



Universidad de Concepción

Facultad de Ingeniería

Ingeniería Civil de Materiales

**“DESARROLLO DE UN ACERO DE MEDIO CONTENIDO DE MANGANESO  
CON MECANISMO DE ENDURECIMIENTO POR DEFORMACION DE  
PLASTICIDAD INDUCIDA POR MACLADO”**

Tesis para optar al grado de Ingeniero Civil de Materiales

**Por:**

Martín Felipe Castro Machuca

**Profesor guía:**

Dr. David Eduardo Rojas Jara

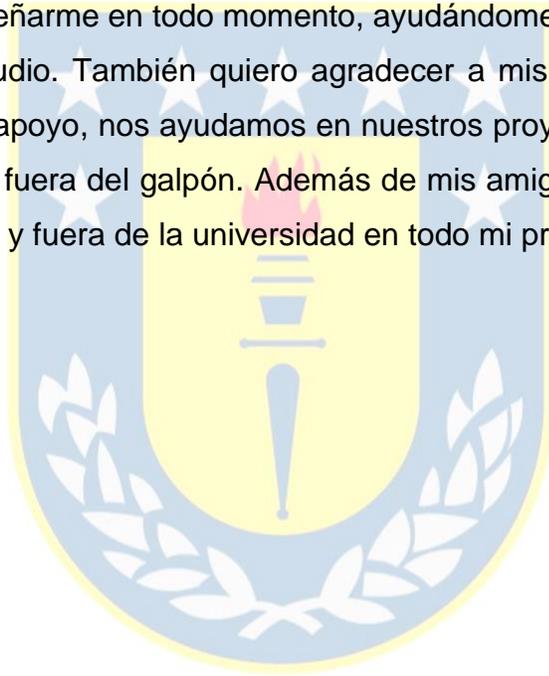
**Ingeniero supervisor:**

Dr. Angelo Giovanni Oñate Soto

Concepción, Chile 2023

## **Agradecimientos**

Para la realización de este trabajo quiero agradecer el apoyo de mis padres, hermanos y hermana por la compañía y preocupación a la distancia. También quiero agradecer a Javiera, mi pareja, por su apoyo y motivación en todo momento y por acompañarme en este proceso. Quiero agradecer a mis mentores Ángelo y Jesús y a mi profesor guía por siempre tener buena disponibilidad y enseñarme en todo momento, ayudándome a ir abordando de la mejor forma mi estudio. También quiero agradecer a mis amigos con los que siempre nos dimos apoyo, nos ayudamos en nuestros proyectos y compartimos emociones dentro y fuera del galpón. Además de mis amigos y amigas quienes me apoyaron dentro y fuera de la universidad en todo mi proceso universitario.



## Resumen

Los aceros al Manganeso han sido ampliamente estudiados por sus excelentes propiedades mecánicas que los hacen idóneos para su aplicación en la industria automotriz. Estos aceros varían en un amplio rango entre el 5-30% en peso de Mn, y dependiendo el porcentaje de este elemento es el mecanismo de refuerzo que presenta durante la deformación. Cuando el porcentaje de Mn es menor al 15% se tiene la formación de martensita inducida por deformación (TRIP), y si es mayor al 22% se tiene la macla inducida por deformación (TWIP). Sin embargo, a pesar de que ambos efectos brindan excelentes propiedades mecánicas, el acero TWIP es superior ya que tiene mayor capacidad de absorción de energía. No obstante, el alto contenido de Mn de los aceros TWIP los vuelve costosos, además, a pesar de tener un límite elástico entre los 300-500MPa, este se considera bajo para la industria automotriz.

Por estas razones en este trabajo se realizó una amplia investigación, además de simulaciones computacionales para determinar una composición que con medio contenido de manganeso genere el efecto TWIP, llegando a producir un acero de composición Fe-10,27%Mn-3,73%Ni-2,77%Al-0,28%C.

Mediante tratamientos de homogeneización, laminado en caliente y recocido se obtuvieron distintas microestructuras con distintos tamaños de grano. Donde los mejores resultados se obtuvieron del acero laminado a 800°C. Sin embargo, se tuvo un porcentaje indeseado de martensita producto de los tratamientos y esta afectó los ensayos de tracción. Aunque separando esta fase, la matriz de austenita fue superior al 87% y durante los ensayos se evidenció la generación de maclas mecánicas características del acero TWIP.

## Contenido

Índice de Tablas .....	v
Índice de Figuras.....	vi
1. Introducción.....	1
2. Fundamento teórico:.....	4
Estado del Arte .....	4
- Aceros al Manganeso.....	4
- Aceros de plasticidad inducida por maclado (TWIP).....	5
- Aceros de plasticidad inducida por transformación (TRIP) .....	8
- Combinación efecto TWIP/TRIP.....	9
- Aplicación de los aceros TWIP.....	9
Energía de falla de apilamiento (EFA).....	12
Mecanismo de maclado en aceros TWIP.....	13
Influencia de los elementos aleantes.....	16
Efecto del tamaño de grano en aceros TWIP.....	21
Tratamientos térmicos y termomecánicos.....	23
Propiedades mecánicas.....	24
Simulación computacional.....	25
3. Hipótesis .....	27
4. Objetivos.....	27
Objetivo general: .....	27
Objetivos específicos:.....	27
5. Método experimental .....	28
Diseño de la composición química.....	28
Procedimiento de Fundición.....	29
Composición química obtenida.....	31
Cálculo de la energía de falla de apilamiento (EFA).....	32
Simulación computacional de composición obtenida.....	32
Tratamiento termomecánico.....	33
Caracterización microestructural y mecánica.....	34
6. Resultados y discusiones .....	36

Caracterización microestructural.....	36
Medición de Dureza.....	42
Difracción de rayos X.....	44
Ensayo de tracción.....	46
Análisis fractográfico.....	52
Ensayo de Compresión.....	54
Endurecimiento por deformación.....	56
Ensayo de nanoindentación.....	57
6. Conclusiones: .....	61
Referencias .....	63



## Índice de Tablas

<i>Tabla 1. Porcentaje en peso de cada constituyente del acero.....</i>	<i>29</i>
<i>Tabla 2. Composición química obtenida.....</i>	<i>32</i>
<i>Tabla 3. Tamaños de grano promedio.....</i>	<i>37</i>
<i>Tabla 4. Porcentaje de martensita en la aleación.....</i>	<i>41</i>
<i>Tabla 5. Mediciones de macrodureza en escala Rockwell B (HRB).....</i>	<i>43</i>
<i>Tabla 6. Medición microdureza Vickers.....</i>	<i>43</i>



## Índice de Figuras

<i>Figura 1: Cambio del mecanismo de deformación por la energía de falla de apilamiento..</i>	<i>2</i>
<i>Figura 2: Carta de materiales con comparación en el rango de propiedades de varios aceros.....</i>	<i>2</i>
<i>Figura 3: Micrografías de aceros con diferentes contenidos de Mn.....</i>	<i>5</i>
<i>Figura 4: Ilustración del efecto Hall-Petch dinámico.....</i>	<i>6</i>
<i>Figura 5: (a) prueba de abultamiento en acero ferrítico libre de intersticiales estabilizado con Ti y (b) acero TWIP con altura de cúpula 31% mayor que en (a).....</i>	<i>7</i>
<i>Figura 6: Estructura del chasis de un automóvil, indicando las regiones de los grados de acero utilizados con visión futurista del progreso del uso de materiales avanzados.....</i>	<i>10</i>
<i>Figura 7: Partes de automóvil con su respectiva resistencia a la tracción.....</i>	<i>11</i>
<i>Figura 8: Dependencia del mecanismo de deformación en función de la energía de falla de apilamiento. ....</i>	<i>13</i>
<i>Figura 9: Falla en la secuencia de apilamiento.....</i>	<i>14</i>
<i>Figura 10: Formación de una macla de deformación al aplicar un esfuerzo.....</i>	<i>15</i>
<i>Figura 11: Micrografías ópticas de acero TWIP típico (a) sin deformación, (b) 18% de deformación, (c) 26% de deformación, (d) 34% de deformación (las flechas rojas señalizan las maclas).....</i>	<i>16</i>
<i>Figura 12: Dependencia de la SFE con el contenido de Mn.....</i>	<i>18</i>
<i>Figura 13: Curvas esfuerzo- deformación del acero Fe-15%Mn-2%Al-2%Si-0.7%C con distintos tamaños de grano.....</i>	<i>22</i>
<i>Figura 14: (a) vista frontal del molde (derecha) y del crisol (izquierda), (b) vista superior de (a).....</i>	<i>30</i>
<i>Figura 15: Horno de inducción de alto vacío VOGELE APPARATEBAU.....</i>	<i>31</i>
<i>Figura 16: Diagrama de fases desarrollado por ThermoCalc.....</i>	<i>33</i>
<i>Figura 17: Esquema tratamiento termomecánico.....</i>	<i>34</i>

<i>Figura 18: Dimensiones probetas de tracción planas.....</i>	<i>35</i>
<i>Figura 19: Cuantificación de inclusiones en el acero obtenido.....</i>	<i>36</i>
<i>Figura 20: Metalografía del acero TWIP con cada tratamiento térmico. (a) As Cast, (b) solubilizado, (c)Laminado a 800°C, (d) Laminado a 1000°C, (e) Laminado a 800°C con recocido a 850°C y (f) Laminado a 1000°C con recocido a 850°C.....</i>	<i>38</i>
<i>Figura 21: Martensita en matriz del acero TWIP, (a) metalografía y (b) imagen SEM.....</i>	<i>39</i>
<i>Figura 22: Mapeo elemental por microscopia electrónica de barrido MEB con elementos principales de la aleación: (b) Al, (c) Mn y (d) Ni.....</i>	<i>40</i>
<i>Figura 23: Difractogramas acero TWIP en los estados: (a) As Cast, (b) solubilizado, (c)Laminado a 800°C, (d) Laminado a 1000°C, (e) Laminado a 800°C con recocido a 850°C y (f) Laminado a 1000°C con recocido a 850°C.....</i>	<i>45</i>
<i>Figura 24: Ensayo de tracción uniaxial de probetas planas.....</i>	<i>46</i>
<i>Figura 25: Ensayo de tracción probetas cilíndricas.....</i>	<i>47</i>
<i>Figura 26: Microscopía óptica y MEB corte transversal (a,b) y corte longitudinal (c,d).....</i>	<i>48</i>
<i>Figura 27: Acero TWIP posterior a la deformación. (a) Solubilizado, (b) Lam. A 800°C, (c) Lam. a 1000°C, (d) Laminado a 800°C con recocido a 850°C y (e) Laminado a 1000°C con recocido a 850°C.....</i>	<i>50</i>
<i>Figura 28: Difractogramas antes y después de la tracción en condición: (a) solubilizado, (b) Laminado a 800°C, (c) Laminado a 1000°C, (d) Laminado a 800°C con recocido y (e) Laminado a 1000°C con recocido.....</i>	<i>51</i>
<i>Figura 29: Fractografía: (a) solubilizado, (b)Laminado a 800°C, (c) Laminado a 1000°C, (d) y (e) Laminado a 800°C y 1000°C con recocido a 850°C, (f) vista longitudinal de la zona de fractura.....</i>	<i>53</i>
<i>Figura 30: Probetas de compresión.....</i>	<i>54</i>
<i>Figura 31: Ensayo de compresión uniaxial.....</i>	<i>55</i>
<i>Figura 32: Curvas de endurecimiento por deformación.....</i>	<i>56</i>
<i>Figura 33: Indentaciones de ensayo XPM.....</i>	<i>58</i>
<i>Figura 34: Grafico de ensayo XPM carga v/s desplazamiento.....</i>	<i>59</i>

Figura 35: Mapa nanodurezas.....60



## 1. Introducción.

En la industria automotriz se ha ido innovando constantemente en la producción de nuevos materiales que presenten mejores propiedades mecánicas con el objetivo de disminuir el peso de las estructuras sin afectar su resistencia y seguridad. Lo anterior, con la finalidad de optimizar el consumo de combustible y disminuir la emanación de gases de efecto invernadero [1].

Principalmente el estudio de estos nuevos materiales se ha centrado en los aceros al Manganeso (Mn), los cuales combinan excelentes propiedades mecánicas como lo son su alta resistencia, ductilidad y capacidad de absorción de energía [2]. Estas excelentes propiedades mecánicas se deben a mecanismos de deformación como lo son el deslizamiento de dislocaciones, la plasticidad inducida por transformación (TRIP por sus siglas en inglés) y plasticidad inducida por maclado (TWIP por sus siglas en inglés) [2]. En el acero TRIP el mecanismo de reforzamiento es la transformación progresiva de austenita metaestable en martensita tetragonal centrada en el cuerpo o hexagonal compacta, actuando la martensita como barrera para el avance de las dislocaciones y aumentando así la elongación y tasa de endurecimiento por trabajo [3]. Por otro lado, en el acero TWIP el mecanismo de refuerzo es la macla inducida por deformación, la cual actúa como un refinador de grano y se va reduciendo el camino de avance de dislocaciones ya que estas se anclan en los límites de macla [4].

Los efectos TWIP y TRIP pueden ocurrir individual o simultáneamente, esto dependiente la energía de falla de apilamiento (EFA) [2]. Para la formación del efecto TWIP la EFA debe estar entre 15-45 mJ/m<sup>2</sup> [9] [10] [5] y si es menor a 18 mJ/m<sup>2</sup> se formará el mecanismo TRIP [8]. Cuando el valor de la EFA se encuentra en lo rangos donde se puede producir TWIP y TRIP, estos mecanismos de refuerzo coexisten tal como se muestra en la Figura 1.

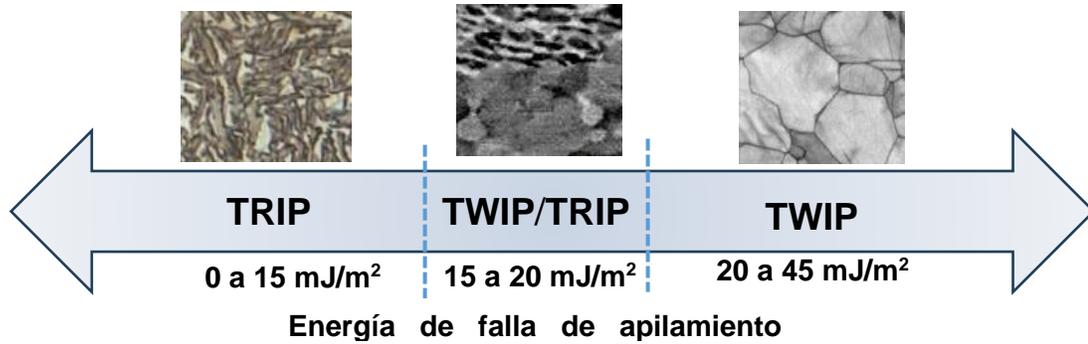


Figura 1: Cambio del mecanismo de deformación por la energía de falla de apilamiento. Metalografías referenciadas de: [9], [6]

El acero TWIP es el que se lleva mayor interés debido a que presenta una alta tasa de endurecimiento por deformación sostenida, lo que le da un mayor alargamiento (sobre el 60%) y resistencia máxima a la tracción sobre los 1000 MPa [5] [6] [7], frente a un alargamiento cercano al 30% que presenta el acero TRIP [8]. Esta alta tasa de endurecimiento por deformación se debe a maclado, ya que a medida que la deformación aumenta, el número de gemelos se incrementa y a la vez su interacción con las dislocaciones igual, lo que conduce al endurecimiento del material.

Debido a sus propiedades, se espera que los aceros TWIP sean cada vez más utilizados en la industria del transporte ya que su superioridad ante otros aceros y materiales es significativa, tal como se muestra en la Figura 2.

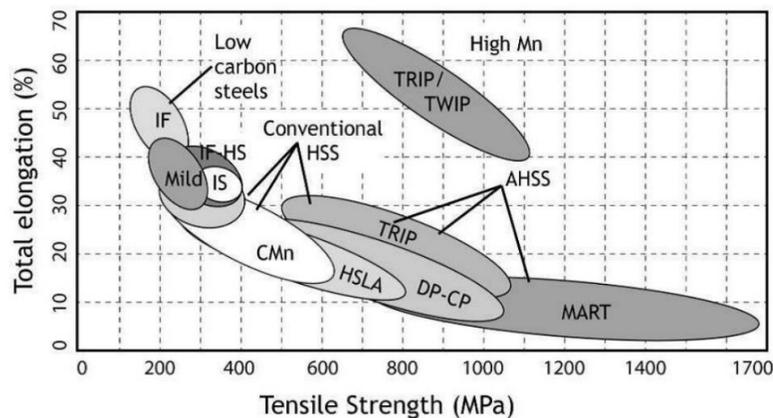


Figura 2: Carta de materiales con comparación en el rango de propiedades de varios aceros. Fuente: [11]

Sin embargo, las composiciones establecidas inicialmente presentan un límite elástico entre 200 y 500 MPa, lo que se puede atribuir a la fase blanda de austenita [12]. Estos valores se consideran insuficientes para su aplicación en la industria automotriz [13]. Además, el alto contenido de Mn de estas aleaciones hace que el costo sea mucho más elevado que otros aceros utilizados en esta industria y no se opte por ellos. Por ejemplo, se tienen los aceros doble fase [14], [15].

Con el objetivo de resolver los problemas antes mencionados e impulsar la aplicación de estos aceros, en el presente trabajo se estudia y desarrolla un acero estructural de medio contenido de Mn, con la adición de aluminio, níquel y carbono, que sea completamente austenítico y que obtengan el mecanismo TWIP. Para determinar la composición química óptima para que se genere el efecto TWIP se hará uso de los softwares ThermoCalc y JMatPro. Por medio de estos programas se obtendrán los diagramas de fases y la EFA dependiendo del porcentaje en peso de cada aleante.

Para aumentar el límite elástico del acero diseñado, se establece un tratamiento termomecánico el cual consiste en un proceso de laminación en caliente y recocido, generando cinco condiciones, las primeras dos son la laminación a 800°C y 1000°C con una reducción del 50% del área inicial y las otras dos son las condiciones uno y dos, pero con un tratamiento de recocido de recristalización a 850°C, además de una condición cero del acero en estado de homogeneización posterior a la colada. Todas estas condiciones con el objetivo de tener diversas microestructuras y evaluar el desempeño de cada una de ellas mediante ensayos mecánicos de tracción y compresión.

## 2. Fundamento teórico:

### Estado del Arte

#### - Aceros al Manganeso

Los primeros estudios de aceros al Manganeso se registran en el año 1882 por Robert Hadfield, quien logró un acero de matriz austenítica y excelentes propiedades mecánicas que incluyen una excelente resistencia a la tracción, ductilidad y endurecimiento por deformación con un porcentaje de Mn entre el 12-13% en peso y un porcentaje de Carbono del 1,2% en peso [16]. Sin embargo, este acero presentaba inconvenientes que restringen su uso [16], por ejemplo, presentan dificultad para ser maquinados en piezas que requieren alta precisión. Por esta razón han sido ampliamente estudiados y se ha variado la composición y tratamientos de procesamiento con varios microaleantes, dando paso así a los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS por sus siglas en inglés) [17], que corresponden a la segunda generación de aceros. Los mecanismos de refuerzo que dominan principalmente los aceros al Mn son el deslizamiento de dislocaciones, la plasticidad inducida por transformación (TRIP) y la plasticidad inducida por maclado (TWIP). Se ha reportado que el TRIP se puede observar con un contenido de Mn por debajo del 15% en peso, pero debe ser superior al 28% en peso para conseguir el efecto TWIP completo [18]. En la Figura 3 se ven las distintas microestructuras dependiendo el porcentaje de Mn, sin embargo, se pueden tener microestructuras austeníticas con menor cantidad de manganeso al añadir microaleantes [19]. En todas las condiciones se ve la presencia de martensita, la cual es generada por el efecto TRIP y evidencia la facilidad para que se genere este efecto. Sin embargo, el acero TWIP es el que más ha traído la atención de los metalúrgicos por su aplicación especial en la industria

automotriz debido a su superioridad en resistencia máxima a la tracción, deformación total uniforme y su capacidad de absorción de energía [20].

