación (RD).

La resistencia al impacto de la muestra laminada es menor en comparación con la muestra con recocido intercrítico, además de acuerdo con los resultados en ambas condiciones, la probeta correspondiente a la dirección transversal de la lámina tiene mayor energía absorbida. En base con los resultados de la caracterización del acero medio Mn vía microscopía electrónica de barrido, es posible que la presencia de sulfuros de Mn, los cuales se deforman en la dirección de laminación, presenten bordes con ángulos agudos en su morfología después de la laminación, por lo que se infiere que durante el impacto en la dirección paralela a la laminación, dichas regiones actúan como concentradores de esfuerzos, disminuyendo así la energía de impacto del acero.

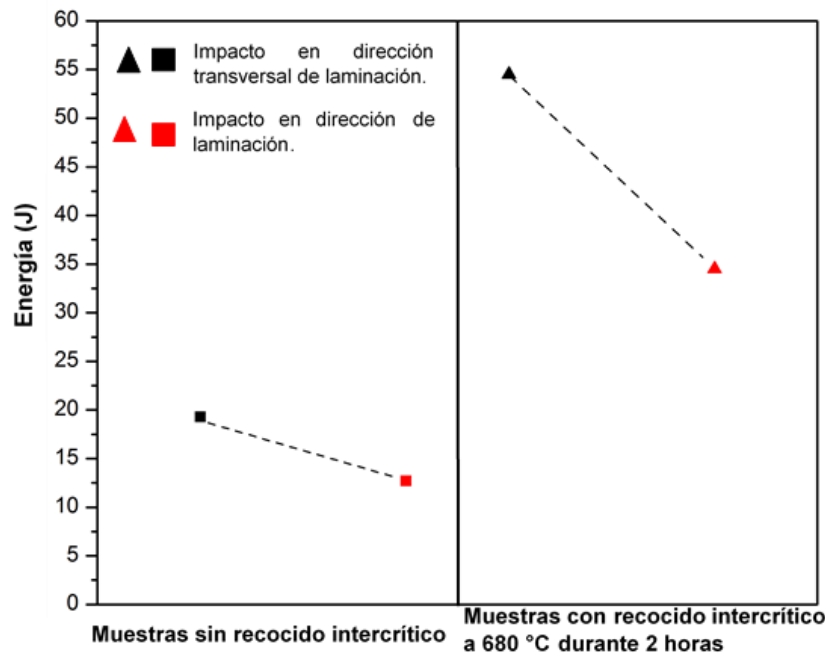


Fig. 4. 37. Energía al impacto de muestras laminadas y muestras con recocido en la región intercrítica, en dos direcciones (transversal y paralela a la dirección de laminación).

Kuzmina et al. [48] realizaron pruebas de impacto Charpy sobre muestras de acero con 9% de Mn recocidas a 600°C, en probetas con dimensiones 3 X 4 X 27 mm con muesca perpendicular a la dirección de laminación, obtuvieron como resultado alrededor de 8 J de energía absorbida cuando las muestras tenían 1 hora o más de recocido, siendo ésta una energía de absorción inferior a la que se obtuvo con el acero desarrollado en el presente estudio, la cual fue alrededor de 55 J, con la condición de recocido y con la muesca perpendicular a la dirección de laminación.

Para complementar el análisis de la resistencia al impacto de este acero se analizó la superficie de fractura de las muestras ensayadas en impacto vía MEB. La Fig. 4.38 muestra la fractura de la probeta del acero en la condición sin recocido. Se puede observar que hay presencia de dos tipos de fractura, frágil y dúctil. En el caso

de la fractura frágil está presente fractura por clivaje e intergranular. En el caso de la fractura dúctil, se observan ciertas regiones con pequeñas cavidades, en las que se inicia con la formación de microporos llamados *dimples*, los cuales empiezan a coalescer e inician la propagación de grietas hasta llegar a la fractura. En la austenita generalmente la fractura es de tipo dúctil, mientras que la martensita tiene fractura frágil (clivaje e intergranular).