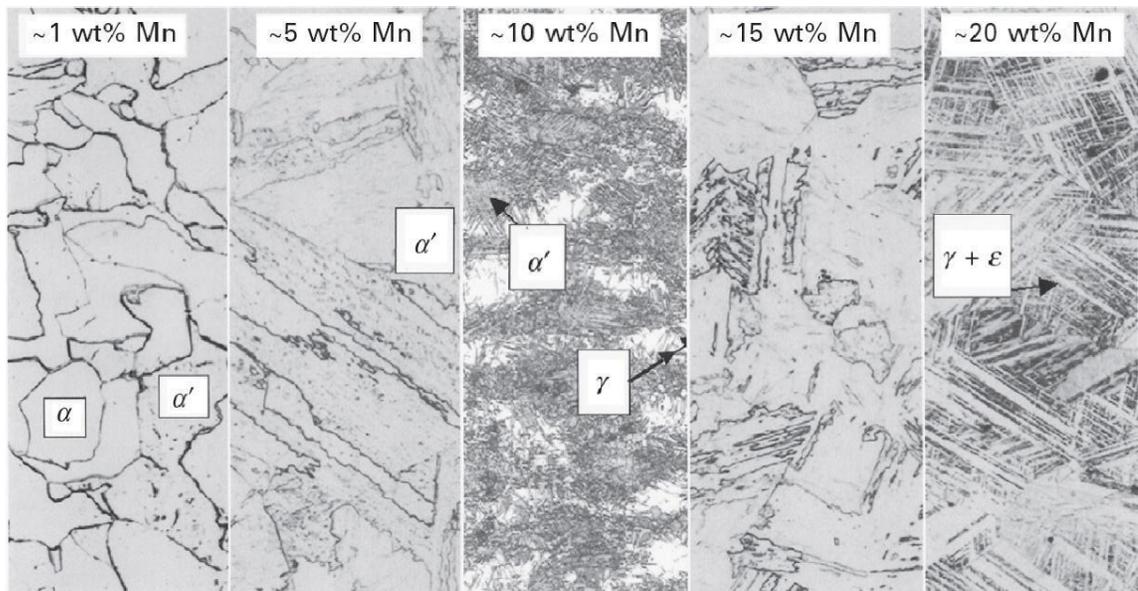


Figura 3: Micrografías de aceros con diferentes contenidos de Mn. Fuente: [19]

#### - Aceros de plasticidad inducida por maclado (TWIP)

El acero TWIP ha sido estudiado y desarrollado desde su invención en el año 2004 por Grassel y Formmeyer quienes observaron que se producía macla inducida por deformación a gran escala en la microestructura del acero TWIP al controlar el campo austenítico y la energía de falla de apilamiento [4]. El principal estabilizador de la austenita, el Manganeso (Mn), el cual se encuentra en porcentajes entre 12 y 25% en peso siendo considerado un acero de alto Mn [9], además de poseer otros elementos como el Carbono (C), Aluminio (Al), Silicio (Si) y Níquel (Ni). Las propiedades de limite elástico, resistencia máxima a la tracción y elasticidad del acero TWIP son debido al maclado inducido por

deformación, y no a algún tipo de transformación de fase. A medida que estos aceros son sometidos a esfuerzos se activan los mecanismos de maclado y las maclas actúan como divisores de grano, produciendo un tipo de refinamiento de grano y se comienza a reducir el camino libre medio al flujo de dislocaciones móviles, dando lugar al endurecimiento por deformación. Dicho patrón sigue el efecto Hall-Petch dinámico, Figura 4, el cual consiste en que se van formando gemelos mecánicos a altas velocidades debido a la EFA en el rango de 15 a 45  $\text{mJ/m}^2$  a temperatura ambiente. [21]

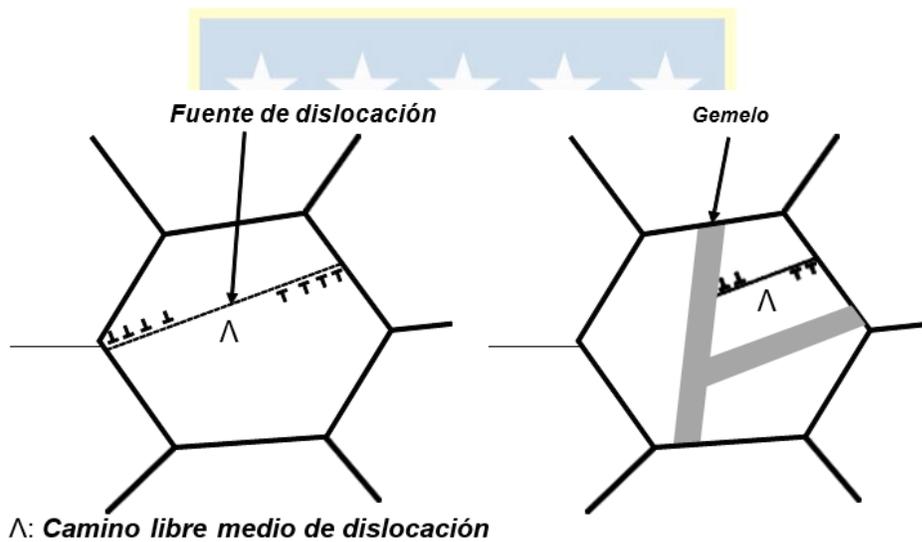
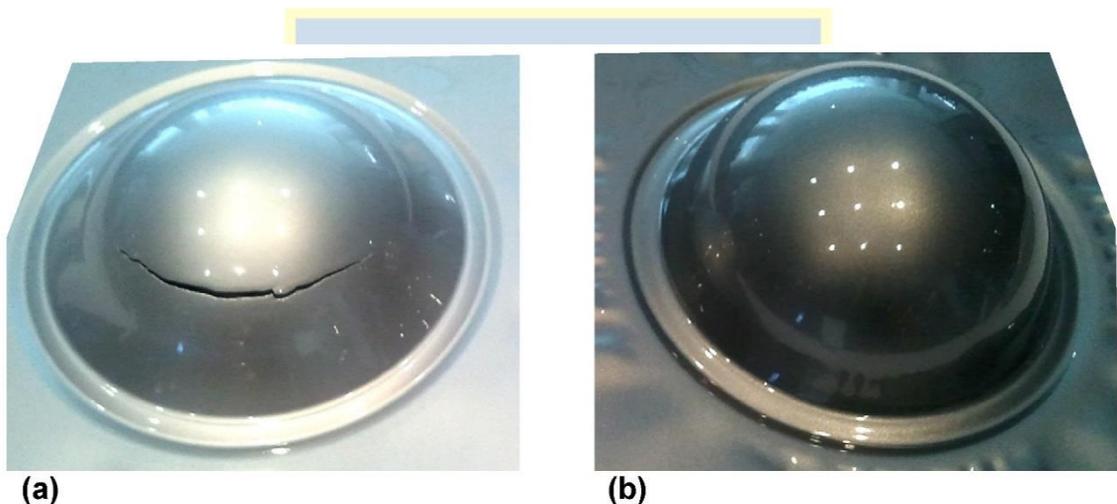


Figura 4: Ilustración del efecto Hall-Petch dinámico. Fuente: [21]

La EFA depende únicamente de la composición química de la aleación. En diversos estudios se ha variado la composición química de las aleaciones con el cuidado de mantener la SFE en el rango para la generación del efecto TWIP y se han tenido propiedades mecánicas como la resistencia a la tracción sobre los 1000 MPa y alargamiento a la tracción hasta el 60%. Sin embargo, para su uso industrial el límite elástico es bajo (200-500 MPa) [13], lo que lo limita debido a que este valor es inferior al mínimo para una aplicación anti-intrusión el cual es de 600 a 700 MPa [22]. Estas aplicaciones anti-intrusión son importantes para la

seguridad de los usuarios de los vehículos ya que se evita la intrusión o penetración de elementos en la zona de los ocupantes o en el motor [23].

Una buena demostración de alta ductilidad de este material se puede observar en la comparación de una prueba de abultamiento entre un acero TWIP con composición Fe-18%Mn-0.6%C-1.5%Al y un acero ferrítico libre de intersticios estabilizado con Ti (Ti-IF) (ver Figura 5), siendo este último considerado uno de los aceros industriales más conformables. [9]



*Figura 5: (a) Prueba de abultamiento en acero ferrítico libre de intersticiales estabilizado con Ti y (b) acero TWIP con altura de cúpula 31% mayor que en (a). Fuente: [9]*

El comportamiento evidencia una mejor capacidad de conformabilidad del acero TWIP frente a un acero Ferrítico considerado como uno de los más formables.

#### - Aceros de plasticidad inducida por transformación (TRIP)

El acero de plasticidad inducida por transformación tiene un contenido de Mn entre 3-10% en peso, siendo considerado de medio o bajo manganeso [24] [25]. Su matriz está compuesta por las fases ferrita y bainita, además de presentar una cantidad mínima del 5% de austenita retenida, la cual, a medida que aumenta la tensión producto de la deformación se transforma progresivamente en martensita y aumenta su resistencia y ductilidad. Avances más recientes han logrado mayores porcentajes de austenita retenida gracias a los tratamientos de laminación en caliente y recocido intercrítico, lo que genera una transformación revertida de austenita a partir de martensita, en la región de las fases  $\alpha$  y  $\gamma$ . De lo anterior se obtiene una mayor transformación de austenita retenida en martensita y con ello mejores propiedades mecánicas [25]. Por ejemplo, en un estudio donde se evaluaban las propiedades mecánicas de un acero 0,1%C-5%Mn que fue sometido a laminación en caliente a 600°C y luego recocido a 650°C se obtuvieron excelentes propiedades mecánicas de resistencia máxima a la tracción de 859 MPa y elongación del 36% [26].

El acero TRIP es considerado un acero avanzado de alta resistencia debido a sus propiedades mecánicas, alcanzado resistencias máximas a la tracción cercanas a 1 GPa, y elongación de hasta 25%, por lo que de igual forma tiene aplicación en la industria automotriz [27]. Sin embargo, estas mismas propiedades generan problemas como encuellamiento, formación de arrugas, entre otros, durante su conformado para la producción de autopartes automotrices [28].

- Combinación efecto TWIP/TRIP

Recientemente se han desarrollado aceros con medio porcentaje de Mn (5-12% peso) los cuales están compuestos por estructuras de ferrita y austenita. El acero TWIP/TRIP queda con fracciones de austenita retenida la cual durante la deformación se transforma en martensita, obteniendo el efecto TRIP, y otro porcentaje de austenita que tiene el efecto TWIP [29] [30] [31]. Estos aceros han presentado excelentes propiedades mecánicas debido a la combinación de ambos efectos, ya que tanto las maclas como la martensita actúan como barrera para el avance de las dislocaciones. Para que ocurran ambos efectos la EFA debe estar en el rango de 15-20 mJ/m<sup>2</sup> [1] y dicho valor se logra mediante la composición química. Para lograr el efecto TWIP/TRIP se realizan tratamientos térmicos en el rango de temperatura donde coexistan las fases  $\alpha$  y  $\gamma$ , para lo cual es fundamental el desarrollo de su diagrama de fases. Como ejemplo de esto tenemos el estudio de Palma- Elvira y compañía [30] donde se obtuvo que para un acero Fe-9%Mn-0,14%C-2,02Ni-1,39Al el rango de temperatura donde coexisten ambas fases es de 610-740°C.

- Aplicación de los aceros TWIP.

Los aceros TWIP son diseñados generalmente para la industria automotriz debido a su resistencia máxima a la tracción superior a 1000MPa y ductilidad sobre el 50%, teniendo la capacidad de resistir las mismas cargas que otros aceros, pero por menor sección transversal o espesor de los componentes [32]. Estas propiedades los hace un material crítico para la resistencia de automóviles al momento de colisionar y además se reportan aplicaciones potenciales antiexplosivas y antisísmicas, como grandes cavernas y silos de lanzamiento de misiles [33].

A lo largo de los años se ha progresado en los conceptos de nuevos materiales para la estructura de los automóviles, utilizando en esta cada vez más aceros de alta y ultra alta resistencia, tal como se muestra en la Figura 6. Como ejemplo se tiene que una de las primeras aplicaciones automotrices de los aceros TWIP incluyeron la viga del parachoques del Fiat Nuova Panda 2011, logrando la reducción del peso del vehículo en un 28% y un 22% de ahorro de costos en comparación con su modelo anterior que utilizaba una combinación de aceros press hardening (PHS) y doble fase (DP) [19].

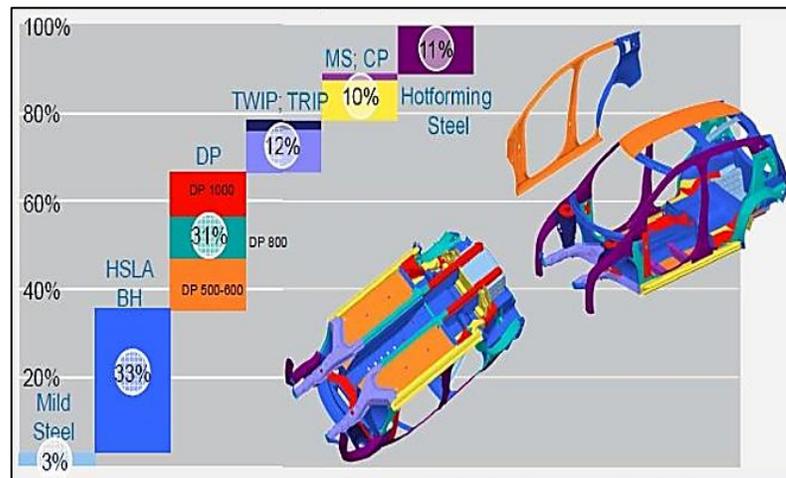
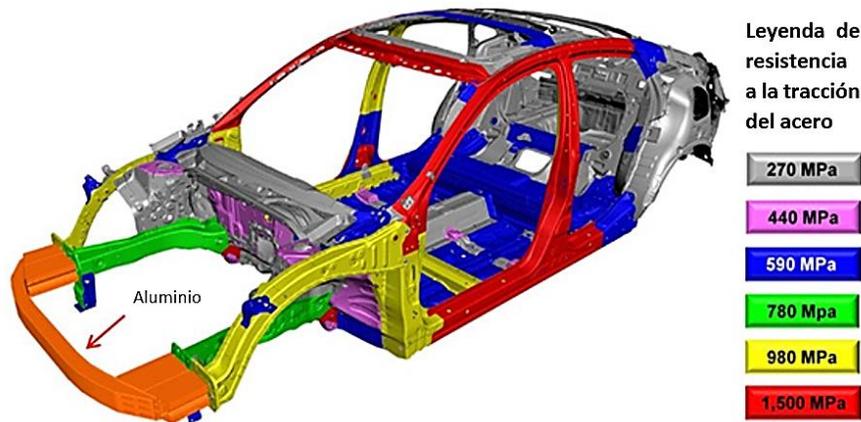


Figura 6: Estructura del chasis de un automóvil, indicando las regiones de los grados de acero utilizados con visión futurista del progreso del uso de materiales avanzados. Fuente: [34]

Es importante recalcar que se utilizan aceros con mayor resistencia mecánica en las zonas que requiere mayor absorción de impacto para así mantener seguro a los ocupantes del vehículo, ya que junto con disminuir el peso no se puede disminuir la seguridad. En la Figura 7 se señalizan las resistencias mecánicas que deben tener los componentes en la estructura del automóvil, tanto en el chasis como en la carcasa.



*Figura 7: estructura del chasis de un automóvil, indicando las regiones de los grados de acero utilizados con visión futurista del progreso del uso de materiales avanzados. Fuente: [34]*

Sin embargo, como se ha mencionado anteriormente, a pesar de las excelentes propiedades de conformabilidad y absorción de impacto, su uso se limita debido al esfuerzo de fluencia deficiente. Por esta razón el acero TWIP no se suele utilizar en las zonas donde se requiere mayor seguridad para los pasajeros, ya que quedan expuestos a la intrusión de elementos durante el eventual accidente.

Estas restricciones de límite elástico en general se han dado en los aceros con porcentajes de Mn sobre el 20%, por ello la industria se está orientando a aumentar la resistencia a la fluencia de estos aceros por medio de la limitación del contenido de Mn hasta un 12% en peso como mínimo y la cantidad de carbono entre 0.4 y 0.9% en peso [35], además de la adición de elementos aleantes. Sin embargo, se tienen fases más complejas, como lo son la ferrita, martensita y bainita, o si se tuviese una estructura austenítica homogénea, la EFA sería menor a  $20 \text{ mJ/m}^2$  y como consecuencia se formaría martensita inducida por deformación

y se pierden las excelentes propiedades de elongación que brinda el efecto TWIP [4].

### Energía de falla de apilamiento (EFA).

La EFA es el parámetro clave para la formación del maclado en los aceros TWIP. El valor de la energía de falla de apilamiento depende de la composición química del acero y de la temperatura [36] [37], y dependiendo del valor de esta son las propiedades mecánicas que se obtendrán [38].

La EFA es la energía producida por la interrupción de la secuencia de apilamiento normal de los planos atómicos (falla de apilamiento) en una estructura cristalina compacta. La secuencia normal en una estructura cristalina es ABC ABC ABC... en los planos (111) de la estructura cubica centrada en las caras ( $CCC_a$ ), pero en esta secuencia ocurre una discontinuidad del tipo ABC AB ABC... . Donde AB es un plano hexagonal compacto introducido entre los planos  $CCC_a$ , desplazando a los átomos de su posición de equilibrio y generando un desacomodo atómico.

Dentro del plano cristalino la falla de apilamiento es formada por la descomposición de una dislocación perfecta unitaria en dos dislocaciones parciales de Shockley, siendo la EFA dependiente de la distancia entre estas dislocaciones parciales, correspondiendo a una baja EFA una gran distancia entre las dislocaciones parciales [39].

En los aceros bajo, medio o alto Mn los mecanismos de refuerzo son la plasticidad inducida por transformación (TRIP) con  $EFA \leq 18 \text{ mJ/m}^2$ , donde el mecanismo de refuerzo es la formación de martensita  $\epsilon$  inducida por deformación, la plasticidad inducida por maclas (TWIP) con  $18 \text{ mJ/m}^2 \leq EFA \leq 45 \text{ mJ/m}^2$  y el

deslizamiento de dislocaciones con EFA  $\geq 45 \text{ mJ/m}^2$  [40] [41]. En la Figura 8 se definen los mecanismos de deformación que predominan en relación con la EFA.

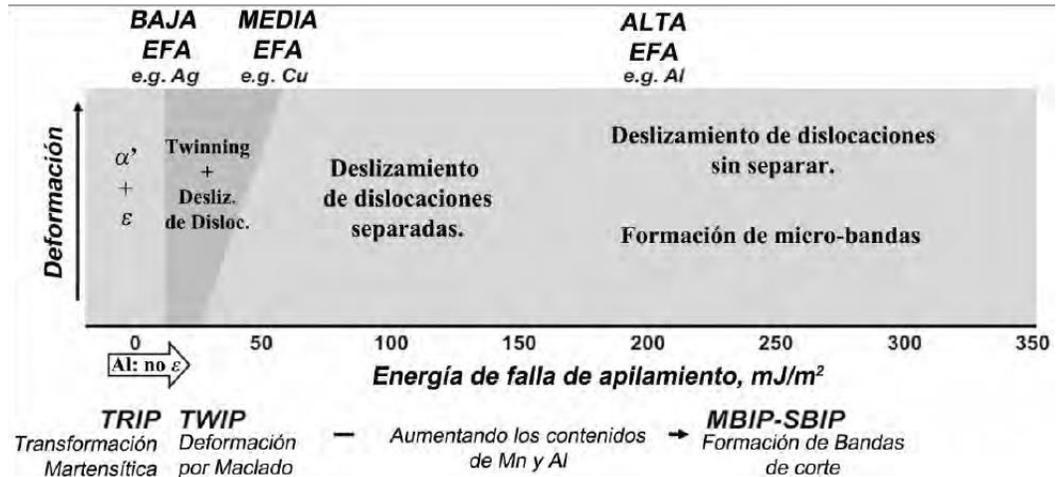


Figura 8: Dependencia del mecanismo de deformación en función de la energía de falla de apilamiento. Fuente: [36]

En cuanto a la temperatura, con el aumento de la temperatura de deformación, en algún tipo de conformado en caliente como por ejemplo laminación, el mecanismo de deformación cambia de maclado a deslizamiento de dislocaciones debido al aumento de la EFA. Algunos autores describen que una temperatura a la que se ha logrado este cambio es a  $300^\circ\text{C}$ , donde la EFA aumenta a  $70\text{-}108 \text{ mJ/m}^2$  para varios aceros TWIP [42].

### Mecanismo de maclado en aceros TWIP.

En los aceros TWIP como ya se ha mencionado el mecanismo de refuerzo es la formación de maclas mecánicas, generadas por desplazamientos atómicos producidos por deformación, o formadas después de un tratamiento térmico de

recocido. Estas obstaculizan el movimiento de las dislocaciones, similar a los límites de grano, así como se mostró en la Figura 3.

Las maclas en la microestructura se identifican como sub-granos estrechos con bordes rectilíneos y paralelos que dividen el grano principal. Las maclas tienen la misma composición y estructura del grano austenítico, sin embargo, lo que cambia es la orientación de la austenita [39]. Este cambio en la orientación de la austenita es atribuido a la falla de apilamiento que genera la alteración en la estructura, y con esto se hace dependiente de la EFA. Cada macla formada fuerza mayores elevaciones del esfuerzo aplicado para aumentar la deformación, siendo un mecanismo complementario al deslizamiento por lo que el acero presenta el mismo endurecimiento que se generaría por el deslizamiento [39].

Las maclas a nivel cristalográfico están dadas por un cambio en la secuencia de apilamiento, tal como se muestra en la Figura 9, donde se generan las regiones I, II y III, teniendo la región II una orientación de macla y está separada de las regiones I y III por los límites de macla.

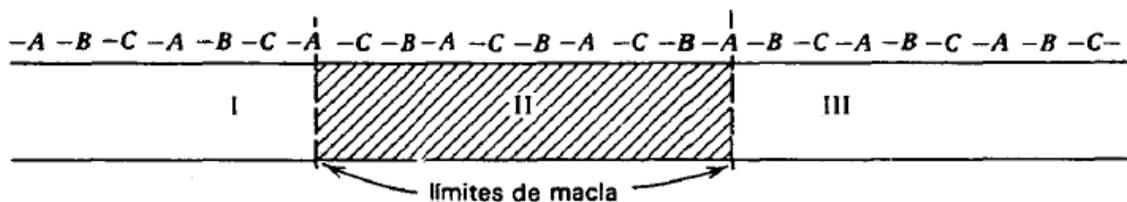
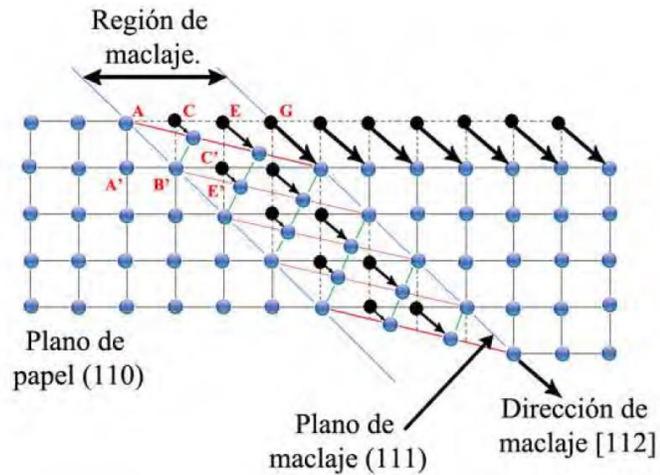


Figura 9: Falla en la secuencia de apilamiento. Fuente [43]

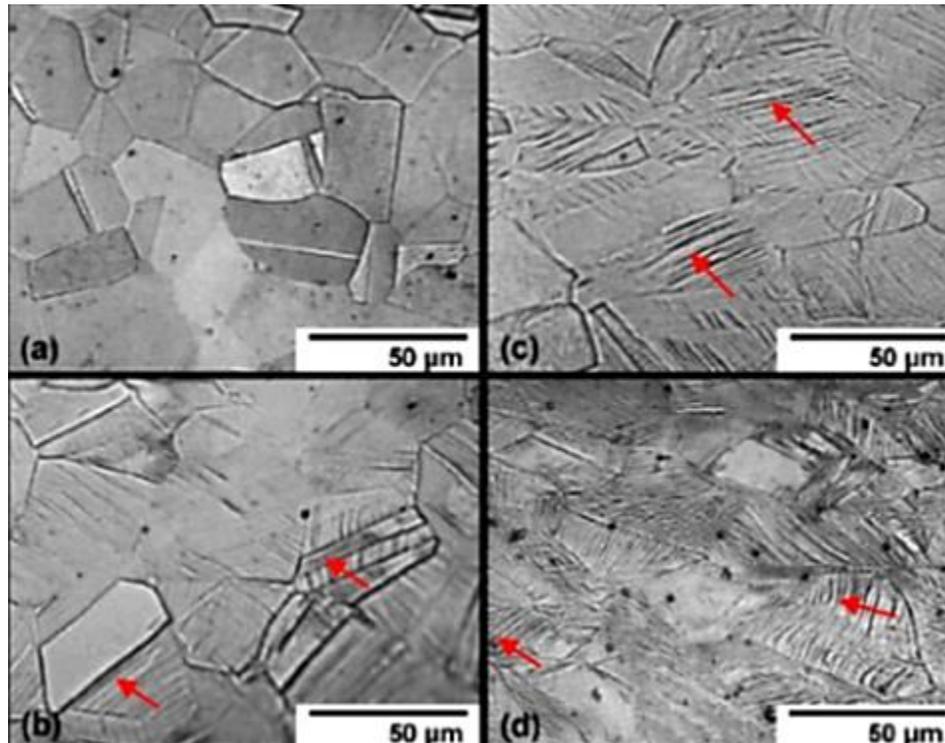
En la geometría de la estructura cristalina  $CCC_a$  las maclas mecánicas tienen un crecimiento predominante en la dirección [112], paralela a la intersección del plano compacto (111) con el plano (110). Siendo una dirección

perpendicular al plano (111), dando lugar a la morfología de placa, tal como se muestra en la Figura 10. [43]



*Figura 10: Formación de una macla de deformación al aplicar un esfuerzo.  
Fuente [36]*

Al aumentar el nivel de deformación en los aceros TWIP se va activando aún más el mecanismo de maclado y con esto aumenta la densidad de maclas de deformación. En la Figura 11 se observa la metalografía de un acero TWIP tradicional a distintos porcentajes de deformación y se evidencia el aumento de la densidad de maclas de deformación.



*Figura 11: Micrografías ópticas de acero TWIP típico (a) sin deformación, (b) 18% de deformación, (c) 26% de deformación, (d) 34% de deformación (las flechas rojas señalizan las maclas). Fuente [39]*

### Influencia de los elementos aleantes.

Para conseguir una microestructura completamente austenítica y la EFA en el rango antes mencionado, se debe estudiar la composición química de la aleación [38]. Los primeros aceros TWIP estudiados tienen como único estabilizador de la austenita el Mn. Por ejemplo, en el sistema binario Fe-Mn se necesita cerca de un 30% en peso de Mn para conseguir la fase austenita metaestable a temperatura ambiente, y en el sistema ternario Fe-Mn-C con tan solo la adición de un 0,6% en peso de C se puede estabilizar la austenita a

temperatura ambiente para contenidos mínimos de 12% en peso de Mn [44]. Sin embargo, si el contenido de Mn es bajo la EFA  $\leq 18 \text{ mJ/m}^2$ , por lo que se limita el contenido de Mn a un mínimo de 18% en peso aproximadamente para superar ese valor. El porcentaje carbono se recomienda con un máximo de 0,6% en peso para evitar la precipitación de carburos. [44]

En la actualidad los aceros TWIP incluyen como aleantes el Al y Si para mantener la EFA en los valores óptimos. Y además se han reportado microaleaciones de los elementos Cr, Ni, Cu, Nb, V, Ti y Ce con el objetivo de mejorar aún más las propiedades mecánicas y conformabilidad [45] [36] [8] [46].

A continuación, se dará a conocer la influencia de cada uno de los elementos aleantes en la metalurgia, EFA y propiedades mecánicas del acero.

- **Manganeso:**

El manganeso cumple la función de estabilizar la austenita a temperatura ambiente y controlar la transformación de austenita en martensita. Esto es que a medida que aumenta el contenido de Mn, la temperatura para que ocurra la transformación martensítica baja de los 0°C, lo que también tiene relación con la EFA [44]. La EFA tiene una dependencia no lineal con el Mn, así como se observa en la Figura 12, donde se grafica el sistema Fe-Mn, Fe-Mn-C, Fe-Mn-Al-C y junto con ello se ve la influencia de los demás aleantes con la SFE.

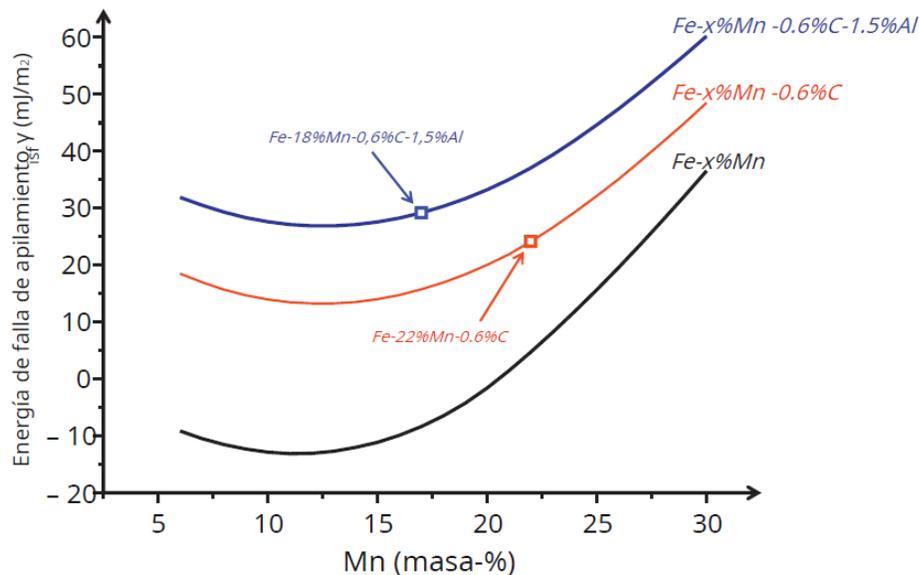


Figura 12: Dependencia de la SFE con el contenido de Mn. [44]

Por ejemplo, en un estudio realizado por Jin-Kyung Kim y B.C. De Cooman [47] se fabricaron aceros Fe-x%Mn-0.6%C-x%Al, variando los contenidos de Mn y Al entre 12-18% en peso y 0-3% en peso respectivamente. Del estudio, al aumentar el contenido de Mn hasta un 18% en peso, aún se tenía que la EFA era menor a 18 mJ/m<sup>2</sup> y había una muy leve formación de martensita  $\epsilon$  y maclas inducidas por deformación propias del efecto TWIP/TRIP. Esto quiere decir que al aumentar el contenido de Mn la EFA aumenta, pero se necesitan porcentajes sobre el 22% en peso para que predomine el efecto TWIP [44]. Por esta razón se requiere utilizar otros aleantes para aumentar la EFA.

- **Aluminio:**

En los aceros TWIP el aluminio es utilizado principalmente para aumentar la EFA. Como por ejemplo se ha estudiado su efecto en un acero Fe-18%Mn-0.6%C que posee una EFA de  $13 \pm 3$  mJ/m<sup>2</sup> y con la adición de 1% en peso de Al esta aumenta aproximadamente en +11,3 mJ/m<sup>2</sup> [48]. Otros autores

mencionaron otras composiciones donde con adición de 1.5 y 3% en peso de Al la SFE aumenta aproximadamente +8.6 mJ/m<sup>2</sup> por cada 1% en peso de Al [47].

Sin embargo, se informó que la adición de Al genera una disminución de la resistencia máxima a la tracción y alargamiento total, además de un leve aumento del esfuerzo de fluencia, por lo que se concluye que el Al disminuye la tasa de endurecimiento por trabajo debido al aumento de la EFA [47]. Además, el Al provoca que se establezca la austenita debido a que es un elemento de refuerzo de solución sólida, que inhibe la transformación por deformación austenita en martensita  $\alpha'$  [49], [50].

- **Carbono:**

En los aceros TWIP el carbono C es pieza clave, debido a que este aumenta el parámetro de red, aumenta la estabilidad de la austenita en relación con la martensita  $\epsilon$ , aumenta sustancialmente la EFA (siendo el cambio más notorio a menor contenido de Mn) y presenta un fuerte endurecimiento por solución sólida. Lo anterior debido a que el C ocupa sitios intersticiales octaédricos en la estructura cubica centrada en las caras (CCC<sub>a</sub>) y estos se mueven a sitios tetraédricos en la región maclada [44].

Cuando el contenido de carbono es menor a 0,4% en peso, este difunde fuera del plano de falla de apilamiento y se genera una disminución en la EFA [44]. Algunos autores mencionan que contenido del 0.6% en peso de C es suficiente para obtener una microestructura de austenita libre de carburos uniforme, lo que evita la formación de martensita [39].

- **Silicio:**

Porcentajes mínimos de silicio (Si) son necesarios, ya que si el porcentaje en peso de silicio es menor al 0.1% se produce un decrecimiento en la fluidez del

material durante la colada, lo que dificulta su vaciado y fluidez dentro del molde [36].

En cuanto a las propiedades mecánicas, el Si es un estabilizador de la fase ferrita ( $CCC_u$ ) y genera disminución de la EFA de hasta  $-4 \text{ mJ/m}^2$  por cada 1% en peso de Si [4] lo que provoca velocidades menores de recristalización mecánica de la austenita [36].

En algunas aleaciones se han utilizado contenidos de Si entre 1 y 2% en peso para incrementar moderadamente el esfuerzo de fluencia. Sin embargo, no es recomendado ya que una menor EFA dificulta la formación del maclado. Además, cuando se adicionan porcentajes por encima del 2.2% en peso de Si ocurre una pérdida abrupta del límite de fluencia. [16]

- **Níquel:**

El níquel (Ni) ayuda a estabilizar la fase austenita ( $CCC_a$ ) a temperatura ambiente [45]. También, el Ni ayuda a suprimir la precipitación de carburos laminares, los cuales son propensos a formarse a temperaturas entre  $300^\circ\text{C}$  y  $550^\circ\text{C}$ , por lo que de igual forma ayuda a retener las propiedades magnéticas del acero [16]. Los autores Rajib Kalsar et al. [51] estudiaron un acero Fe-12Mn-0.5C con adición de 4.8% en peso de Ni, y obtuvieron que al añadir Ni se obtenía una mayor fracción de maclas de recocido y cuando era sometido a laminación también la fracción de macla era más alta, por lo que este acero exhibió una ductilidad muy alta (elongación de  $74 \pm 5\%$ ).

En cuanto a la EFA, Cooman B. D. [49] informó que cuando el Ni está ubicado en el plano de falla de apilamiento aumenta la EFA en  $+10 \text{ mJ/m}^2$  por cada 1% en peso de Ni.

## Efecto del tamaño de grano en aceros TWIP.

En los aceros TWIP como se ha mencionado el mecanismo de refuerzo se debe a la formación de maclado mecánico que anclan las dislocaciones, reduciendo el camino medio de estas y obteniendo así un efecto de refinamiento de grano dinámico [52]. Este efecto genera el endurecimiento y plasticidad inducida por deformación, lo que aumenta la resistencia máxima a la tracción y elongación. Sin embargo, el bajo límite elástico de estos aceros ha sido un problema, por lo que se han buscado formas de solucionar este problema mediante la disminución del tamaño de grano, lo que se puede lograr por tratamientos de laminación en caliente o laminación en frío y recocidos de recristalización [53] [52] [54]. En investigaciones se observaron resultados positivos con la disminución del tamaño de grano ya que el esfuerzo de fluencia aumentaba a medida que decrecía el tamaño de grano [52]. Sin embargo, la disminución del tamaño de grano disminuye en parte la generación de maclas [52]. Esta disminución del maclado trae consigo que las maclas sean mucho más delgadas en los granos más pequeños y en consecuencia un endurecimiento por deformación mayor [55].

Por ejemplo, K.M.\_Rahman et. al. [52] estudiaron un acero TWIP de composición química Fe-15%Mn-2%Al-2%Si-0.7%C con 5 tamaños de grano diferentes, los cuales se obtuvieron por laminación en frío y recocido. Estos tamaños de grano oscilan entre los 0,7 a 84  $\mu\text{m}$  y se realizaron ensayos de tracción para evaluar su comportamiento, los cuales se muestran en la Figura 13, donde se observa un aumento en las propiedades mecánicas del acero.

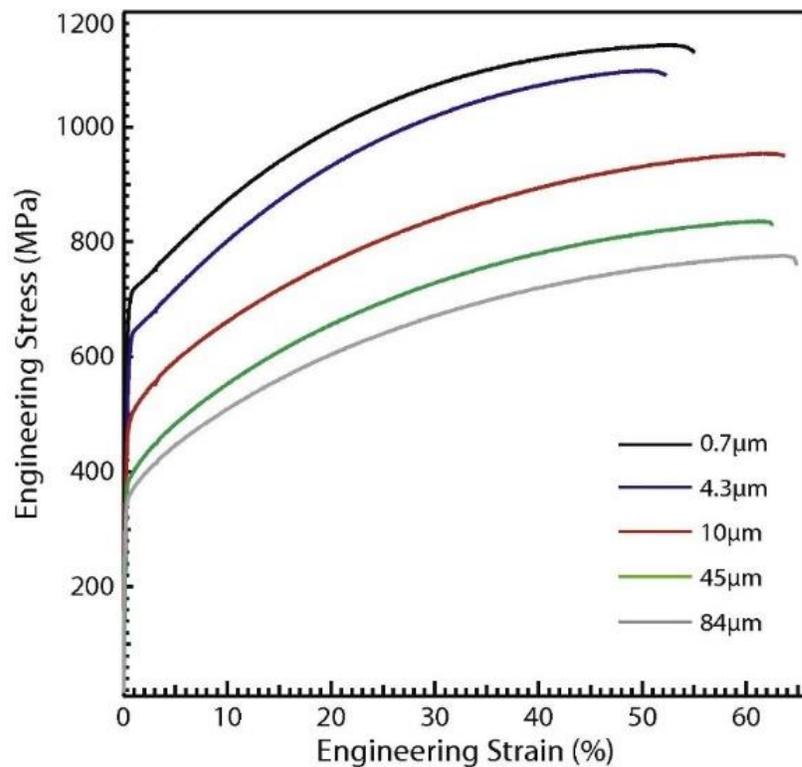


Figura 13: Curvas esfuerzo - deformación del acero Fe-15%Mn-2%Al-2%Si-0.7%C con distintos tamaños de grano. Fuente [52].

Del estudio se obtuvo que cuando hay mayor tamaño de grano la tensión para la formación de maclas es menor, por lo que es más fácil la formación de estas. Sin embargo, estos gemelos son más gruesos y oponen menor resistencia a la fluencia y a la tracción, aunque la elongación es mayor. Otros autores también estudiaron la influencia del tamaño de grano en las propiedades de un acero TWIP con 22% en peso de Mn, llegando a resultados similares, obteniendo mayores esfuerzos a menor tamaño de grano [32].

## Tratamientos térmicos y termomecánicos

La pieza una vez fundida debe ser sometida a tratamientos térmicos para tener las propiedades deseadas y también para dar forma a productos. En los aceros TWIP de medio Mn generalmente pasan por un proceso de austenizado u homogenización, con el objetivo de obtener una estructura 100% austenítica y con un tamaño de grano homogéneo, a temperaturas entre los 1000-1200°C por aproximadamente tres o cuatro horas con posterior enfriamiento en agua [28], [56]. Posteriormente en ocasiones se realiza laminado en frío con un posterior recocido de recristalización para acondicionar el acero [57], [52]. Sin embargo, este procedimiento no es muy aplicable a nivel industrial debido a su complejidad. Otros autores han estudiado la laminación en caliente del acero TWIP con diferentes temperaturas de laminación [58], [59], [60]. Los rangos de temperatura consideran las temperaturas de recristalización dinámica y de la formación de maclas de recocido. De estos tratamientos se lograron buenos resultados y propiedades mecánicas, además de mayor simplicidad en una eventual línea de producción. Vladimir Torganchuk et al. [53] estudiaron las propiedades mecánicas de un acero laminado en temperaturas que variaban entre los 500°C y 1100°C y se evidencia que cuando laminación se realiza sobre los 900°C el acero tiene una microestructura completamente recristalizada. Lo anterior generó granos equiaxiales y de mayor tamaño, y se tuvo un menor endurecimiento por deformación y esfuerzo de fluencia ( $<400\text{MPa}$ ), aunque mayor elongación. Sin embargo, cuando la temperatura de laminación es menor, el endurecimiento por deformación aumenta y existe una mayor densidad de dislocaciones. Debido a esto se genera una mayor fuerza impulsora para la nucleación de granos más pequeños, por lo que se obtiene menor tamaño de grano, pero mayor heterogeneidad de grano producto de que la recristalización es parcial. Esta disminución en el tamaño de grano, acompañada de la alta densidad de dislocaciones presente hace aumentar el límite elástico del acero, aunque no

obstante la elongación es menor y esta es reducida desde un 80% hasta un 30% aproximadamente. Otros autores obtuvieron resultados similares [54] [61]. Algunos estudios además incluyen un recocido de recuperación o recristalización para lograr una buena combinación entre ductilidad y resistencia [62]. Por esta razón es importante estudiar un punto medio donde se obtengan buenos esfuerzos, tanto de fluencia como de ruptura, y una elongación considerable.

## Propiedades mecánicas

Para determinar las propiedades del acero es necesario realizar ensayos mecánicos. Se tienen dos tipos de ensayos, los destructivos y los no destructivos. En los ensayos no destructivos no se alteran de forma permanente las propiedades del material en estudio, por ejemplo, se tienen los líquidos penetrantes, ultrasonido, Rayos X, entre otros. Y en el ensayo destructivo si se generan daños irreversibles en la pieza, teniéndose entre estos ensayos de tracción, compresión, resistencia al impacto o Charpy, entre otros.