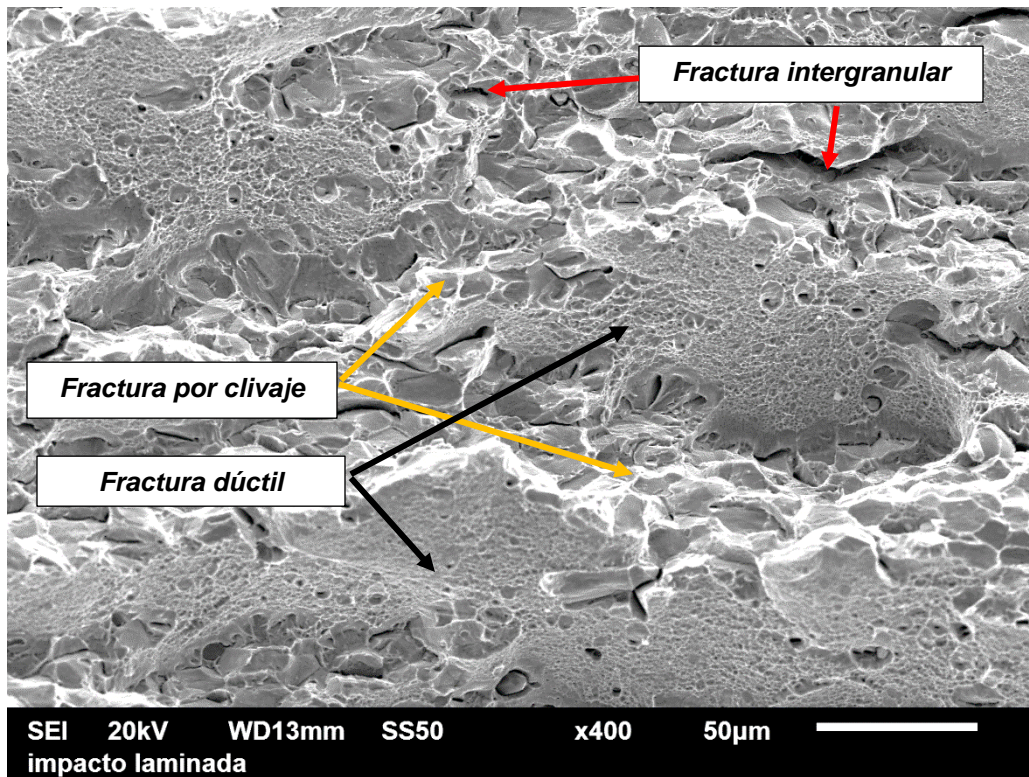


Fig. 4. 38. Micrografía vía MEB de la superficie de fractura de la probeta del ensayo de impacto del acero sin recocido intercrítico.

La Fig. 4.39 muestra la micrografía vía MEB de la fractura debida a la prueba de impacto de la probeta con recocido intercrítico a 680°C durante 2 horas, se puede observar que la fractura tiene una mayor presencia de características tipo dúctil ya que se pueden observar cavidades o *dimples*, también se pueden observar pequeñas regiones de fractura frágil, por lo que se infiere que por el tipo de fractura, en el acero con recocido se incrementa la ductilidad debido al aumento en la fracción volumétrica de austenita como se ha demostrado en secciones anteriores.



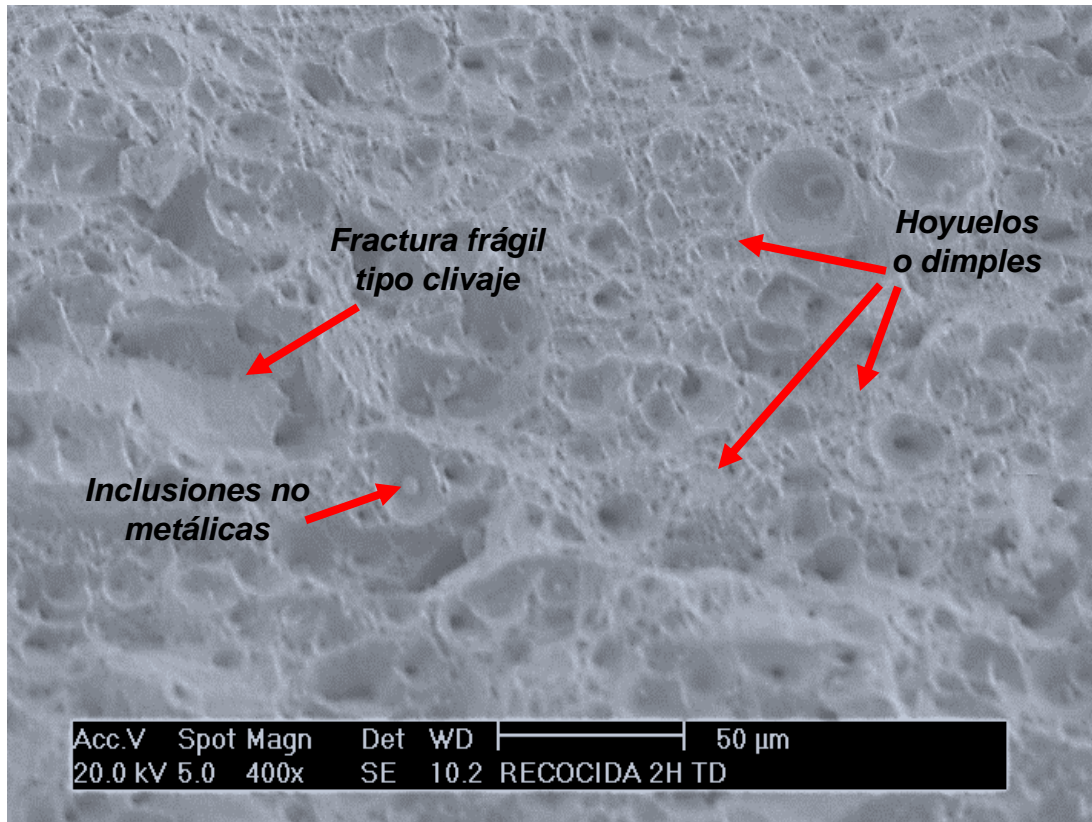


Fig. 4. 39. Micrografía vía MEB de la probeta después de la prueba de impacto del acero con recocido intercrítico.