En este estudio se realizarán ensayos de compresión y de tracción. Estos ensayos se basan en las normas ASTM E9 y E8, respectivamente y de ellos se obtienen valores de esfuerzo de fluencia o límite elástico, resistencia máxima a la tracción y compresión, respectivamente y elongación del material hasta el punto de rotura. El esfuerzo de fluencia se define como el máximo esfuerzo que resiste el material sin presentar deformación plástica. Y la resistencia máxima a la tracción y compresión se define como el máximo esfuerzo que resiste el material en deformación plástica sin generar la fractura y rotura de este.

De los ensayos de tracción y compresión se pueden obtener las curvas de endurecimiento por deformación. Como se ha mencionado anteriormente, dicha propiedad es la que le atribuye las excelentes propiedades mecánicas al acero

TWIP. La tasa de endurecimiento por deformación ha sido estudiada por varios autores debido a la diferencia en el comportamiento que presentan los aceros que generan maclado con aquellos que tienen como único mecanismo de deformación el deslizamiento de dislocaciones [19]. En los aceros TWIP el maclado actúa como barrera para el movimiento de las dislocaciones, y a medida que el acero se va deformando, aumentan estas barreras y el acero presenta un aumento de la dureza sin sacrificar la ductilidad.

## Simulación computacional

Como softwares de simulación computacional los más utilizados son el ThermoCalc y el JMatPro. El primero, utiliza la metodología CALPHAD, con la cual se pueden predecir las propiedades termodinámicas de sistemas de materiales multicomponentes. Lo anterior se basa en la minimización de la energía libre de Gibbs, mediante la asignación de una ecuación a cada fase. La energía de Gibbs se define como un polinomio que incorpora la composición química y la temperatura de un material. Esta cantidad desempeña un papel fundamental en la termodinámica computacional porque abarca y describe todas las propiedades termodinámicas de dicho material [63].

La efectividad de la metodología CALPHAD depende de la base de datos que utilice para definir la energía libre de Gibbs ideal, de elementos puros, y la de exceso. Definiéndose la primera como la energía libre que se tendría en condiciones de presión y temperatura ideales. Para los elementos puros, la energía libre de Gibbs toma un valor de cero ya que considera el estado más estable del elemento. Mientras que la energía libre de exceso se entiende como la diferencia entre el valor ideal y el real [64].

Por medio de este programa se pueden obtener diagramas de fase multicomponente, propiedades termodinámicas de entalpías, potenciales químicos, capacidades caloríficas, etc., microsegregación durante solidificación, fracciones de fase de equilibrio y composición en función de la temperatura para materiales multicomponentes, entre otros [65]. Mediante el diagrama de fases se puede conocer el estado de equilibrio de una aleación. [66]

JMatPro igualmente es un software que calcula una amplia gama de propiedades de los materiales y está especialmente diseñado para aleaciones multicomponente utilizadas en la industria. Utilizando JMatPro se pueden hacer cálculos para equilibrios de fases estables y metaestables, comportamiento y propiedades de solidificación, propiedades mecánicas, propiedades termofísicas, físicas y químicas, y transformaciones de fase. [67]



### 3. Hipótesis

El control adecuado de Mn, Ni, Al y C permite generar un acero de medio Mn (<11% en peso) con matriz austenítica en un amplio rango de temperatura y mecanismo de plasticidad inducida por maclado mediante el control de la energía de falla de apilamiento. Además, el control adecuado del tamaño de grano mediante los tratamientos térmicos permite un control sobre la activación de las maclas y esfuerzo de fluencia.

### 4. Objetivos

#### Objetivo general:

Desarrollar una aleación de medio contenido de Manganeso (Mn) con la adición de Aluminio (Al), Níquel (Ni) y Carbono (C) como aleantes, que presente el efecto de endurecimiento por deformación TWIP (plasticidad inducida por maclas).

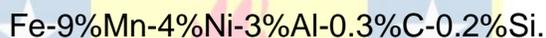
#### Objetivos específicos:

- Diseñar una aleación de medio contenido de Mn que presente mecanismo TWIP, con fase austenita estable y sin formación de fases secundarias.
- Producir las aleaciones diseñadas mediante fusión en horno de inducción al vacío y tratamientos termo-mecánicos con el fin de controlar el tamaño de grano final.
- Caracterizar la microestructura del material mediante microscopía óptica y electrónica de barrido, y evaluar su correlación con el comportamiento mecánico y los mecanismos de deformación propuestos.

## 5. Método experimental

### Diseño de la composición química.

De las investigaciones analizadas hasta este punto, se complementa la hipótesis de poder desarrollar un acero TWIP con medio contenido de manganeso y que pueda desarrollar propiedades mecánicas competitivas en comparación a las investigadas. Mediante el estudio del efecto de los elementos aleantes sobre la estabilidad de la fase austenita y el control de la EFA, se establece la siguiente composición química de diseño:



Para la formulación de la composición química se utilizaron como principales estabilizadores de la fase austenita el Mn y el Ni, y su efectividad se comprobó mediante la simulación computacional con ThermoCalc. Sin embargo, al calcular el valor de la EFA, este valor se encontró debajo de los valores buscados para que se genere el mecanismo TWIP (20-35 mJ/m<sup>2</sup>). Por esta razón, se agregó un porcentaje de aluminio para aumentar dicho valor y así asegurar la obtención del maclado mecánico. Se añade un bajo porcentaje de carbono para evitar la generación de carburos que pueden fragilizar la aleación. Finalmente se añade un porcentaje de silicio para tener una buena fluidez del material durante la colada. La composición final de diseño se introdujo en los softwares ThermoCalc y JMatPro y se comprobó que se tenía una amplia región de fase austenita estable, y la EFA en el rango óptimo para la generación del efecto TWIP. Cabe mencionar que posterior a la fundición se realizaran nuevamente los diagramas de fase y cálculo de la EFA con la composición final obtenida.

## Procedimiento de Fundición.

### - Balance de masa

En el proceso de fundición se utilizó como materia prima una palanquilla de acero ASTM 1005, acero ASTM A36, Ferro Manganeso de alto y de medio contenido de Carbono, Níquel puro y Aluminio grado AA1100. El porcentaje en peso de cada constituyente se puede observar en la Tabla 1.

Tabla 1. Porcentaje en peso de cada constituyente del acero

Aleante	%C	%Si	%Mn	%Cr	%P	%S	%Al	%Ni	%Cu	%Fe
Aluminio AA1100	-	0,4	0,05	-	-	-	98,95	-	0,2	0,4
Níquel puro	-	-	-	-	-	-	-	99	-	-
FeMn (STD) medio C	0,97	0,15	79,62	-	0,21	0,017	-	-	-	19,41
Acero 0,05%C	0,05	-	0,2	-	-	-	-	-	-	99,72
Plancha acero A36	0,18	0,52	1,15	0,33	0,018	0,004	-	-	0,2	98,5
FeMn (STD) alto C	7,5	-	85	-	-	-	-	-	-	16,5

### - Preparación de Crisol:

Para introducir los constituyentes al horno y que se soporte la temperatura de fusión del acero (aproximadamente 1600°C), se fabricó un crisol a partir de cemento refractario Magnesita con agua en un molde metálico. El Crisol es fabricado por un método convencional, donde en primer lugar se monta y lubrica el molde metálico con vaselina, luego la Magnesita se mezcla con agua y se deposita al interior del molde. El molde es secado durante 8 horas a temperatura ambiente para obtener una calidad adecuada en verde y realizar el desmoldaje sin riesgo de fisuración, Figura 14. Posteriormente, se incorporó el crisol a un ciclo de sinterización en el cual se calentó el horno con una velocidad de 56°C/h hasta 450°C con mantención de 1 a 30 minutos, seguido de un calentamiento a

100°C/h hasta 950°C con mantención por 30 minutos, y finalmente se deja enfriar el crisol en el horno. La idea de las rampas lentas de calentamiento es evitar el agrietamiento del crisol.

a)



b)



*Figura 14: (a) vista frontal del molde (derecha) y del crisol (izquierda), (b) vista superior de (a)*

#### - **Fundición:**

La fundición se llevó a cabo en un horno de inducción de alto vacío VOGELE APPARATEBAU, ver Figura 15, a aproximadamente 1600°C en una atmosfera controlada para evitar la presencia de oxígeno que puede formar MnO, además de la formación de otras inclusiones no metálicas que generan fragilidad en la aleación.



Figura 15. Horno de inducción de alto vacío VOGELE APPARATEBAU

- **Vaciado:**

Finalmente, el producto fundido fue vaciado en una lingotera metálica con capacidad de 5 kg, obteniendo un lingote del acero buscado.

**Composición química obtenida.**

Mediante el método de espectroscopia de emisión óptica se analizó una sección del acero obtenido y se tuvo la composición que se muestra en la Tabla 2.

Tabla 2. Composición química obtenida.

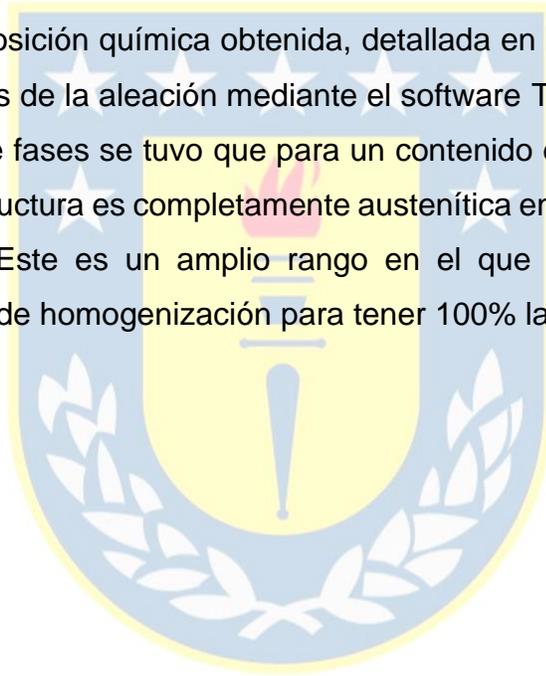
Aleante	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Co	Fe
% en peso	0.28	0.23	10.27	0.035	0.0015	0.163	0.0081	3.72	2.77	0.0287	Bal.

## Cálculo de la energía de falla de apilamiento (EFA).

La energía de falla de apilamiento se obtuvo mediante la composición química detallada en la Tabla 2. El cálculo de la EFA se realizó utilizando el software JMatPro, siendo esta de 33.1 mJ/m<sup>2</sup> a temperatura ambiente. Por lo que se encuentra en el rango para que se genere el efecto TWIP.

## Simulación computacional de composición obtenida.

Con la composición química obtenida, detallada en la Tabla 2, se generó el diagrama de fases de la aleación mediante el software ThermoCalc, ver Figura 16. Del diagrama de fases se tuvo que para un contenido de carbono de 0,28% en peso la microestructura es completamente austenítica en el rango aproximado de 750 - 1480°C. Este es un amplio rango en el que se puede realizar el tratamiento térmico de homogenización para tener 100% la fase austenita.



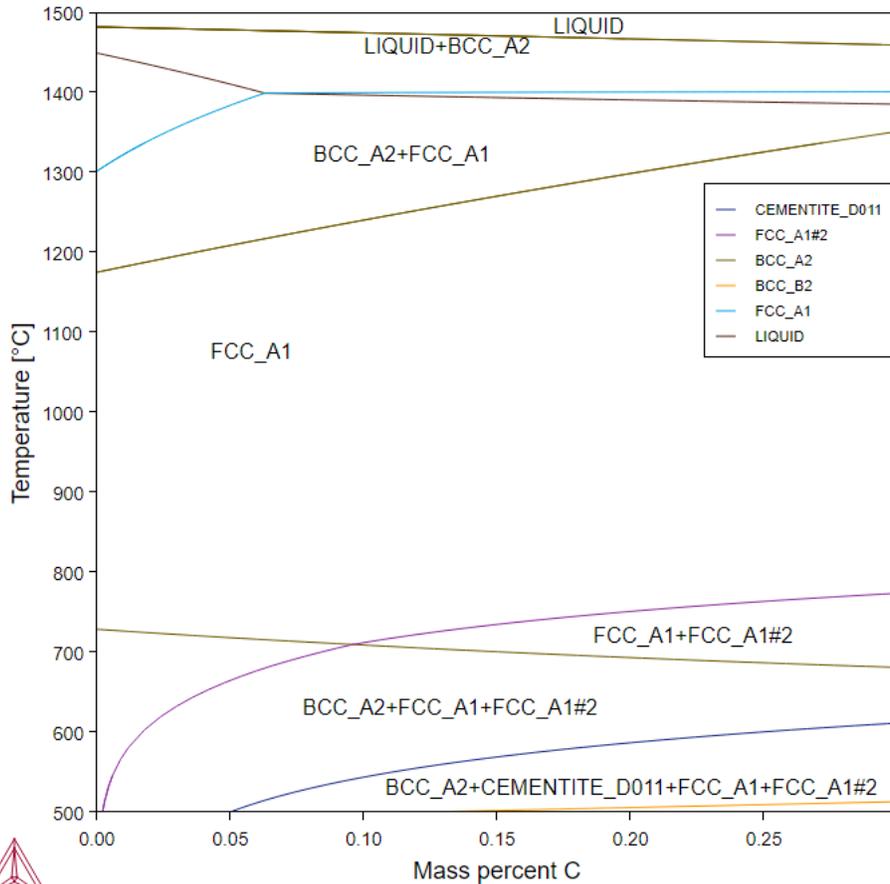


Figura 16. Diagrama de fases desarrollado por ThermoCalc

### Tratamiento termomecánico.

Para comenzar a trabajar el acero, el lingote obtenido fue seccionado en tochos de 60x30x30 mm. Posteriormente, se les realizó un tratamiento de homogeneizado a 1150°C por 3 horas, seguido de un enfriamiento rápido en agua para evitar la precipitación de fases indeseadas que se forman a temperaturas bajo los 750°C. El tratamiento de homogeneización se realiza para eliminar la segregación del manganeso y obtener una estructura completamente austenítica.

Los tochos del acero en estado de solubilizado se considerarán como el estado inicial, del cual se seguirán 4 tratamientos distintos. En el primero se realizará laminación en caliente a 1000°C con una reducción del 50%, con el objetivo de tener un tamaño de grano homogéneo, seguido de un enfriamiento en agua. El segundo será laminado con la misma reducción, pero a 800°C con el objetivo de tener una microestructura parcialmente recristalizada, y también enfriado en agua. Para las otras dos condiciones se les realizó un recocido de recristalización a 850°C a los aceros laminados a 800°C y 1000°C, con el objetivo de homogeneizar las microestructuras, como se muestra en la Figura 17. Los rangos de temperatura de trabajo se basaron en los resultados de la simulación del diagrama de fases para siempre encontrarnos en la región donde la austenita es estable.

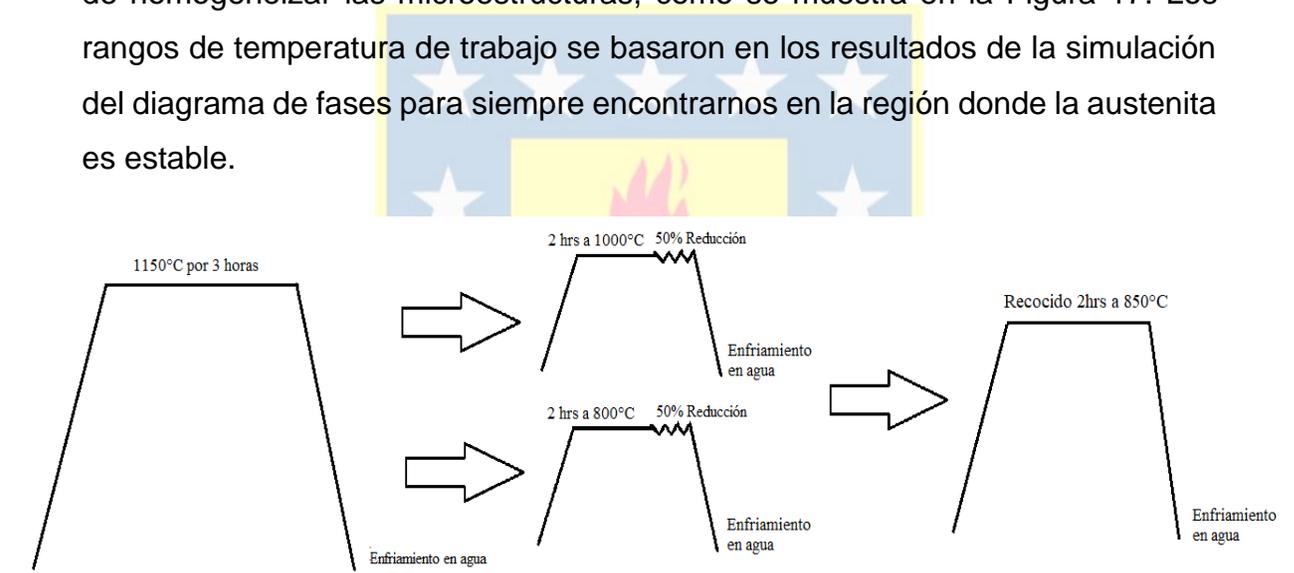


Figura 17: Esquema tratamiento termo-mecánico.

## Caracterización microestructural y mecánica.

La microestructura de cada una de las muestras obtenidas se caracterizó mediante microscopía óptica y electrónica de barrido, utilizando un microscopio de la marca LEICA DMI8 M y JSM-6010PLUS/LA (JEOL), respectivamente. Para

ambos ensayos la preparación metalográfica consistió en lijar las muestras en la secuencia de lijas G240, G320, G400 y G600 y luego fueron pulidas a espejo con pasta de alúmina ( $AlO_2$ ), tal y como especifica la norma ASTM E3. Para el ataque químico se utilizó Nital al 3% por 40 segundos + solución de Vilella por 20 segundos. También se tomaron muestras para realizar difracción de rayos X (DRX) con el fin de identificar los planos cristalinos presentes en la aleación.

Para conocer las propiedades mecánicas de cada acero se realizaron ensayos de tracción, para los cuales se mecanizaron probetas acorde a norma ASTM E 8, cuyas dimensiones se esquematizan en la Figura 18 para la condición de solubilizado, laminado a  $800^{\circ}C$  y  $1000^{\circ}C$ . Para las condiciones de laminado a  $800^{\circ}C$  con recocido y laminado a  $1000^{\circ}C$  con recocido se mecanizaron probetas cilíndricas. Las probetas fueron diseñadas de tal forma que la dirección de tracción sea paralela a la de laminación. También se realizaron ensayos de compresión uniaxial, para los cuales se fabricaron probetas cilíndricas de 9 mm de largo y 6 mm de diámetro. Finalmente se tomará la derivada de las curvas de compresión o tracción con respecto a la deformación para obtener la tasa de endurecimiento por deformación.

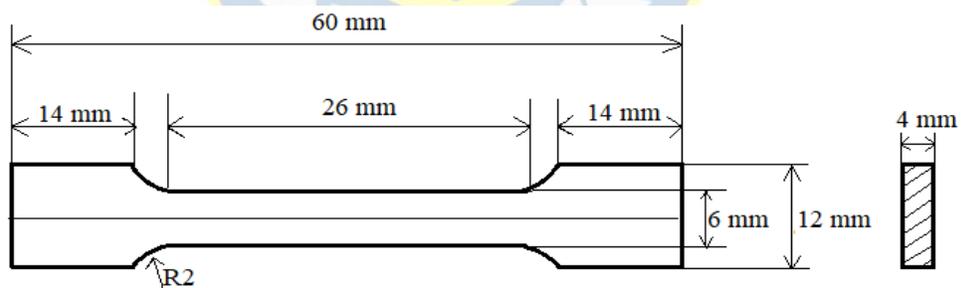
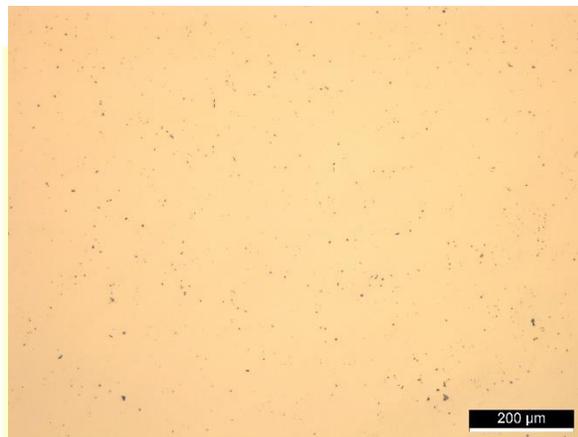


Figura 18: Dimensiones probetas de tracción planas.

## 6. Resultados y discusiones

### Caracterización microestructural.

El acero resultante presenta una cantidad de inclusiones no metálicas del tipo oxido globular de serie fina del tipo 3, según la norma ASTM E45. En la Figura 19 se muestra una metalografía de las inclusiones del acero.



	A Tipo Sulfeto		B Tipo Alumina		C Tipo Silicato		D Tipo Óxido, Globular	
	Serie fina	Serie grossa	Serie fina	Serie grossa	Serie fina	Serie grossa	Serie fina	Serie grossa
	Espeessura até 4μm	Espeessura até 6μm	Espeessura até 9μm	Espeessura até 15μm	Espeessura até 5μm	Espeessura até 9μm	Espeessura até 8μm	Espeessura até 12μm
1								
2								
3								
4								
5								

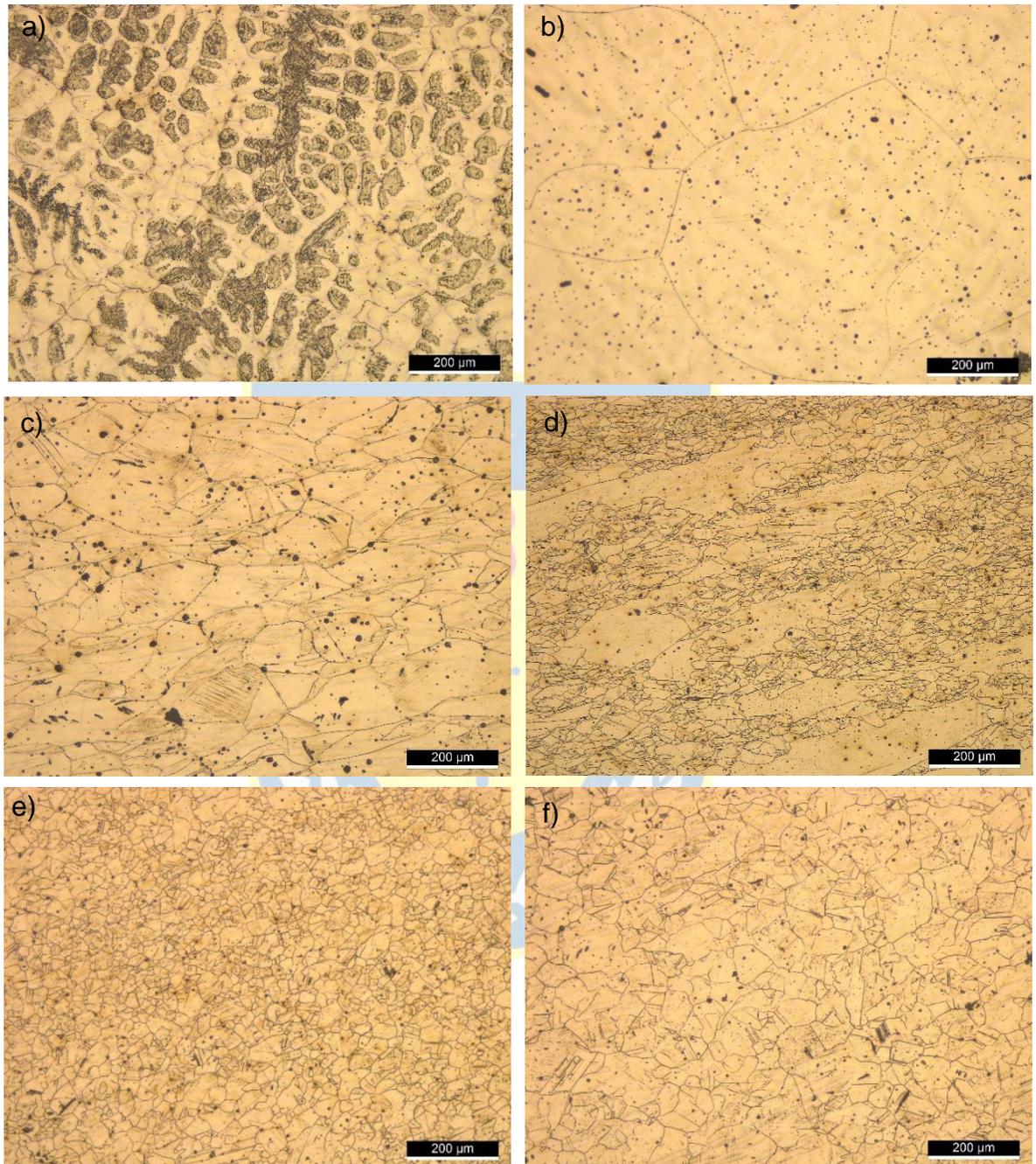
Figura 19: Cuantificación de inclusiones en el acero obtenido.

Los resultados de microscopía óptica del acero en todas las fases de su tratamiento se muestran en la Figura 19, de estos resultados se evidencia el efecto del tratamiento termomecánico en el tamaño del grano del acero, lo que era esperado. El tamaño de grano fue medido con la aplicación Leica Application Suite versión 4.9.0, teniendo como resultados los que se muestran en la Tabla 3.

*Tabla 3. Tamaños de grano promedio.*

<b>Condición</b>	<b>Tamaño de grano promedio</b>
Solubilizado	345,8 ± 10 μm
Laminado a 800°C	12,9 ± 10 μm
Laminado a 1000°C	54 ± 3 μm
Laminado a 800°C con recocido	20,6 ± 10 μm
Laminado a 1000°C con recocido	50,4 ± 10 μm

En Fig. 20(c) se aprecia una combinación de granos austeníticos equiaxiales y alargados debido a la recristalización parcial causada por temperatura de laminación a 800°C. Además, se observan maclas mecánicas y de recocido producto de la laminación en caliente al igual que en (d). Sin embargo, en (d) la microestructura es prácticamente equiaxial ya que la temperatura de laminación aumenta hasta 1000°C, aunque igual hay heterogeneidad. Para (e) y (f) la microestructura es completamente equiaxial y el tamaño de grano homogéneo debido a la recristalización y engrosamiento del grano. En (f) se aprecia una leve disminución en el tamaño de grano comparado con su predecesor (d), lo que se puede atribuir al crecimiento de los granos pequeños y a la nucleación de nuevos granos en los límites de macla ya que existe una mayor fuerza impulsora en esas zonas.



*Figura 20. Metalografía del acero TWIP con cada tratamiento térmico. (a) As Cast, (b) solubilizado, (c) Laminado a 800°C, (d) Laminado a 1000°C, (e) Laminado a 800°C con recocido a 850°C y (f) Laminado a 1000°C con recocido a 850°C.*

Sin embargo, también en otras secciones del lingote se encontró la presencia de martensita  $\alpha'$ , apareciendo de forma indeseable ya que siempre se trabajó en los rangos de temperatura donde la austenita es estable y se encuentra en su 100%. La martensita fue identificada por microscopía óptica, DRX y microscopía electrónica de barrido (MEB) en todas las condiciones de tratamiento térmico y termomecánico. Por ejemplo, en la Figura 21 se muestra la martensita presente en la matriz de la condición laminada a 800°C. Algunos estudios sobre aceros TWIP/TRIP [68] sugieren que la martensita presente se puede deber a la segregación del Mn.

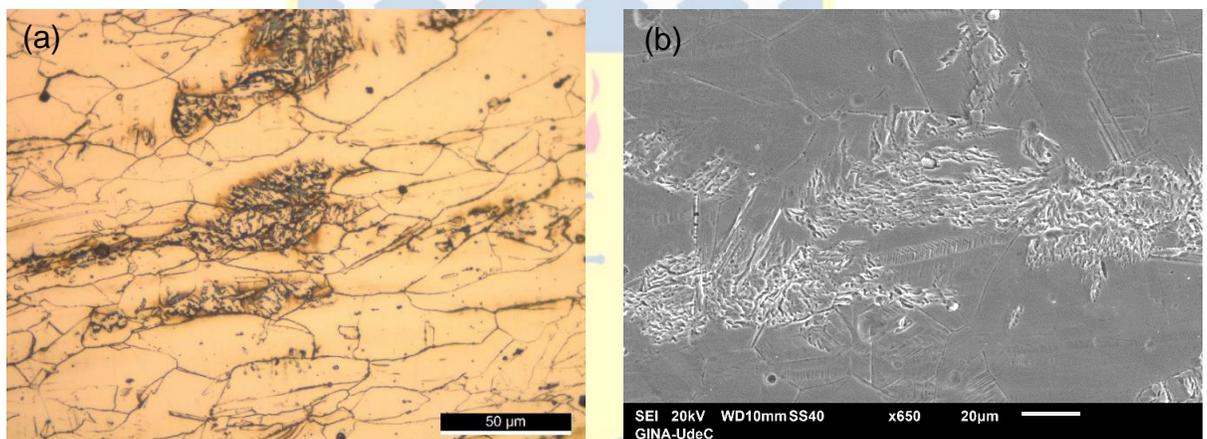


Figura 21: Martensita en matriz del acero TWIP, (a) metalografía y (b) imagen MEB.

En la Figura 22 se muestra un Mapeo elemental por microscopía electrónica de barrido, donde se identifica una leve segregación de manganeso, además de una clara segregación de aluminio, junto a segregación de Ni en menor cantidad.

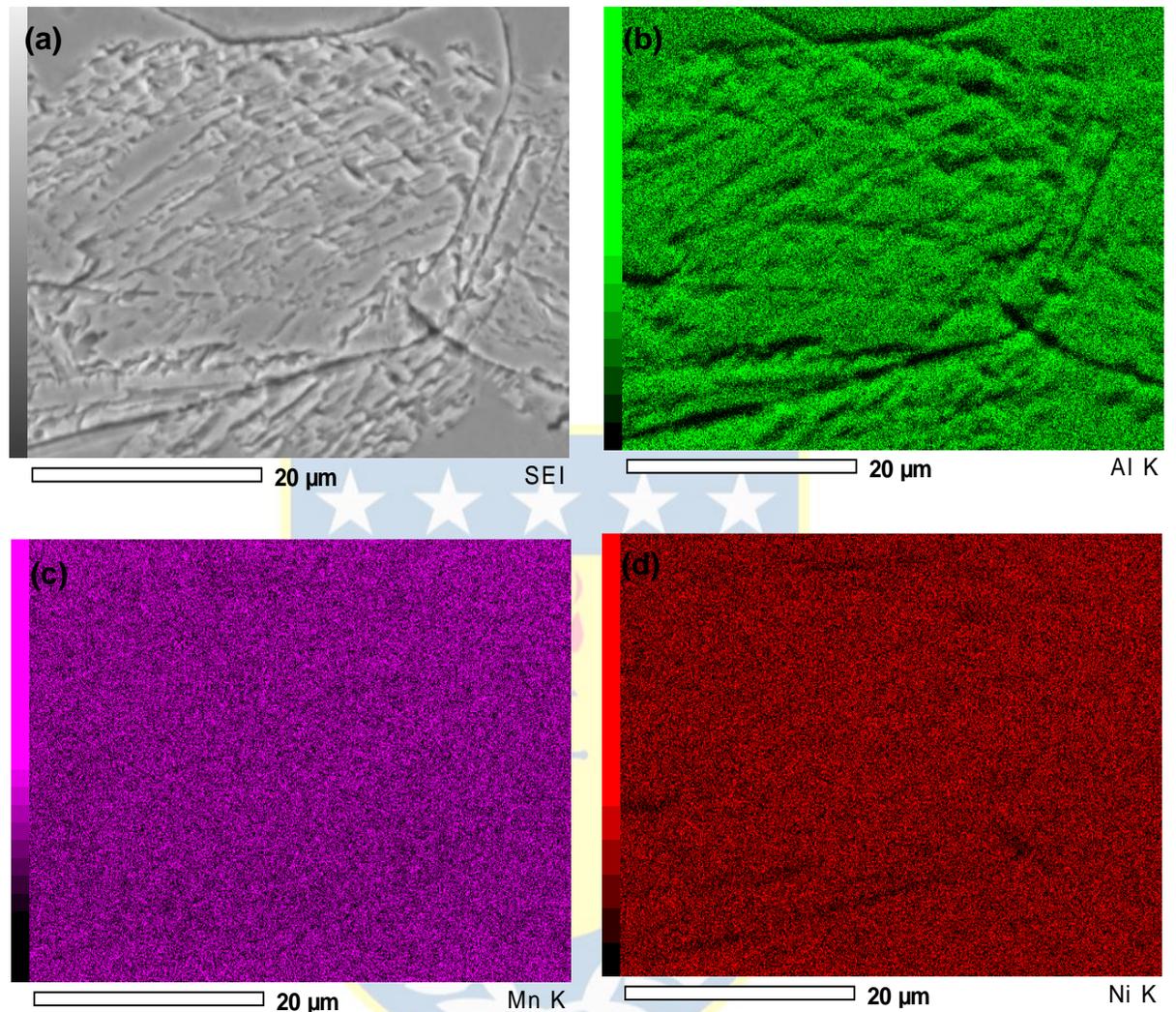


Figura 22: Mapeo elemental por microscopía electrónica de barrido MEB con elementos principales de la aleación: (a) imagen MEB, (b) Al, (c) Mn y (d) Ni.

También cabe destacar que en los bordes de los lingotes se observó una capa homogénea de 350μm aproximadamente de martensita  $\alpha'$ . Posiblemente se generó producto de la descarburación superficial [68]. Sin embargo, esta capa no es de interés en este estudio debido a que para la fabricación de las probetas es eliminada. En cambio, la martensita presente en el centro del lingote si es de interés debido a que puede interferir en los resultados al no haber logrado una

microestructura completamente austenítica. Como se informó en un estudio [29], durante la deformación plástica se desarrollaron luxaciones de alta densidad tanto en los límites como en los listones de martensita, lo que indica que debe producirse un endurecimiento por dislocación significativo. Lo anterior puede interpretarse como la generación anticipada de fracturas en el acero, y además como la distribución de esta martensita es heterogénea y no controlada, se pueden tener propiedades mecánicas anisotrópicas y se afecte la resistencia o el alargamiento uniforme [69].

Con la aplicación Leica Application Suite versión 4.9.0, se calculó mediante la identificación de fases el porcentaje de martensita  $\alpha'$  presente en el centro del lingote, obteniéndose los resultados de la Tabla 4, se excluye el contenido en el estado as-cast debido a la sensibilidad de la aplicación.

*Tabla 4. Porcentaje de martensita en la aleación.*

	<b>Austenita %</b>	<b>Martensita <math>\alpha'</math> %</b>
Solubilizado	94,98	5,01 $\pm$ 1,5
Lam. a 1000°C	89,08	10,91 $\pm$ 4,6
Lam. a 800°C	87,32	12,67 $\pm$ 1,5
Lam. a 800°C c/R	92,95	7,05 $\pm$ 1
Lam. 1000°C c/R	92,01	7,98 $\pm$ 1

De la tabla 3 se evidencia que el tratamiento de solubilización no fue suficiente para eliminar la martensita y obtener una estructura completamente austenítica. Lo anterior debido probablemente a que el tiempo de solubilización fue insuficiente, y los elementos Mn y Al que tienden a segregarse durante la fundición [70] [71], no tuvieron el tiempo suficiente para disolverse completamente en la matriz y entrar en solución sólida con esta.

La presencia de martensita se puede deber por la segregación de los elementos Mn, Al y Ni que genera zonas empobrecidas de estos elementos, lo

que generó variaciones localizadas de la energía de falla de apilamiento, y al tener zonas con menor EFA se favorece la transformación martensítica [72]. Por ejemplo, solo el hecho de la segregación de Al ya genera un desequilibrio debido a que en estos aceros el Al estabiliza la fase de austenita al aumentar la EFA [70].

Al realizar la laminación en caliente y temple en agua, el porcentaje de martensita aumentó, lo que concuerda con estudios sobre aceros de medio contenido de manganeso [29], [73].

Posteriormente, al realizar el recocido de recristalización y tener un reajuste atómico se disminuye la segregación de estos elementos, quedando mejor distribuido en la matriz, y por ende el porcentaje de transformación martensítica disminuye. Sin embargo, realizar el recocido por 2 horas a la temperatura de 850°C fue insuficiente para lograr una distribución homogénea de los elementos en la matriz, por lo que el recocido a esta temperatura debió ser por un tiempo más prolongado. Otra alternativa es aumentar la temperatura de recocido ya que se ha evidenciado que a mayor temperatura se reducen aún más los gradientes químicos y se facilita la difusión [72].

### Medición de Dureza.

La macrodureza del acero en sus distintos tratamientos térmicos y termomecánicos fue medida con la máquina de dureza Zwick/Roell ZHR con una carga de 100 kg para la escala Rockwell B (HRB), Tabla 5. Mientras que la microdureza Vickers (HV) fueron realizados con la máquina de medición de microdureza LM 300AT de la marca LECO, Tabla 6, donde la medición fue realizada en la zona austenítica y se utilizó una carga de 0,3 kg. En ambos resultados se observa un aumento en la dureza al aplicar los tratamientos

termomecánicos, dicha dureza coincide con la disminución del tamaño de grano del acero, producto de la temperatura de laminación y el endurecimiento por deformación. Por otro lado, con el recocido de recristalización la dureza decrece significativamente debido a que producto de la recristalización hay una disminución de las dislocaciones y maclas formadas en el tratamiento termomecánico. Como menciona J.B. Liu et al. [74], la disminución de las dislocaciones y maclas en el acero produce un decrecimiento de la dureza más significativo que el engrosamiento de grano, por lo que coincide con la similitud de la dureza en las muestras con tratamiento de recocido.

*Tabla 5. Mediciones de macrodureza en escala Rockwell B (HRB)*

	<b>Macrodureza (HRB)</b>
As - Cast	73,48
Solubilizado	72,06
Lam. a 1000°C	94,75
Lam. a 800°C	100,9
Lam. a 800°C c/R	78,23
Lam. 1000°C c/R	77,23

*Tabla 6. Medición microdureza Vickers.*

	<b>Microdureza (HV)</b>
As - Cast	167,2±1
Solubilizado	146,5±1
Lam. a 1000°C	230,3±8
Lam. a 800°C	272,4 ±6
Lam. a 800°C c/R	179,0±4
Lam. 1000°C c/R	170, 4±5

## Difracción de rayos X.

De cada espécimen se cortó y lijó una muestra de 10x10x3 mm para ser analizada por difracción de rayos X (DRX), se utilizó una radiación de cobre K $\alpha$  filtrado con una tensión de aceleración entre 40 y 20 kV y un funcionamiento corriente de 20 mA, la medición cubre ángulos 2-theta de 10 a 90°, y el paso angular de 0,02° y con un tiempo de permanencia de 1 segundo. La Figura 23 muestra los patrones de difracción que presentó el acero TWIP, fueron analizados con el programa X'Pert HighScore Plus, donde se encontraron los picos de los planos (111), (200), (220) y (311) los cuales son característicos de la austenita  $\gamma$ , y también se encontró la presencia de los picos (110), (200) y (211) asociados a la martensita  $\alpha'$  [69].



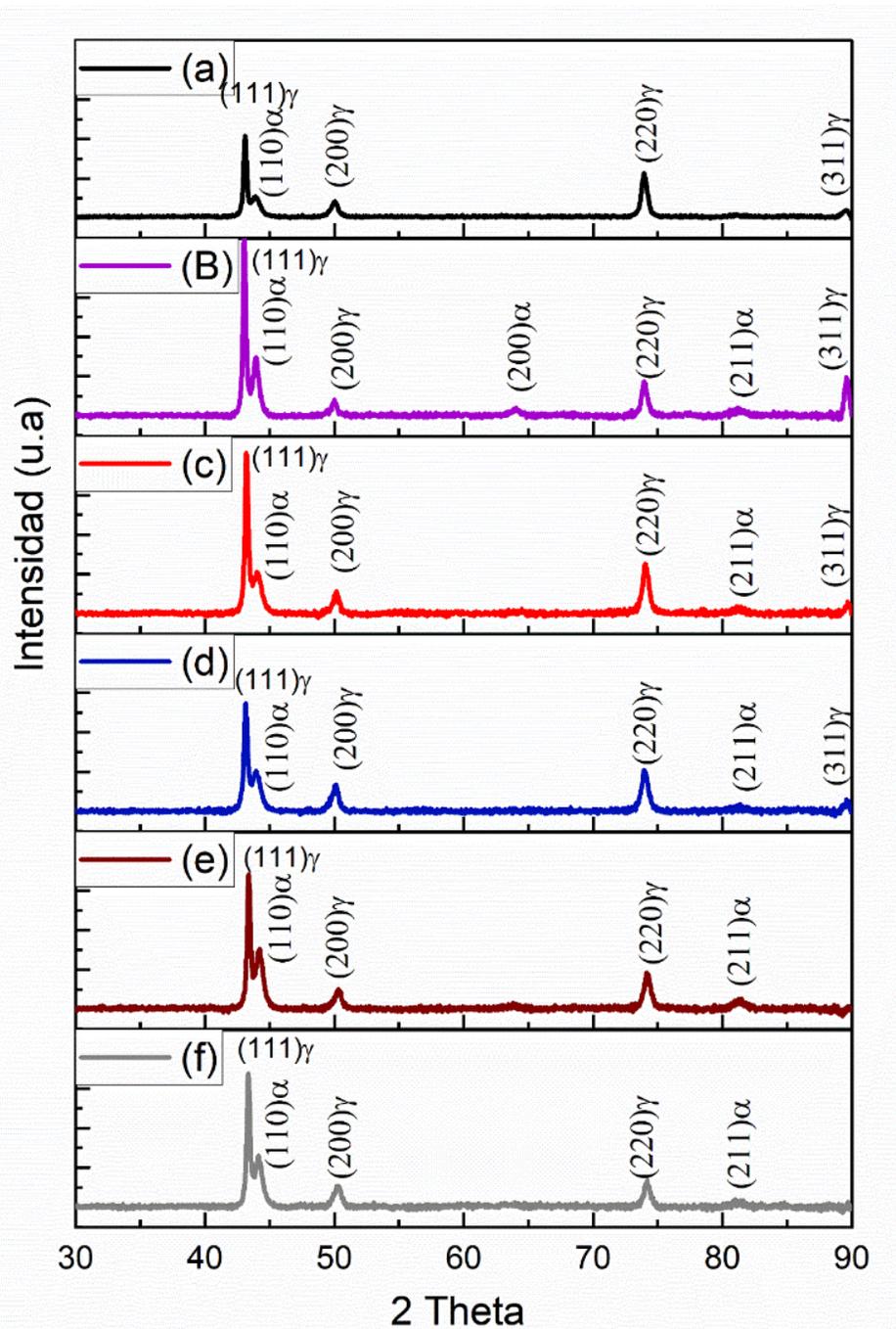


Figura 23: Difractogramas acero TWIP en los estados: (a) As Cast, (b) solubilizado, (c) Laminado a 800°C, (d) Laminado a 1000°C, (e) Laminado a 800°C con recocido a 850°C y (f) Laminado a 1000°C con recocido a 850°C.