Han et al. [49], consideraron que la austenita que se forma durante el recocido intercrítico mejor (conocida como austenita revertida) promueve una alta resistencia a la propagación de grietas. También mencionan que la segregación de Mn disminuye la cohesión entre granos provocando fracturas intergranulares en los aceros que presentan problemas de segregación, lo cual puede explicar los resultados de las muestras sin recocido del acero de medio Mn desarrollado en el presente estudio.

Sun et al. [50] concluyeron que para un acero con 5.42% de Mn y 0.05% de C en peso, la resistencia al impacto se mejora aplicando un recocido intercrítico entre temperaturas de 625°C y 665°C. La austenita de reversión es enriquecida con Mn y C y de esta manera se incrementa la energía absorbida para evitar la rápida propagación de grietas durante las pruebas de impacto.

#### 4.6 Caracterización mediante MET de muestras sometidas al ensayo de tensión

Las Figs. 4.40 (a) y (b) muestran las micrografías obtenidas vía MET del acero recocido a 680°C durante 2 horas y posteriormente sometido al ensayo de tensión. Se puede observar la morfología laminar de las fases presentes, entre las cuales se encuentra la ferrita en color gris, austenita en gris oscuro y martensita en el color negro. Se puede notar que parte de la austenita ha formado martensita, lo que permite confirmar la presencia en este caso del mecanismo TRIP.

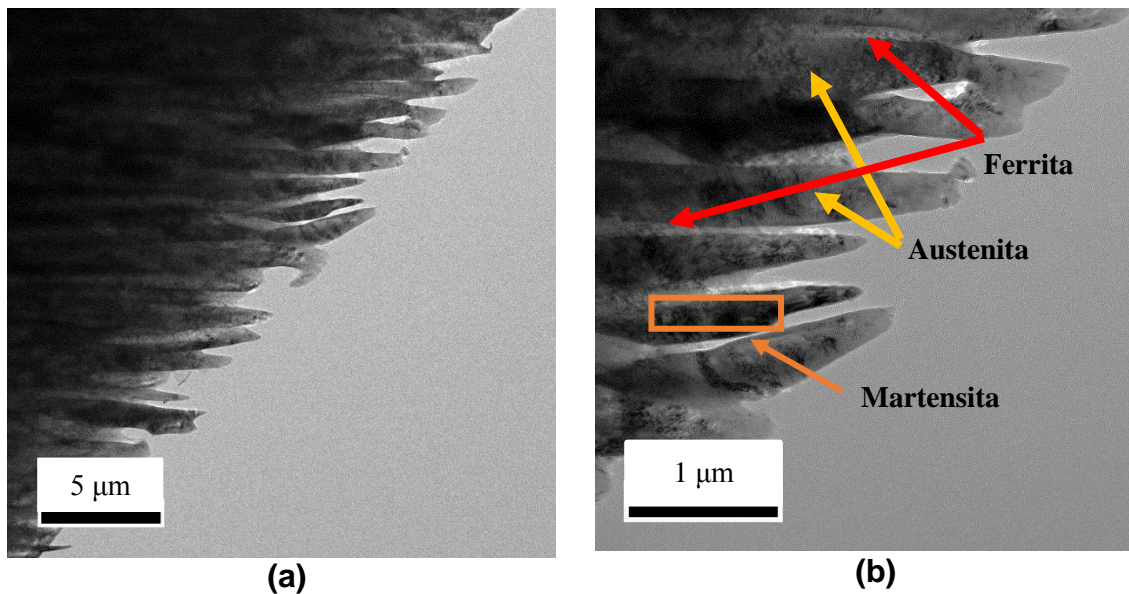
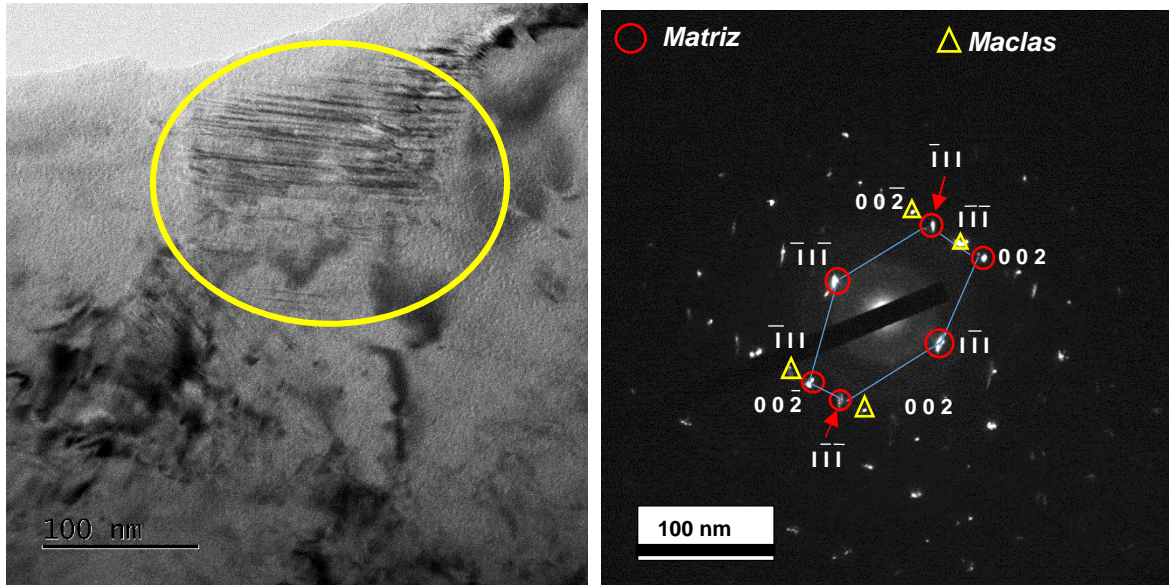


Fig. 4. 40. Micrografía vía TEM (campo claro) de muestra recocida a 680°C durante 2 horas sometida al ensayo de tensión.

La Fig. 4.41a muestra otra región de la misma muestra. Se puede observar los detalles en escala nanométrica de la austenita deformada plásticamente, en la cual está presente la formación de maclas y martensita. La Fig. 4. 41b exhibe el patrón de difracción de electrones de la micrografía que está a la izquierda, el cual está indexado y permite evidenciar la formación de maclas, ya que se puede observar que los planos de la matriz de austenita están encerrados en círculos rojos, mientras que los planos recíprocos de las maclas se encierran en triángulos amarillos, la indexación se realizó basándose en el libro de Edington et al. [51].



(a)

(b)

Fig. 4. 41. . Micrografía vía TEM de muestra recocida a 680°C durante 2 horas sometida al ensayo de tensión, a) micrografía de la región de austenita marcada dentro del ovalo amarillo de donde se obtuvo el patrón de difracción de electrones y b) patrón de difracción de electrones adquirido con un eje de zona B cercano a  $[110]$  y con plano de maclaje  $(1\bar{1}1)$ .

La Fig. 4.42 a, b, c, d y e muestran la micrografía y los mapeos obtenidos mediante EDS del acero recocido ensayado en tensión. De acuerdo con los resultados se puede observar en la Fig., 4.42b, el mapeo del Fe el cual está en mayor cantidad en la austenita, debido a que la estructura cristalina cubica centrada en las caras (FCC) puede contener 4 átomos de Fe, mientras que la estructura cubica centrada en el cuerpo de la ferrita puede contener dos. Por otro lado, la Fig. 4.42 c, d y e, muestra el mapeo del Mn, Al y Si respectivamente, se puede notar que no hay un cambio significativo en la concentración de dichos elementos por lo que se infiere que la partición, no se lleva a cabo de manera significativa para el tiempo de 2h.

Hillert et al. [16]. mencionan que el paraequilibrio se define por tres condiciones en la interfaz: (1) la misma relación de los elementos de aleantes en el hierro para ambas fases, (2) igual potencial químico del carbono y (3) el promedio ponderado del hierro y elementos aleantes.