## Ensayo de tracción.

Los ensayos de tracción se realizaron con una maquina INSTRON 8801, obteniéndose como resultados los mostrados en la Figura 24. Sin embargo, los ensayos de tracción no son completamente representativos en cuanto a ductilidad debido al pobre acabado superficial de las probetas, lo que generó concentradores de esfuerzo que provocaron que las probetas fallaran cerca de los radios de alivio. También causa de la ruptura prematura puede deberse al contenido de martensita no controlado en la microestructura.

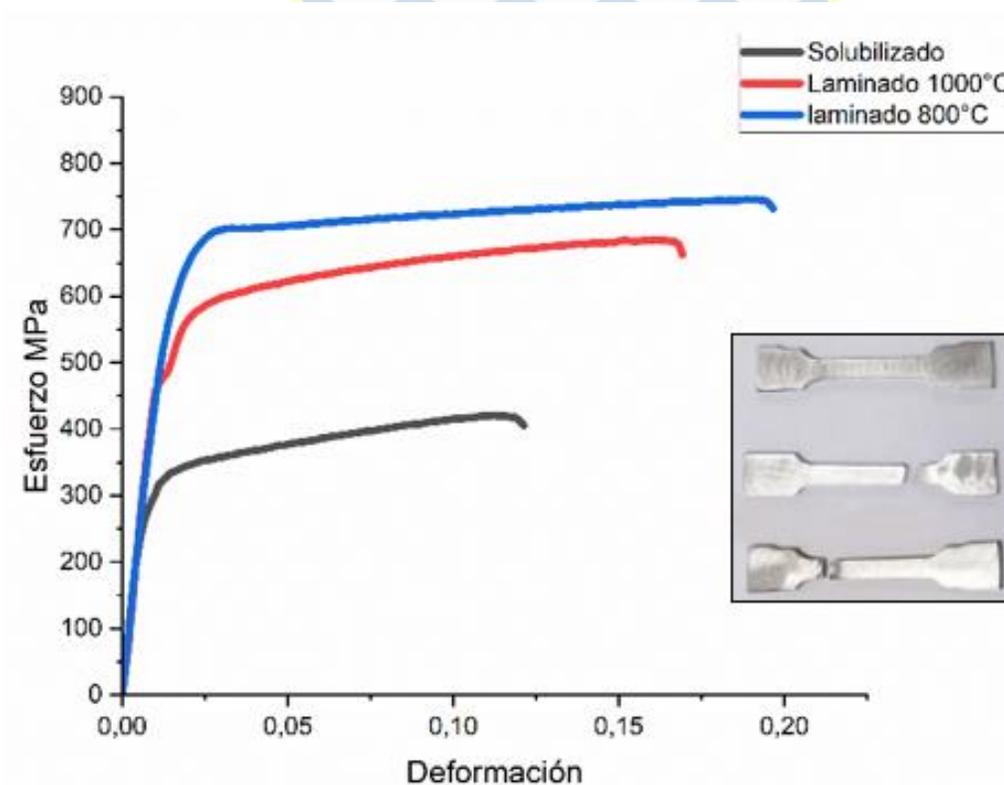


Figura 24. Ensayo de tracción uniaxial de probetas planas.

Del ensayo de tracción a pesar de la pobre ductilidad, se obtiene que a menor tamaño de grano el esfuerzo de fluencia o límite elástico es mayor, obteniéndose las mejores propiedades mecánicas cuando la microestructura es heterogénea, al igual que lo informado en la literatura [58], [59], [60].

Debido a la sumatoria de fallas en las probetas planas y en esta condición de tratamientos termomecánicos, fue que se generó la otra condición de recocido a 850°C para transformar esa martensita en austenita, la cual en parte se logró, y se optó por la fabricación de probetas cilíndricas, ya que se evitaba el deslizamiento durante el ensayo y el acabado superficial es bueno. Sin embargo, estas probetas de igual forma sufrieron una ruptura prematura, aunque exhibieron mayor ductilidad, y la presencia de escalones debido a la activación del maclado (ver Figura 25).

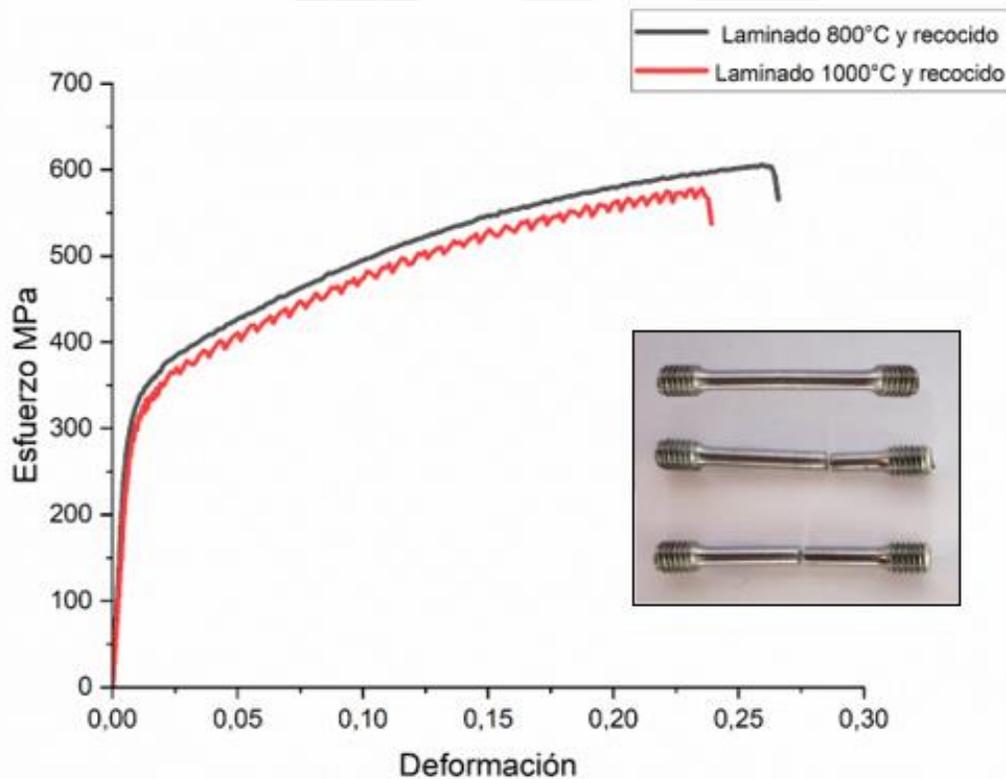


Figura 25: Ensayo de tracción probetas cilíndricas.

De las probetas cilíndricas ensayadas se realizó microscopía óptica y electrónica de barrido tanto en dirección transversal como longitudinal de la zona de ruptura de la probeta, donde se observa claramente que la nucleación de las grietas fue originada en las zonas de martensita, ver Figura 26.

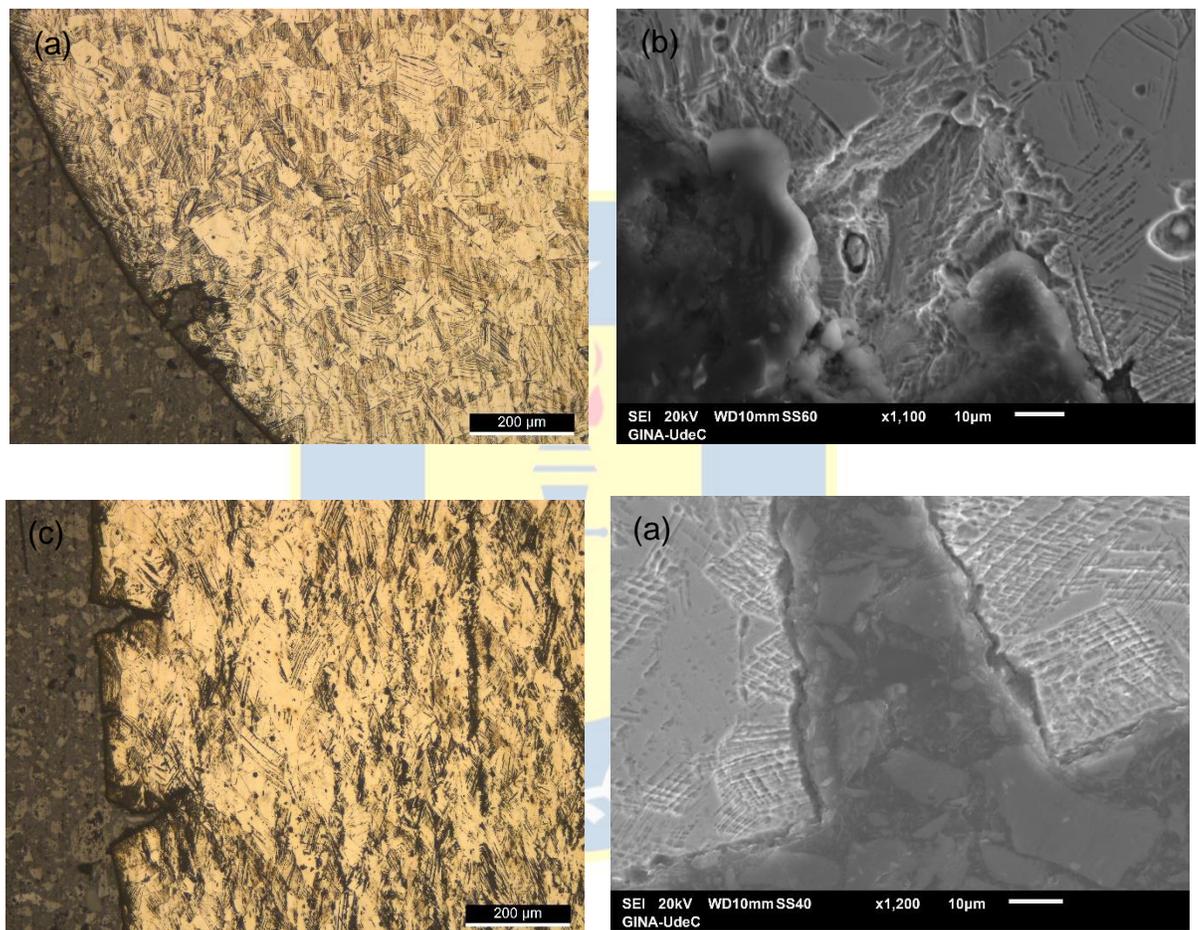
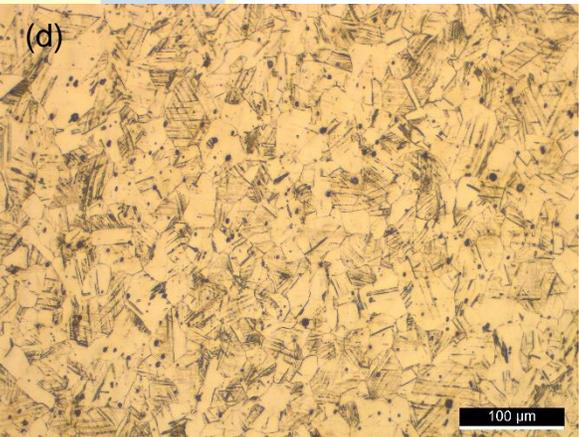
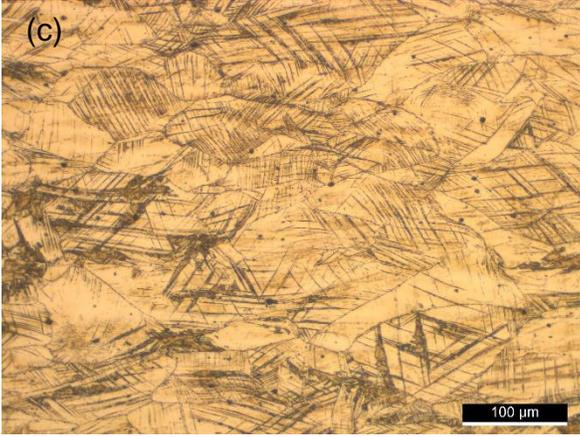
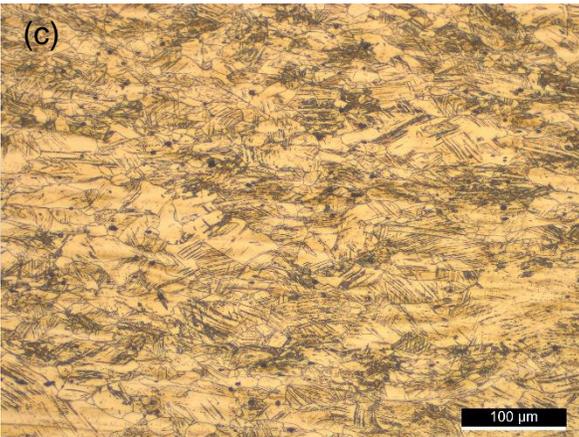
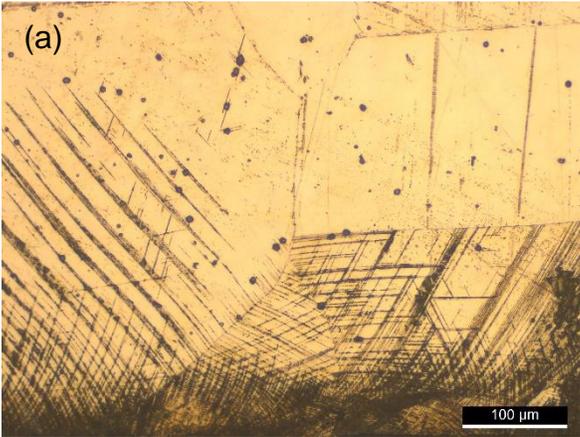


Figura 26: Microscopía óptica y MEB corte transversal (a,b) y corte longitudinal (c,d).

Al resto de las probetas de tracción también se les realizó microscopía óptica, MEB y DRX para estudiar la activación del maclado y como se observa en la Figura 27, hay una gran activación del maclado, aunque no en su totalidad, y no se aprecia un aumento o disminución visible de la martensita  $\alpha'$ , la cual se mantiene constante. En el acero TWIP solubilizado la activación de maclas solo

alcanzó a ocurrir en los bordes de la probeta antes de su falla, por lo que se justifica la baja ductilidad.

En la microestructura se exhiben varios tipos de patrones de maclas, debido a que los mecanismos de maclado se activan en diferentes regiones del grano [75].



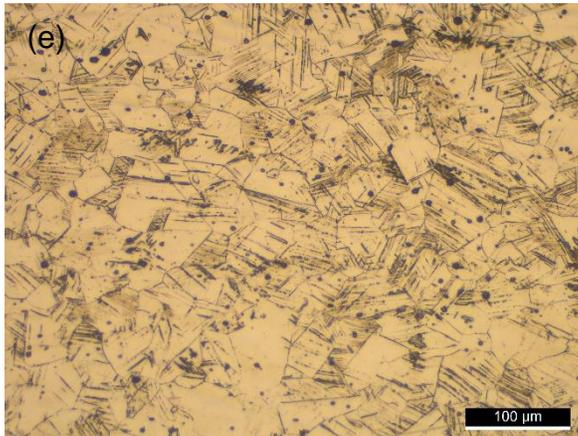


Figura 27. Acero TWIP posterior a la deformación. (a) Solubilizado, (b) Lam. A 800°C, (c) Lam. a 1000°C, (d) Laminado a 800°C con recocido a 850°C y (e) Laminado a 1000°C con recocido a 850°C.

Se analizó la difracción de rayos X de las probetas antes y después de la tracción, de donde se aprecia una diferencia notable en la intensidad del pico (111), ver Figura 28. Este comportamiento es característico de estos aceros debido que el maclado se genera en orientaciones cercanas al plano (111) [76]. Lo que ocurre es un engrosamiento de este con el aumento del maclado debido al efecto dinámico Hall-Petch [55]. Además, no se observa la aparición o cambio significativo en los demás picos debido a que el maclado no crea orientaciones adicionales, sino que aumenta ligeramente la densidad de las ya existentes [75]. Sin embargo, se ve una leve señal de transformación martensítica  $\epsilon$  en el plano (002) producto de las variaciones locales de la EFA, tal y como se mencionó en el punto 3.1.

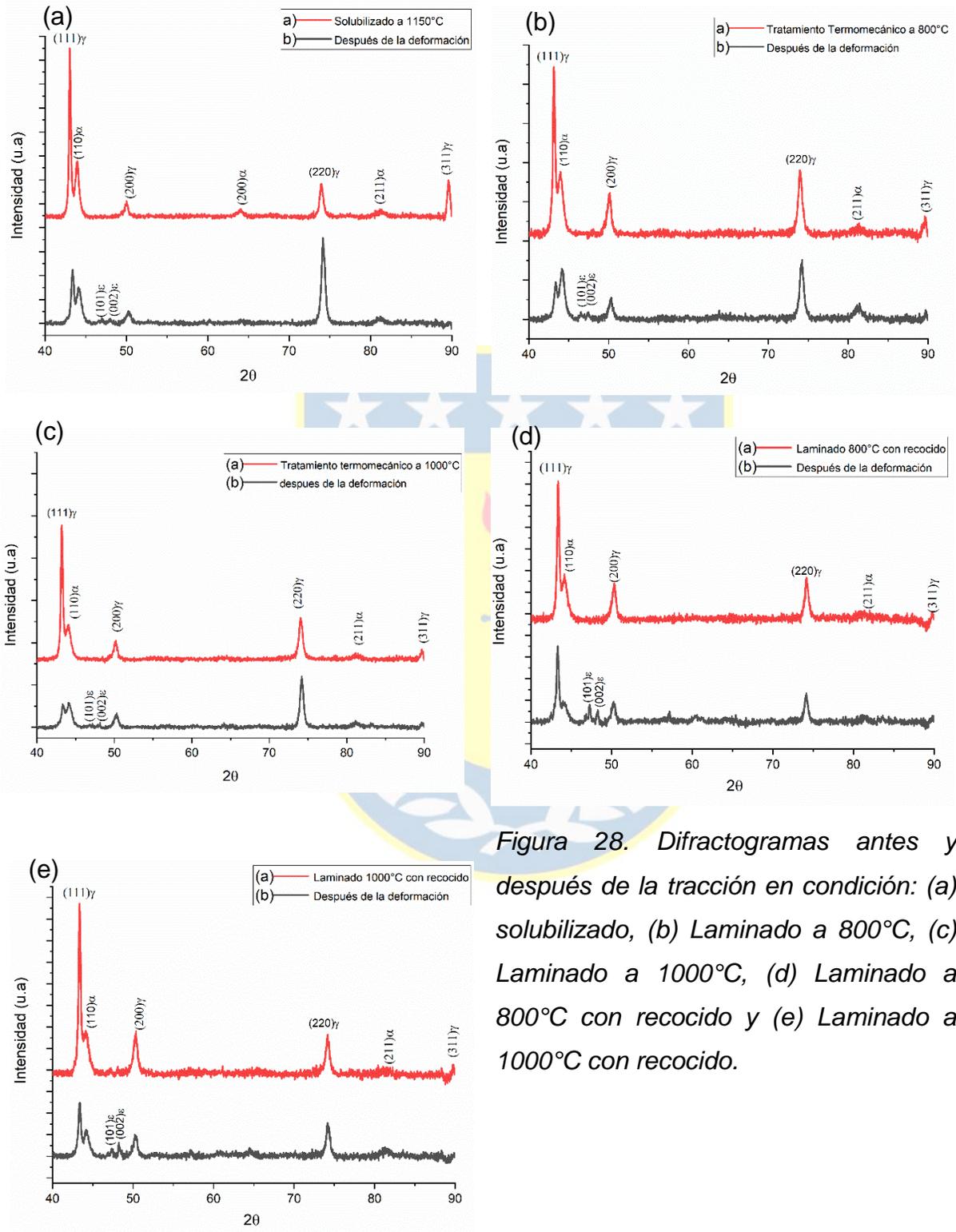


Figura 28. Difractogramas antes y después de la tracción en condición: (a) solubilizado, (b) Laminado a 800°C, (c) Laminado a 1000°C, (d) Laminado a 800°C con recocido y (e) Laminado a 1000°C con recocido.

## Análisis fractográfico.

A las fracturas de las probetas se les realizó MEB, Figura 28, donde predominan señales de desgarro y de fractura frágil, caracterizados en parte por la presencia de patrones de río, los cuales se ven en los círculos rojos, además la superficie de la fractura se ve relativamente clara, lo que se ha inferido como un modo de fractura de cuasi-escisión [77]. También se observa la presencia de algunos hoyuelos característicos de una fractura dúctil [78], representados por círculos amarillos, no obstante, estos se encuentran en escasa cantidad debido a la fractura abrupta que sufrió el material.

En la imagen (f) de la Figura 29 se consideró una vista transversal de la zona de falla, observándose la activación del maclado, acompañado de las bandas de martensita que se encontraban presentes en la microestructura, las cuales se observan desgarradas, evidenciando que la causa de la fractura abrupta ocurrió en ese lugar. La nucleación de gemelos puede ser considerada como un camino ideal para la propagación de microfisuras, y también las interacciones gemelo-gemelo y gemelo-dislocación aceleran la nucleación y propagación de estas cerca de los límites gemelos [77], y la nucleación, crecimiento y coalescencia de las microfisuras inician la fractura dúctil [79]. Lo que además se puede asociar a la presencia de hoyuelos en las fracturas.

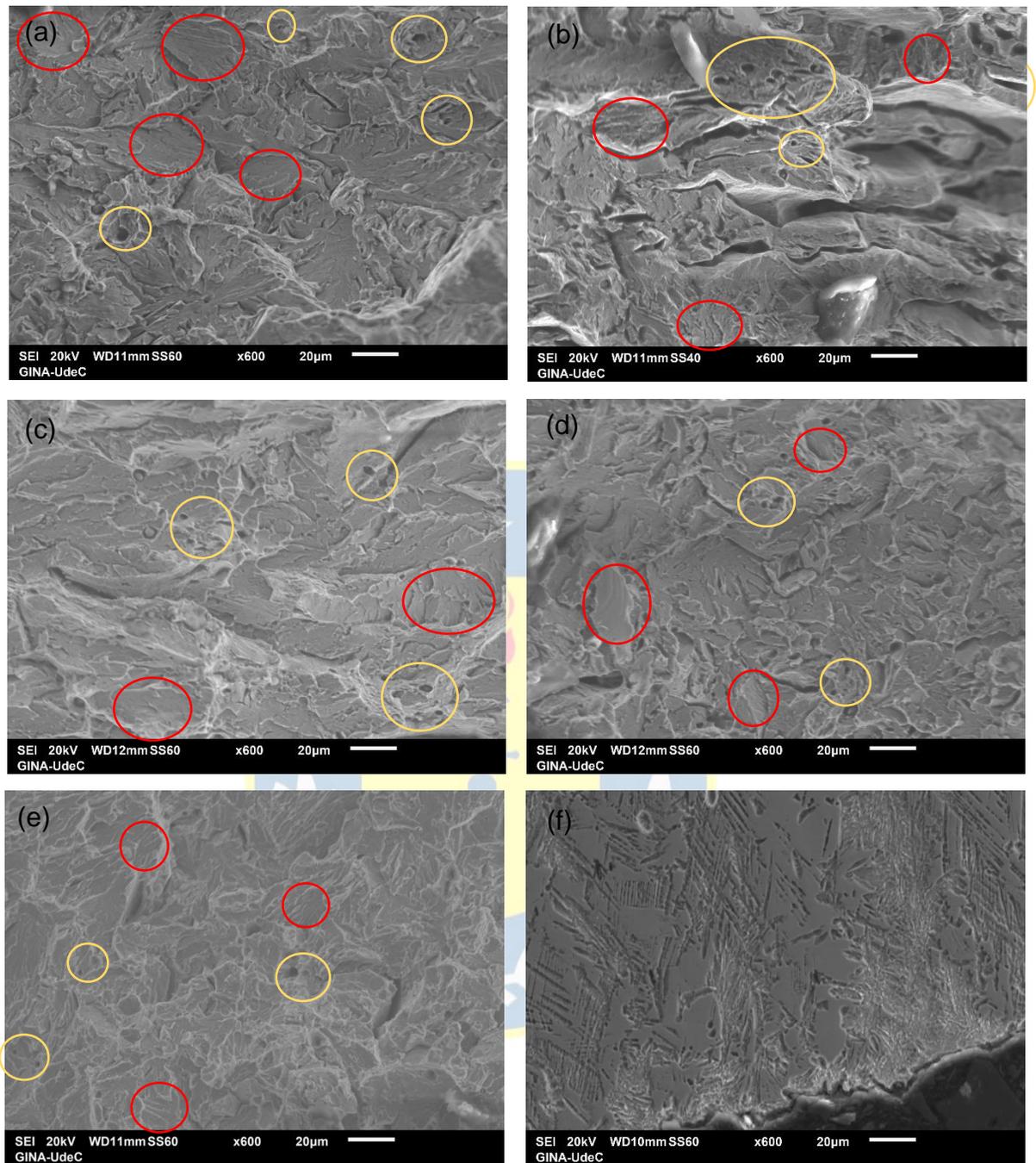
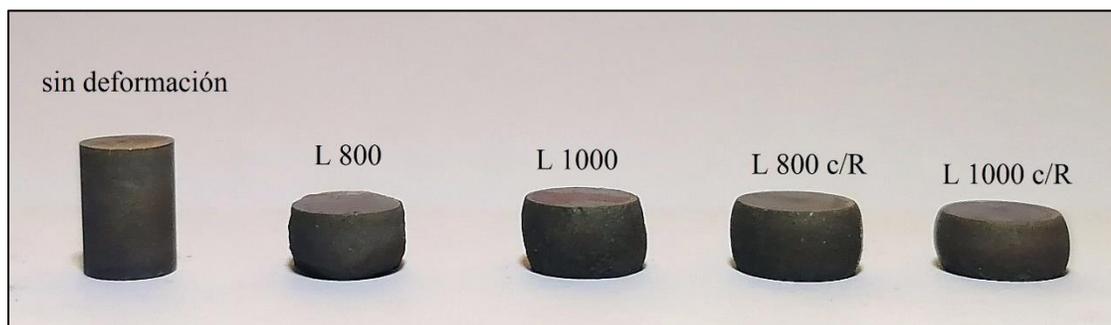


Figura 29. Fractografía: (a) solubilizado, (b) Laminado a 800°C, (c) Laminado a 1000°C, (d) y (e) Laminado a 800°C y 1000°C con recocido a 850°C, (f) vista longitudinal de la zona de fractura.

## Ensayo de Compresión.

Para el ensayo de compresión las probetas se fabricaron por electrohilado y sumergidas en agua, por lo que no se afectó la microestructura, y fueron deformadas hasta un 50% de su tamaño aproximadamente Figura 30.



*Figura 30: Probetas de compresión.*

Las probetas fueron deformadas hasta antes de que comenzaran a fracturarse, y exhibieron una resistencia máxima a la compresión superior a 2,5 GPa, como se muestra en la Figura 31 y una resistencia a la fluencia de 200MPa aproximadamente para todas las muestras a excepción de la muestra laminada a 800°C que estuvo cercana a los 600MPa. En estos resultados se sigue el orden del inicio de la fluencia de cada condición, tanto en tensión como en compresión. Esto debido a que en ambos casos se ha reportado que el maclado se activa al inicio de la deformación [80]. Sin embargo, existe una asimetría en ambos ensayos ya que el maclado se activa durante toda la deformación por tracción producto de que durante este ensayo los granos de la matriz que contienen gemelos giran hacia las direcciones [111], lo que favorece el maclado [80]. Por otro lado, durante la deformación por compresión los granos de la matriz que contienen gemelos giran hacia las direcciones [101], lo que suprime en parte el maclado [80] [81].

En los resultados de compresión se lograron elongaciones sobre el 50% sin generar fractura debido a que en compresión se anula el modo 1 de fractura que consiste en la abertura de la grieta bajo la acción de tensiones [82]. Por lo que a diferencia del ensayo de tracción no hay agrietamiento en las zonas donde se encuentra la martensita, o de existir, las grietas se cerrarían y no habría propagación de estas.

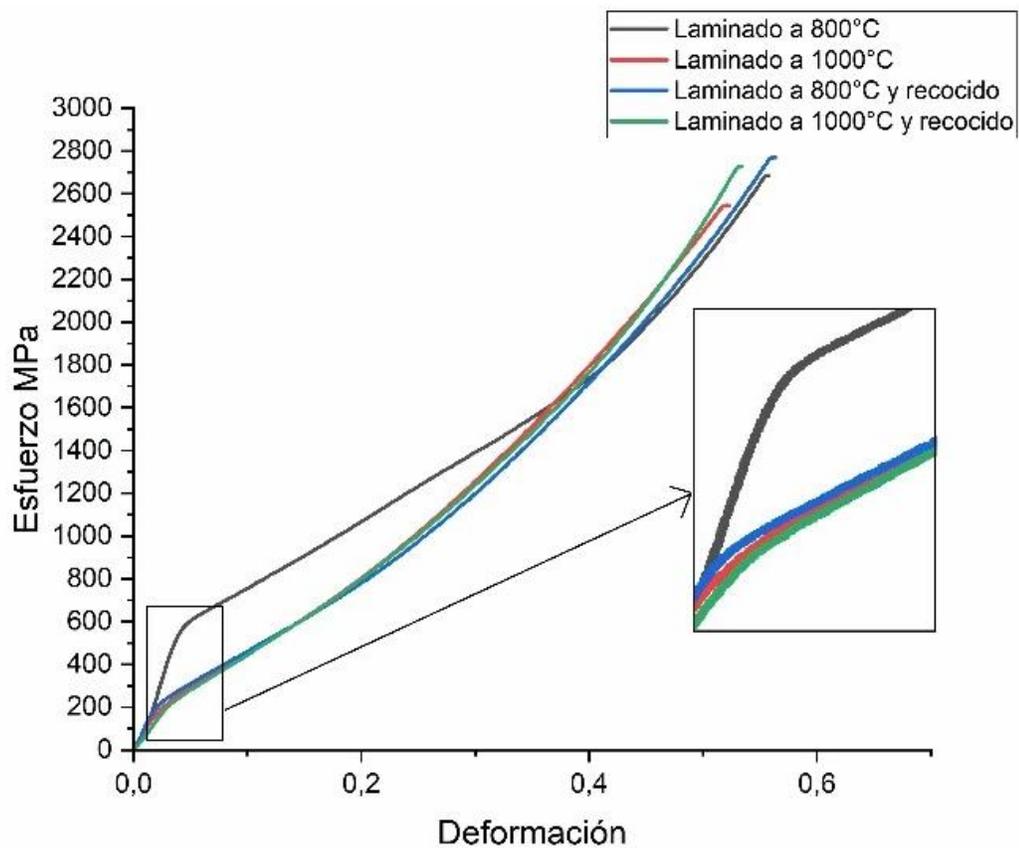


Figura 31: Ensayo de compresión uniaxial.

## Endurecimiento por deformación.

Debido a que en los ensayos de compresión no se propagaron las grietas como en tracción y se lograron mejores resultados de ductilidad y resistencia mecánica, se toman estas curvas para analizar la evolución del endurecimiento por deformación que sufre el material con el incremento de la deformación aplicada. Para conocer las tasas de endurecimiento por deformación se graficó la derivada de las curvas compresión-deformación con respecto a la deformación, Figura 32. Del gráfico se ve la aleación en todas sus condiciones presenta una alta tasa de endurecimiento por deformación característico de los aceros TWIP [19] [83]. Se ve claramente que las curvas de endurecimiento por deformación de la condición (a) tiene inicialmente una disminución pronunciada hasta una deformación aproximada del 20% y del 10% para las condiciones (b), (c) y (d). Seguidamente hay una disminución sutil y gradual a medida que aumentaba la deformación para (a) y (b) y un aumento sutil para (c) y (d).

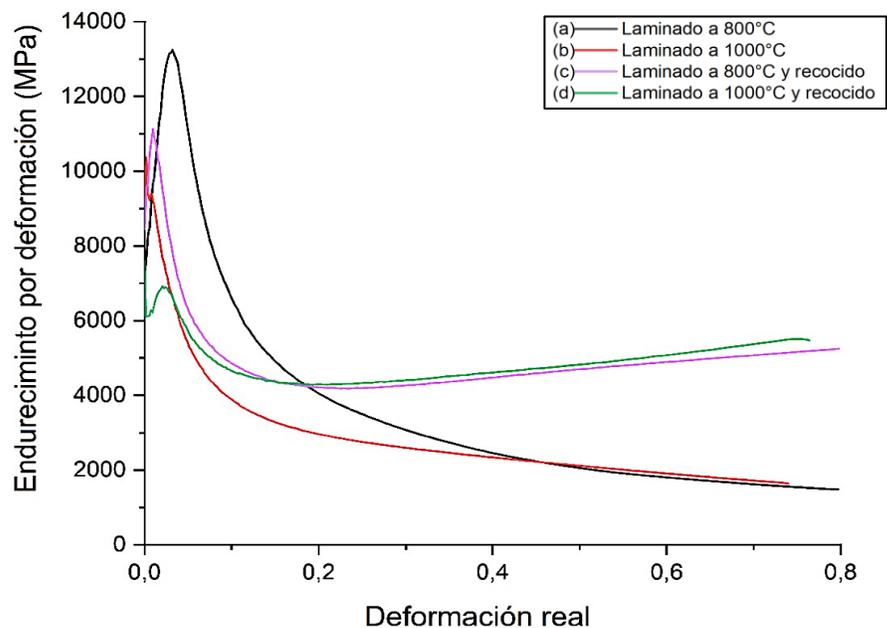
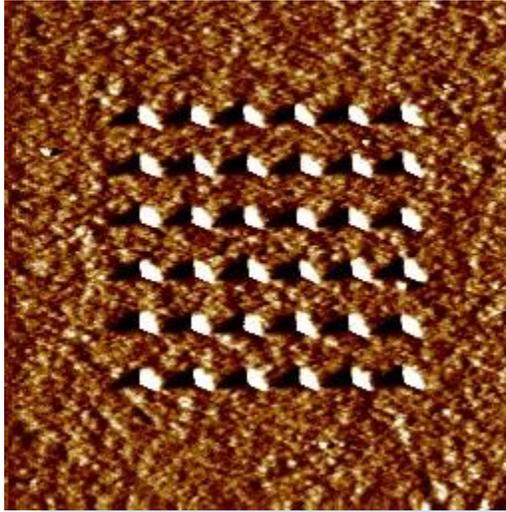


Figura 32: Curvas de endurecimiento por deformación.

Como se reportó en las referencias [19] [83] este comportamiento se ha reportado en varios estudios de aceros TWIP, y es debido a que en el primer nivel, donde la disminución de la curva es pronunciada, hay una ausencia de maclas mecánicas y el único mecanismo de deformación que controla el endurecimiento por deformación inicial es el deslizamiento por dislocaciones. Seguido de esta disminución abrupta las curvas se estabilizan debido a la generación del maclado, donde un aumento en las curvas (c) y (d) se debe a una mayor generación de maclas y la disminución en (a) y (b) se debe a la disminución del maclado [84].

### Ensayo de nanoindentación.

Se realizaron pruebas de nanoindentación con el nanotriboindentador de la marca BRUKER, modelo Hysitron TI PREMIER, para el cual se utilizó una carga de  $500\mu\text{N}$ , a cada muestra se le realizó un mapeo de propiedades de alta velocidad (XPM) en la matriz austenítica y también en zonas donde coexiste austenita y martensita. Como resultado se tuvo que la austenita tuvo una nanodureza promedio de  $3,85\pm 0,2$  GPa y la martensita  $5,25\pm 0,2$  GPa. El ensayo consistió en generar varias indentaciones en una zona de  $10 \times 10 \mu\text{m}$ , midiendo la dureza de cada una de ellas. En la Figura 33 se muestran las indentaciones realizadas en la muestra solubilizada en una zona de la matriz austenítica.



*Figura 33: indentaciones de ensayo XPM.*

La medición de la nanodureza fue muy similar en todas las condiciones del acero, al igual que la de la martensita y la interfaz de austenita y martensita, por esta razón en el gráfico carga-desplazamiento de la Figura 33 se muestra una curva representativa de cada microestructura obtenida en el acero. En cada curva se evidencia una alta cantidad de pop-ins o escalones que son producto de la activación de mecanismos de refuerzo, en el caso de la martensita es debido a la transformación martensítica discutida anteriormente, y en la zona austenítica son causados por la activación de maclas que van reforzando la matriz austenítica y es característico de los aceros TWIP [5] [85].

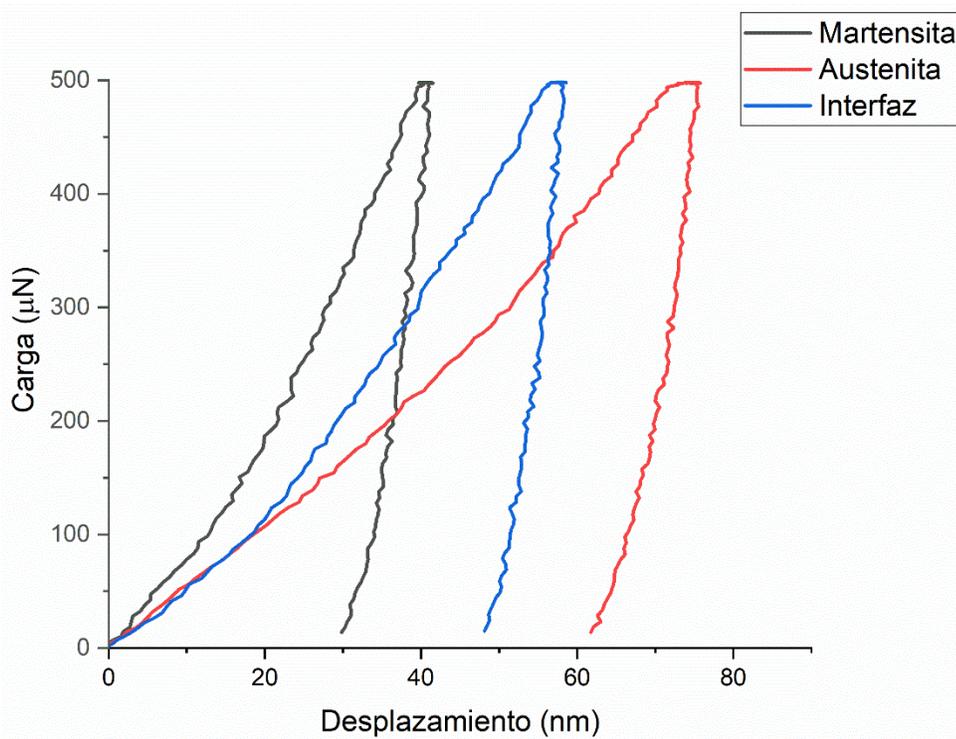
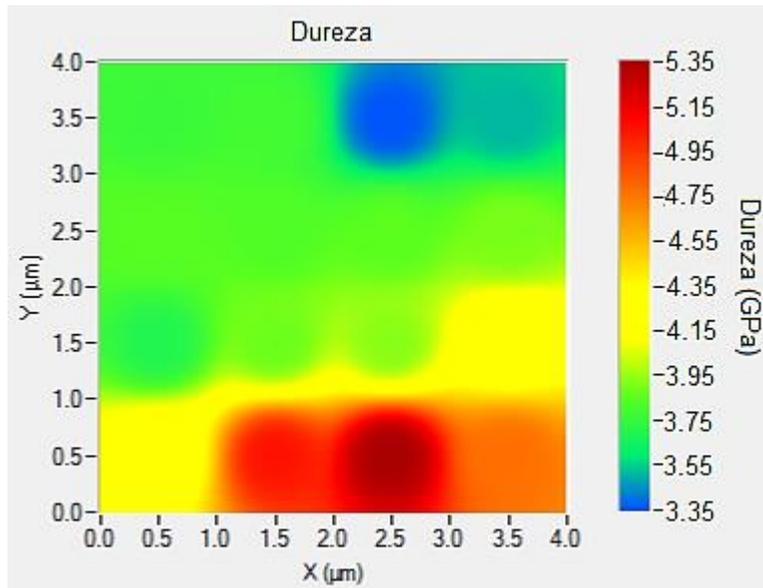


Figura 34: Gráfico de ensayo XPM carga v/s desplazamiento.