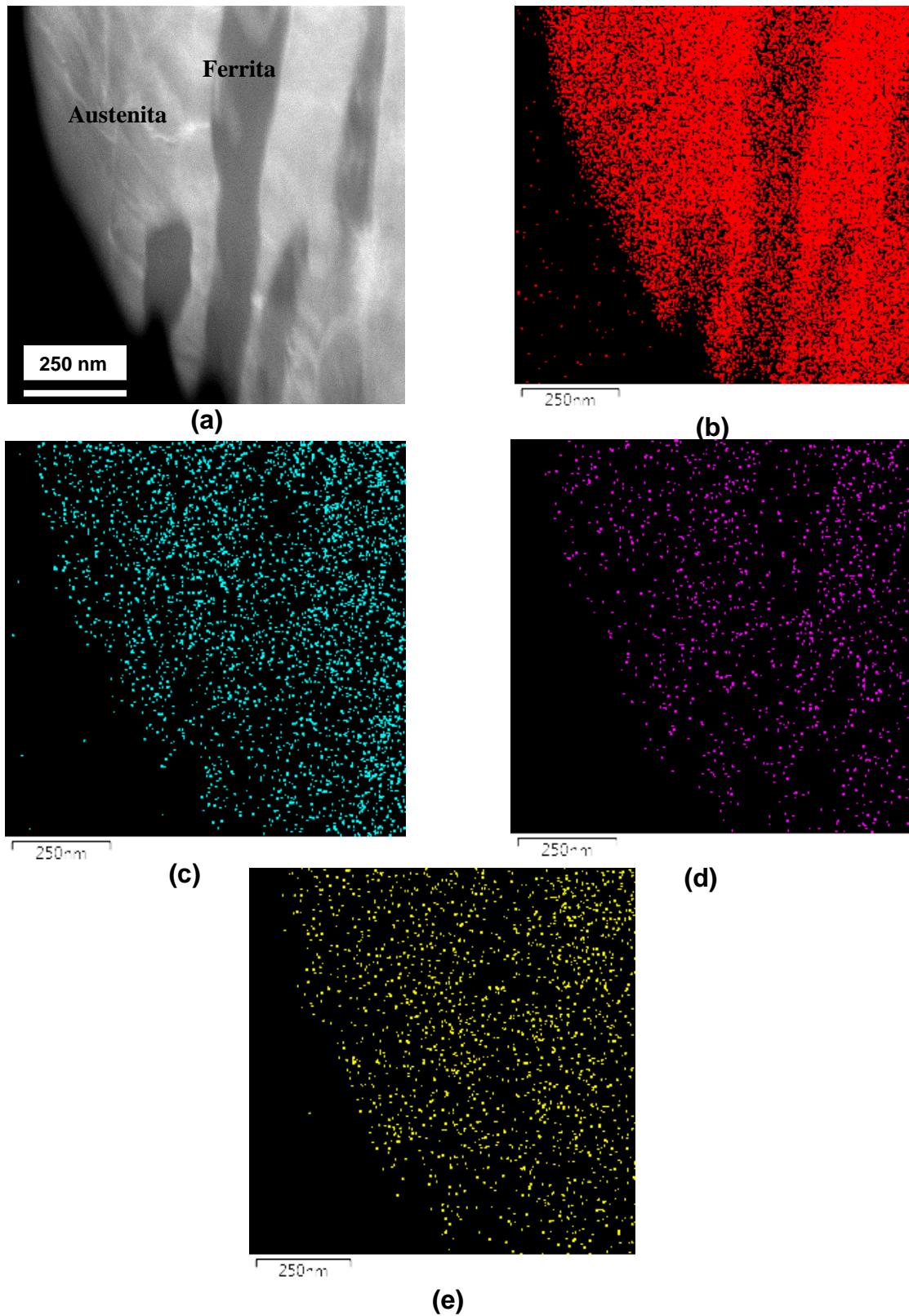


Fig. 4. 42. Mapeos de elementos químicos sobre la muestra de acero de medio Mn. a) Micrografía vía MET del acero de medio Mn del presente estudio, b) mapeo de Fe, c) mapeo de Mn, d) mapeo de Al y e) mapeo de Si.

#### 4.7 Prueba Erichsen en muestras seleccionadas

Por último, debido al alto interés tecnológico en cuanto a las operaciones de formado plástico que comúnmente son aplicadas sobre láminas de acero, es de suma importancia evaluar la formabilidad de este tipo de aceros para operaciones de embutido o embutido-estirado. De acuerdo con esto, se muestran los resultados de la prueba Erichsen realizados a una muestra con recocido en la región intercrítica y sin recocido, con el fin de demostrar que el recocido en la región intercrítica a 680°C durante 2 horas es suficiente para incrementar la formabilidad del acero.

La importancia de la prueba Erichsen se debe a que durante esta prueba se pueden lograr deformaciones verdaderas mucho mayores en comparación con la prueba de tensión simple debido a que el estado de esfuerzos es distinto y no se produce encuellamiento en el caso de la primera ya que la deformación se obtiene a costa del espesor. Además de lo anterior, la prueba Erichsen representa el tipo de deformación y estado de esfuerzos que ocurren durante el formado plástico de autopartes como paneles interiores y exteriores, miembros estructurales, cofres y salpicaderas en las cuales el formado requiere geometrías muy complejas que involucran curvaturas compuestas de varios radios, torcimientos y dobleces en varios planos.

La Fig. 4.43 muestra la fotografía de las muestras ensayadas en la máquina de prueba Erichsen, se puede observar que la muestra sin recocido tiene una altura de domo inferior (4 mm) que la muestra con recocido intercrítico (8.5 mm). Basándose en los resultados y discusión enunciados en párrafos anteriores, éste resultado se debe al incremento de la austenita y al efecto doble de plasticidad TWIP + TRIP que actúa durante la deformación plástica del acero desarrollado en este trabajo. Cabe mencionar que el espesor de las muestras para esta prueba fue de 0.5 mm.

Si la altura de domo máxima lograda en este trabajo con la muestra recocida es comparada con la obtenida por Hamada et al. [52] para un acero completamente TWIP con 22% en peso de Mn y con adiciones de Si y Al similares a este trabajo, se puede afirmar que el desempeño en cuanto a formabilidad del acero desarrollado es equiparable con el de Hamada et al. [52] ya que ellos reportaron un altura de domo máxima de 12.4 mm, sin embargo es importante puntualizar que ellos usaron un espesor 3 veces más grande, lo cual permite establecer que en igualdad de condiciones en cuanto espesor, es muy probable que el acero de esta tesis pueda igualar el desempeño de un acero que tiene más del doble de Mn, lo cual es un resultado relevante en esta investigación.

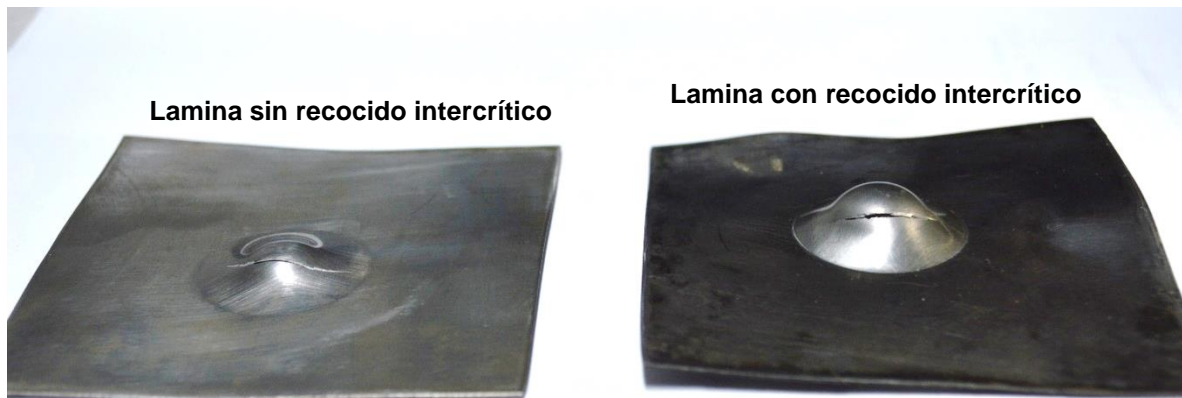


Fig. 4. 43. Muestras de acero ensayadas en la máquina de embutido tipo Erichsen.

## Conclusiones

1. Se encontró que con la composición química del acero, el procesamiento termomecánico de laminación en caliente y el posterior recocido en la región intercrítica a 680°C durante dos horas, fue posible obtener un acero con efecto combinado de maclaje y transformación inducidas por deformación plástica.
2. Se demostró que el recocido en la región intercrítica a 680 °C durante 2 horas, genera las condiciones suficientes para propiciar propiedades mecánicas que permiten considerar al acero del presente estudio como un integrante de la tercera generación de aceros avanzados con la relación resistencia máxima por el porcentaje de elongación mayor a 40,000.
3. Con base en los resultados obtenidos en los cálculos termodinámicos para la obtención de la energía de falla de apilamiento, se concluye que la energía de falla de apilamiento de 20.09 mJ/m<sup>2</sup> es suficiente para promover el doble efecto TWIP y TRIP durante la deformación plástica.
4. Se concluyó de acuerdo a los resultados obtenido por difracción de rayos X en la muestra laminada en caliente sin recocido y ensayada en tensión, que el acero tiene que someterse al tratamiento de recocido para obtener el doble efecto TWIP+TRIP, debido a que la austenita se transforma completamente a martensita, donde solo prevalece el mecanismo TRIP.
5. Se demostró que la formabilidad del acero desarrollado es competitiva con aceros de muy alta formabilidad como los inoxidables austeníticos, los cuales tienen índices de Erichsen de 12 mm mientras que el acero de este trabajo exhibió un índice aproximadamente de 9.

## Referencias

- [1] Fonstein, N. (2015). *Advanced High Strength Sheet, Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties*. Springer. <https://doi.org/10.1007/978-3-319-19165-2>
- [2] Demeri M. Y, (2013). *Advanced High-Strength Steels, Science, Technology and Applications*. ASM International, Materials Park, Ohio. pp. 1-45
- [3] Rana R., Singh S. B. (2017). *Automotive Steels, Design, Metallurgy, Processing and Applications*. Woodhead Publishing.
- [4] De Cooman, B. C., Estrin, Y., & Kim, S. K. (2017). *Twinning-induced plasticity (TWIP) steels*. *Acta Materialia*. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.06.046>
- [5] Zhao, J., Jiang, Z. (2017) *Rolling of advanced high strength steels: theory, simulation and practice*. CRC Press.
- [6] Lee, S., & De Cooman, B. C. (2015). *Tensile behavior of intercritically annealed ultra-fine grained 8% Mn multi-phase steel*. *Steel Research International*, 86 (10), 1170–1178. <https://doi.org/10.1002/srin.201500038>
- [7] ASM Handbook (1991) *Heat Treating*, Volume 4, ASM Handbook, (glosario).
- [8] Lee, S., & De Cooman, B. C. (2014). *Effect of the intercritical annealing temperature on the mechanical properties of 10 Pct Mn multi-phase steel*. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 45 (11), 5009–5016. <https://doi.org/10.1007/s11661-014-2449-0>
- [9] Lee, S., & De Cooman, B. C. (2014). *Annealing Temperature Dependence of the Tensile Behavior of 10 pct Mn Multi-phase TWIP-TRIP Steel*. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 45 (13), 6039–6052. <https://doi.org/10.1007/s11661-014-2540-6>
- [10] Kim, J., & Cooman, B. C. De. (2016). *A Stacking fault energy and deformation mechanisms*. *Materials Science & Engineering A*, 676, 216–231. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.08.106>
- [11] Furukawa, T., Huang, H., & Matsumura, O. (1994). *Effects of carbon content on mechanical properties of 5% Mn steels exhibiting transformation induced plasticity*. *Materials Science and Technology*, 10 (11), 964. <https://doi.org/10.1179/026708394790163537>
- [12] Lee, Y.K., & Han, J. (2015). *Current opinion in medium manganese steel*. *Materials Science and Technology*, 31 (7), 843–856. <https://doi.org/10.1179/1743284714Y.0000000722>
- [13] Hu, B., Luo, H., Yang, F., & Dong, H. (2017). *Recent progress in medium-Mn steels made with new designing strategies*, 33, 1457–1464. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2017.06.017>
- [14] Cai, Z. H., Ding, H., Misra, R. D. K., & Ying, Z. Y. (2015). *Austenite stability and deformation behavior in a cold-rolled transformation-induced plasticity steel with medium manganese content*. *Acta Materialia*, 84, 229–236. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.10.052>
- [15] Farahani, H., Xu, W., & van der Zwaag, S. (2015). *Prediction and Validation of the Austenite Phase Fraction upon Intercritical Annealing of Medium Mn*



- Steels. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 46(11), 4978–4985. <https://doi.org/10.1007/s11661-015-3081-3>
- [16] Hillert, M., & Ågren, J. (2004). *On the definitions of paraequilibrium and orthoequilibrium*. Scripta Materialia, 50 (5), 697–699. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2003.11.020>
- [17] Schramm R. E., Reed R. P. (1975). *Stacking fault energies of Austenitic Stainless Steels*. Journal of Chemical Information and Modeling, 53 (July), 1689–1699. <https://doi.org/10.1017/CBO9781107415324.004>
- [18] Saeed-Akbari, A., Imlau, J., Prahl, U., & Bleck, W. (2009). *Derivation and variation in composition-dependent stacking fault energy maps based on subregular solution model in high-manganese steels*. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 40(13), 3076–3090. <https://doi.org/10.1007/s11661-009-0050-8>
- [19] Jin, J. E., & Lee, Y. K. (2012). *Effects of Al on microstructure and tensile properties of C-bearing high Mn TWIP steel*. Acta Materialia, 60(4), 1680–1688. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.12.004>
- [20] Standar ASTM E-975. (1995). “*X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation*”, Philadelphia PA, ASTM.
- [21] Cullity, B. D. (2001). “*Elements of X-Ray Diffraction*”, 3<sup>rd</sup> edition, Prentice Hall, pp. 351-355.
- [22] Standard ASTM E384. (2017). “*Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials*”. Philadelphia PA, ASTM.
- [23] Standard ASTM E 8. (2016). “*Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*”. Philadelphia PA, ASTM.
- [24] Standard ASTM E 23. (2016). “*Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials*”. Philadelphia PA, ASTM.
- [25] Standard ASTM E 643. (2016). “*Standard Test Method for Ball Punch Deformation of Metallic Sheet Material*”. Philadelphia PA, ASTM.
- [26] Taylor B., (1993). *Formability Testing of Sheet Metals*, Metals Handbook, vol. 14, Forming and Forging. ASM international.
- [27] Zambrano, O. A. (2016). *Stacking Fault Energy Maps of Fe–Mn–Al–C–Si Steels: Effect of Temperature, Grain Size, and Variations in Compositions*. Journal of Engineering Materials and Technology, 138 (4), 041010. <https://doi.org/10.1115/1.4033632>
- [28] Allain, S., Chateau, J. P., Bouaziz, O., Migot, S., & Guelton, N. (2004). *Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe-Mn-C alloys*. Materials Science and Engineering A, 387–389(1–2 SPEC. ISS.), 158–162. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.01.059>
- [29] Raabe, D., Roters, F., Neugebauer, J., Gutierrez-Urrutia, I., Hickel, T., Bleck, W., Mayer, J. (2016). *Ab initio-guided design of twinning-induced plasticity steels*. MRS Bulletin, 41(4), 320–325. <https://doi.org/10.1557/mrs.2016.63>

- [30] Mahlami C.S. (2014). *An Overview on high manganese steel casting*. Advanced Sustainable Foundry, World Foundry Congress.
- [31] Chowdhury, P., Canadinc, D., & Sehitoglu, H. (2017). *On deformation behavior of Fe-Mn based structural*. 122, 1–28. Materials Science and Engineering R. 122, 1-28. <http://dx.doi.org/10.1016/j.mser.2017.09.002>
- [32] Liu Xiao, Zhong Fan, and Z. J. (1995). *Lattice-parameter variation with carbon content of martensite. I. X-ray-diffraction experimental study*. The American Physical Society, 52 (14), 9970–9978.
- [33] Nakada, A. N., Mizutani, K., Tsuchiyama, T., & Takaki, S. (2014). *Difference in Transformation Kinetics between Ferrite and Austenite Formations in 0.1 % C-5 % Mn Steel*, 65, 4–7. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2013.10.067>
- [34] Pereloma, E. V., & Edmonds, D. V. (2012). *Phase Transformations in Steels (Volume 1)*. Woodhead Publishing in Materials. Pág. 189
- [35] Denton, A. R., & Ashcroft, N. W. (1991). *Vegards law*. Physical Review A, 43(6), 3161–3164. <https://doi.org/10.1103/PhysRevA.43.3161>
- [36] Yan, S., Liu, X., Liang, T., & Zhao, Y. (2018). *The effects of the initial microstructure on microstructural evolution, mechanical properties and reversed austenite stability of intercritically annealed Fe-6.1Mn-1.5Si-0.12C steel*. Materials Science and Engineering A, 712(11), 332–340. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.11.118>
- [37] Arlazarov, A., Gouné, M., Bouaziz, O., Hazotte, A., Petitgand, G., & Barges, P. (2012). *Evolution of microstructure and mechanical properties of medium Mn steels during double annealing*. Materials Science and Engineering A, 542, 31–39. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.02.024>
- [38] Xu, Y. Bo, Hu, Z. Ping, Zou, Y., Tan, X. Dong, Han, D. Ting, Chen, S. Ging, Misra, R. D. K. (2017). *Effect of two-step intercritical annealing on microstructure and mechanical properties of hot-rolled medium manganese TRIP steel containing  $\delta$ -ferrite*. Materials Science and Engineering A, 688(January), 40–55. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.01.063>
- [39] Mishra, G., Chandan, A. K., & Kundu, S. (2017). *Hot rolled and cold rolled medium manganese steel: Mechanical properties and microstructure*. Materials Science and Engineering: A, 701(June), 319–327. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.06.088>
- [40] Xu, H. F., Zhao, J., Cao, W. Q., Shi, J., Wang, C. Y., Wang, C., Dong, H. (2012). *Heat treatment effects on the microstructure and mechanical properties of a medium manganese steel (0.2C-5Mn)*. Materials Science and Engineering A, 532, 435–442. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.11.009>
- [41] Wang, M. M., Tasan, C. C., Ponge, D., Dippel, A. C., & Raabe, D. (2015). *Nanolaminate transformation-induced plasticity-twinning-induced plasticity steel with dynamic strain partitioning and enhanced damage resistance*. Acta Materialia, 85, 216–228. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.11.010>
- [42] Wang, M. M., Tasan, C. C., Ponge, D., Kostka, A., & Raabe, D. (2014). *Smaller is less stable: Size effects on twinning vs. transformation of reverted*

- austenite in TRIP-maraging steels*. *Acta Materialia*, 79, 268–281.  
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.07.020>
- [43] Wang, M. M., Tasan, C. C., Ponge, D., & Raabe, D. (2016). *Spectral TRIP enables ductile 1.1 GPa martensite*. *Acta Materialia*, 111, 262–272.  
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.03.070>
- [44] Yen, H. W., Ooi, S. W., Eizadjou, M., Breen, A., Huang, C. Y., Bhadeshia, H. K. D. H., & Ringer, S. P. (2015). *Role of stress-assisted martensite in the design of strong ultrafine-grained duplex steels*. *Acta Materialia*, 82, 100–114.  
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.09.017>
- [45] Lee, S., & De Cooman, B. C. (2014). *Tensile Behavior annealed of 10 pct Mn Multi-phase Steel*. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 45(13), 6039–6052.  
<https://doi.org/10.1007/s11661-013-2047-6>
- [46] Aydin, H., Jung, I., Essadiqi, E., & Yue, S. (2014). *Twinning and Tripping in 10 % Mn steels*. *Materials Science & Engineering A*, 591, 90–96.  
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.10.088>
- [47] Li, Z. C., Cai, Z. H., & Misra, R. D. K. (2017). *The critical factors governing mechanical properties in hot-rolled Fe-0.2C-11Mn-(0-6) Al TRIP steels and fracture behavior*. *Materials Science and Engineering A*, 683(November 2016), 46–55. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.11.101>
- [48] Kuzmina, M., Ponge, D., & Raabe, D. (2015). *Grain boundary segregation engineering and austenite reversion turn embrittlement into toughness: Example of a 9 wt.% medium Mn steel*. *Acta Materialia*, 86, 182–192.  
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.12.021>
- [49] Han, J., da Silva, A. K., Ponge, D., Raabe, D., Lee, S. M., Lee, Y. K., Hwang, B. (2017). *The effects of prior austenite grain boundaries and microstructural morphology on the impact toughness of intercritically annealed medium Mn steel*. *Acta Materialia*, 122, 199–206.  
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.09.048>
- [50] Sun, C., Liu, S. L., Misra, R. D. K., Li, Q., & Li, D. H. (2018). *Influence of intercritical tempering temperature on impact toughness of a quenched and tempered medium-Mn steel: Intercritical tempering versus traditional tempering*. *Materials Science and Engineering A*, 711, 484–491.  
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.11.072>
- [51] Edington J. W. (1975). *Electron diffraction in the electron microscope*, Philips technical library. Mc Millan Press, pp 46-47.