La nanodureza de cada curva se representa por colores en el gráfico de la Figura 34, marcándose en rojo las zonas de mayor dureza, en este caso la martensita, en verde la austenita, amarillo la interfaz entre austenita y martensita, y en celeste la indentación del límite de grano. Se consideraron los valores del tratamiento de laminado a 800°C porque se indentó la matriz austenítica y martensita, evidenciando la diferencia de durezas entre ambas fases.



*Figura 35: Mapa nanodurezas.*



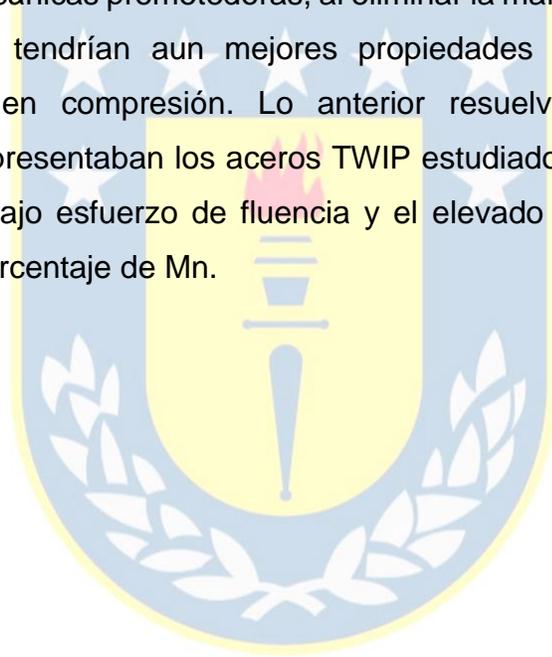
## 6. Conclusiones:

Producir una aleación con medio contenido de manganeso que presente el mecanismo de plasticidad inducida por maclas es un gran avance en la metalurgia, ya que con porcentaje cercano al 10% en peso de Mn lo que predomina es la transformación martensítica. Además, se estudió un tratamiento termomecánico que pudiese superar las propiedades mecánicas de los aceros TWIP tradicionales y aumentar la aplicación en la industria automotriz. De los resultados obtenidos se llega a las siguientes conclusiones:

- En la aleación, el medio contenido de Mn y la adición de Al, Ni y C fueron fundamentales para lograr una EFA de  $33\text{mJ/m}^2$  y obtener como mecanismo de refuerzo de acero la plasticidad inducida por maclas. Sin embargo, también se reporta un leve porcentaje de transformación martensítica debido a los gradientes de EFA producto de la segregación de Mn, Al y Ni.
- Con el tratamiento térmico de solubilizado se obtuvo una matriz 95% austenítica, lo que se puede atribuir a que el tiempo de 3 horas fue insuficiente para que el porcentaje de austenita en la matriz fuera del 100%.
- Los tratamientos termomecánicos generaron diversas microestructuras como se esperaba, reflejando variaciones en las propiedades mecánicas. La condición más favorable se observó en el acero laminado a  $800^\circ\text{C}$ , evidenciando que una microestructura parcialmente recristalizada exhibe mejoras en las propiedades mecánicas.
- Al caracterizar el acero se evidenció que el porcentaje de martensita aumentó al realizar los tratamientos termomecánicos debido al enfriamiento en cada pasada del rodillo de laminación y a la segregación. Este porcentaje de martensita en los ensayos de tracción fue crítico debido

a que el origen de las fracturas fue en los bordes donde existía martensita, y se obtuvieron fracturas abruptas y frágiles que no eran esperadas. Sin embargo, aunque en compresión se reduce el maclado y la comparación con los resultados de tracción son asimétricos, en este ensayo la abertura de las grietas en las zonas con martensita se suprime y por ende el material presenta una gran ductilidad y resistencia a la compresión, lo que evidencia las excelentes propiedades mecánicas de la aleación.

En base a estas conclusiones se determina que, a pesar de ya presentar propiedades mecánicas prometedoras, al eliminar la martensita de la aleación desarrollada se tendrían aun mejores propiedades mecánicas tanto en tracción como en compresión. Lo anterior resuelve los 2 principales problemas que presentaban los aceros TWIP estudiados en la literatura, los cuales son su bajo esfuerzo de fluencia y el elevado costo de producción debido al alto porcentaje de Mn.



## Referencias

- [1] R. M. M. M. N. Z. Z. W. H. D. Z.Y. Tang, «Deformation twinning and martensitic transformation and dynamic mechanical properties in Fe–0.07C–23Mn–3.1Si–2.8Al TRIP/TWIP steel,» *Materials Science and Engineering: A*, vol. 624, pp. 186-192, 2015.
- [2] M. H. Y. M. W. S. G. H. W. B. Sebastian Wesselmecking, «Mechanism-controlled thermomechanical treatment of high manganese steels,» *Materials Science and Engineering: A*, vol. 828, 2021.
- [3] T. S. T. L. C. S. L. K. T. Motomichi Koyama, «Work hardening associated with  $\epsilon$ -martensitic transformation, deformation twinning and dynamic strain aging in Fe–17Mn–0.6C,» *Materials Science and Engineering: A*, vol. 528, nº 24, pp. 7310-7316, 2011.
- [4] B. D. Cooman, *Automotive Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications* Cap. 11: High Mn TWIP steel and medium Mn Steel, 2017.
- [5] H. L. M. H. B.B. He, «Experimental investigation on a novel medium Mn steel combining transformation-induced plasticity and twinning-induced plasticity effects,» *International Journal of Plasticity*, vol. 78, pp. 173-186, 2016.
- [6] Q. L. S. H. R. Z. L. X.H. An, «Microstructural evolution and phase transformation in twinning-induced plasticity steel induced by high-pressure torsion,» *Acta Materialia*, vol. 109, pp. 300-313, 2016.
- [7] Y. Z. L. W. H. W. Xinyan Jin, «Effect of annealing temperature on the surface and subsurface microstructure of Al-added TWIP steel,» *Surface and Coatings Technology*, vol. 386, 2020.
- [8] J.-K. Hwang, «Effect of copper and aluminum contents on wire drawing behavior in twinning-induced plasticity steels,» *Materials Science and Engineering: A*, vol. 737, pp. 188-197, 2018.
- [9] Y. E. S. K. K. Bruno C. De Cooman, «Twinning-induced plasticity (TWIP) steels,» *Acta Materialia*, vol. 142, pp. 283-362, January 2018.
- [10] S. Z. D. R. I. Gutierrez-Urrutia, «The effect of grain size and grain orientation on deformation twinning in a Fe–22wt.% Mn–0.6wt.% C TWIP steel,» *Materials Science and Engineering: A*, vol. 527, nº 15, pp. 3552-3560, 2010.

- [11] A. Mochel, *Máster en Ciencia i Ingeniería de Materiales / EEIGM: Propiedades mecánicas de aceros TWIP nanoestructurados*, Barcelona: Universidad Técnica de Catalunya, 2018.
- [12] Y. X. D. H. Z. T. Jiayun Zhang, «Improving yield strength and elongation combination by tailoring austenite characteristics and deformation mechanism in medium Mn steel,» *Scripta Materialia*, vol. 218, 2022.
- [13] Z. M. Y.Z.Li, « Strengthening contributions of dislocations and twins in warm-rolled TWIP steels: Science Direct,» March 2022. [En línea]. Available: <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2021.103198>.
- [14] P. G. R. R. D. D. T.W.J. Kwok, «The relative contributions of TWIP and TRIP to strength in fine grained medium-Mn steels,» *Materials Science and Engineering: A*, vol. 855, 2022.
- [15] H. D. X. X. Z.H. Cai, «Microstructural evolution and mechanical properties of hot-rolled 11% manganese TRIP steel,» *Materials Science and Engineering: A*, vol. 560, pp. 388-395, 2013.
- [16] J. L. T. L. C. F. Oscar Fabián Higuera, *Tesis: Fundamentos teóricos de los aceros austeníticos al manganeso (Aceros Hadfield)*, Universidad Tecnológica de Pereira, 2007.
- [17] M. G. J. M. A. D. M.F. Sklate Boja, «Procedures for microstructurally conditioning an Fe-22Mn-0.6C-1.5Al TWIP steel for optimal mechanical behaviour,» *Materials Characterization*, vol. 199, 2023.
- [18] A. P. M. B. E. K. B.P. Harsha, «Hardening behaviour, mechanical properties and wear evaluation of TRIP/TWIP manganese steels: A comprehensive review,» *Materials Today: Proceedings*, 2023.
- [19] M. F. S. Boja, *Tesis doctoral: "Desarrollo de aceros de alto manganeso para la industria automotriz"*, 2023.
- [20] M. G. J. M. A. D. M.F. Sklate Boja, «Procedures for microstructurally conditioning an Fe-22Mn-0.6C-1.5Al TWIP steel for optimal mechanical behaviour,» *Materials Characterization*, vol. 199, 2023.
- [21] K.-g. C. J. K. B. C. De Cooman, «High Mn TWIP Steels for automotive applications,» de *New trends and developments in automotive system engineering*, inTech, 2011, pp. 101-128.

- [22] M. H. C. S. J.-R. Y. Hung-Wei Yen, «Interactions between deformation-induced defects and carbides in a vanadium-containing TWIP steel,» *Scripta Materialia*, vol. 66, nº 12, pp. 1018-1023, 2012.
- [23] A. M. G. L. J. E. C. S. F. E. G. L. C. Á. Norma Cecilia Barajas Aguilar, «Tendencia de los aceros y su aplicación en la industria automotriz,» *Ciencia cierta*, vol. 48, 2016.
- [24] Y. M. J. P. Z. W. Y. Z. Bin Zhu, «TRIP effect detection of medium manganese steel based on the MBN signal,» *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 580, 2023.
- [25] C. S. Y. Z. X. Z. Y. W. Weijun Hui, «Microstructure and mechanical properties of medium Mn steel containing 3%Al processed by warm rolling,» *Materials Science and Engineering: A*, vol. 707, pp. 501-510, 2017.
- [26] J.-L. Cao, A.-M. Zhao, Z. Li, H.-X. Yin y Y. Huang, «Mechanism of strengthening and plasticity improvement in warm rolling medium manganese steel with ultrafine grains,» *Beijing Keji Daxue Xuebao/Journal of University of Science and Technology Beijing*, vol. 35, pp. 1465 - 1471, 2013.
- [27] W. H. R. S. L. W. Z. G. J. W. T. Z. H. X. Yu Zhang, «The effect of isothermal bainitic transformation time on austenite stability of TRIP-980 steel with high ductility,» *Materials Letters*, vol. 326, 2022.
- [28] J. d. J. C. R. M. O. R. A. J. L. H. R. Ana Claudia González Castillo, «Desarrollo de un acero de medio Mn con adiciones de B y V para aplicaciones automotrices,» *MEMORIAS DEL XXV CONGRESO INTERNACIONAL ANUAL DE LA SOMIM, Tema A1 Manufactura y Materiales*, 2019.
- [29] B. H. G. C. H. Y. M. H. H. L. Bin Hu, «Super-high-strength and formable medium Mn steel manufactured by warm rolling process,» *Acta Materialia*, vol. 174, pp. 131-141, 2019.
- [30] P. G.-G. J. P.-C. J. C. R. M. R.-A. C. G.-R. J. H.-R. E.D. Palma- Elvira, «Microstructural development and mechanical properties during hot rolling and annealing of an automotive steel combining TRIP/TWIP effects,» *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 798, pp. 45-52, 2019.
- [31] M. C. H. D. H. H. H. P. Shenghui Sun, «Deformation mechanisms of a novel Mn-based 1 GPa TRIP/TWIP assisted lightweight steel with 63% ductility,» *Materials Science and Engineering: A*, vol. 802, 2021.
- [32] M. R. A. F. G. P. L. K. J. A. J. G. S. F. de las Cuevas, «Estructura y comportamiento mecánico de un acero TWIP: Relación de Hall-Petch,» *Remetallica*, nº 20, 2013.

- [33] X. L. S. B. Y. Y. L. Z. Y. T. Xinchang Feng, «Mechanical properties and deformation behaviour of TWIP steel at different strain rates,» *Materials Science and Engineering: A*, vol. 879, 2023.
- [34] M. Singh, «Application of Steel in Automotive Industry,» 2016.
- [35] T. I. Jean-Hubert Schmitt, «New developments of advanced high-strength steels for automotive applications,» *Comptes Rendus Physique*, vol. 19, pp. 641-656, 2018.
- [36] F. R. Calderon, *Efecto de los elementos microaleantes (B, Nb, V y Ti) sobre la microestructura y fluencia en caliente de un acero TWIP (Fe-C-Mn-Al-Si)*, 2013.
- [37] M. G. Gómez, *Tesis: "CARACTERIZACIÓN METALOGRAFICA, ESTRUCTURAL, MECÁNICA Y ELECTROQUÍMICA DE UN ACERO AVANZADO DE PLASTICIDAD INDUCIDA POR MACLAJE (TWIP) CON ADICIÓN DE Ni, Cr, Mo y Cu"*, UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN NICOLÁS DE HIDALGO, 2019.
- [38] R. K. V. T. Andrey Belyakov, «Microstructure and Mechanical Properties of 18%Mn TWIP/TRIP Steels Processed by Warm or Hot Rolling,» *Steel research international*, vol. 88, nº 2, 2016.
- [39] V. A. Alza, *TWIP Steels: Mechanical and Metallurgical Properties - A Review*, vol. 8, 2021.
- [40] S. A. K. S. H. Z. W. L. Y. C. K. H. Y. Z. Y. S. L. Q. Lin Chen, «Effect of solute atoms (C, Al and Si) on hydrogen embrittlement resistance of high-Mn TWIP steels,» *Corrosion Science*, vol. 203, 2022.
- [41] P. J. J. Jinichiro Nakano, «Effects of the thermodynamic parameters of the hcp phase on the stacking fault energy calculations in the Fe–Mn and Fe–Mn–C systems,» *Calphad*, vol. 34, pp. 167-175, 2010.
- [42] Z. L. M. H. Y.Z. Li, «Strengthening contributions of dislocations and twins in warm-rolled TWIP steels,» *International Journal of Plasticity*, vol. 150, 2022.
- [43] J. D. Verhoeven, *Fundamentos de Metalurgia Fisica*, México: Limusa S.A de C.V, 1987.
- [44] B. D. Cooman, «High Mn TWIP steel and medium,» 2017.
- [45] J.-P. C. S. A. S. M. O. B. A. Dumay, «Influence of addition elements on the stacking-fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe–Mn–C steel,» *Materials Science and Engineering: A*, vol. 483–484, pp. 184-187, 2008.

- [46] Z. W. L. L. Lingqiang Zhong, «Effects of cerium addition on the microstructure, mechanical properties and strain hardening behavior of TWIP steel Fe-18Mn-0.6C,» *Materials Characterization*, vol. 183, 2022.
- [47] B. C. D. C. Jin-Kyung Kim, «Stacking fault energy and deformation mechanisms in Fe-xMn-0.6C-yAl TWIP steel,» *Materials Science and Engineering: A*, vol. 676, pp. 216-231, 2016.
- [48] S.-J. L. B. C. D. C. Jinkyung Kim, «Effect of Al on the stacking fault energy of Fe–18Mn–0.6C twinning-induced plasticity,» *Scripta Materialia*, Volume 65, pp. 363-366, 2011.
- [49] B. D. Cooman, «High Mn TWIP steel and medium Mn steel,» *Automotive Steels*, vol. 11, pp. 317-385, 2017.
- [50] J. S. H. HERNÁNDEZ, *Tesis: Caracterización de un acero TWIP aleado para aplicaciones que sufren desgaste abrasivo en la industria minera.*, UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE ZACATECAS, 2018.
- [51] R. K. R. S. S. Rajib Kalsar, «Effects of alloying addition on deformation mechanisms, microstructure, texture and mechanical properties in Fe-12Mn-0.5C austenitic steel,» *Materials Science and Engineering: A*, vol. 729, pp. 385-397, 2018.
- [52] V. V. D. D. K.M. Rahman, «The effect of grain size on the twin initiation stress in a TWIP steel,» *Acta Materialia*, vol. 89, pp. 247-257, 2015.
- [53] A. B. R. K. Vladimir Torganchuk, «Effect of rolling temperature on microstructure and mechanical properties of 18%Mn TWIP/TRIP steels,» *Materials Science and Engineering: A*, vol. 708, pp. 110-117, 2017.
- [54] J.-G. J. M. K. W. W. Y.-K. L. Singon Kang, «The effects of grain size on yielding, strain hardening, and mechanical twinning in Fe–18Mn–0.6C–1.5Al twinning-induced plasticity steel,» *Materials Science and Engineering: A*, vol. 652, pp. 212-220, 2016.
- [55] H. Z. Q. L. L. S. H. P. Y. W. T.F. Jing, «Homogeneously introducing more and thinner nanotwins by engineering annealing twin boundaries: A TWIP steel as an example,» *Materials Science and Engineering: A*, vol. 840, 2022.
- [56] A. A. S. A. A. G. A. C. D. M. D. É. A. R. B. M. G. E. V. P. Dagoberto B. Santos, «Effect of annealing on the microstructure and mechanical properties of cold rolled Fe–24Mn–3Al–2Si–1Ni–0.06C TWIP steel,» *Materials Science and Engineering: A*, vol. 528, pp. 3545-3555, 2011.
- [57] T. M. P. J.-H. N. S.-I. L. B. H. W. S. C. S. S. D. P. J. H. Aniruddha Dutta, «Enhancement of the tensile properties and impact toughness of a medium-Mn steel

- through the homogeneous microstrain distribution,» *Materials Characterization*, vol. 174, 2021.
- [58] S. Z. h. x. J. F. j. d. c. w. b. l. g. w. L. l. x. z. y. F. Y. Yanchun-dong, «The Influence of Warm Rolling Reduction on Microstructure Evolution, Tensile Deformation Mechanism and Mechanical Properties of an Fe-30Mn-4Si-2Al TRIP/TWIP Steel,» *Metals*, 2018.
- [59] M. G. J. M. A. D. M.F. Sklate Boja, «Procedures for microstructurally conditioning an Fe-22Mn-0.6C-1.5Al TWIP steel for optimal mechanical behaviour,» *Materials Characterization*, vol. 199, 2023.
- [60] H. X. J. F. M. C. X. Z. G. W. T. S. F.X. Yin, «Mechanical properties of an Fe-30Mn-4Si-2Al alloy after rolling at different temperatures ranging from 298 to 1073 K,» *Materials Science and Engineering: A*, vol. 725, pp. 127-137, 2018.
- [61] F.-t. D. H.-l. J. Z.-y. L. G.-d. W. Jun Chen, «Influence of final rolling temperature on microstructure and mechanical properties in a hot-rolled TWIP steel for cryogenic application,» *Materials Science and Engineering: A*, vol. 724, pp. 330-334, 2018.
- [62] J.-K. K. J. M. S.-K. K. C. D. C. Hojun Gwon, «Partially-recrystallized, Nb-alloyed TWIP steels with a superior strength-ductility balance,» *Materials Science and Engineering: A*, vol. 711, pp. 130-139, 2018.
- [63] ThermoCalc, «ThermoCalc Software,» 12 2022. [En línea]. Available: <https://thermocalc.com/>.
- [64] H. V. N. a. M. A. J.M. Smith, *Introduction to Chemical Engineering Thermodynamics*, 2016.
- [65] T. H. L. H. P. S. B. S. J-O Andersson, «Thermo-Calc & DICTRA, computational tools for materials science,» *Calphad*, vol. 26, nº 2, 2022.
- [66] T. Helander, *Some applications of CALPHAD Techniques to Diffusion Reaction in Gradient Materials*, Stockholm: Department of Materials Science and Engineering, Royal Institute of Technology., 1999.
- [67] JMatPro, «JMatPro, Practical Software for Materials Properties,» 2022. [En línea]. Available: <https://www.sentsoftware.co.uk/jmatpro>.
- [68] Y. X. Y. W. S. W. Jiayun Zhang, «Achieving heterogeneous TWIP/TRIP steel with 1GPa strength and 72% ductility by introducing austenite + martensite lamella structure,» *Materials Characterization*, vol. 197, 2023.
- [69] M. C. J. S. S. Z. H. R. J. K. L. Hyungsoo Lee, «Novel medium-Mn (austenite + martensite) duplex hot-rolled steel achieving 1.6 GPa strength with 20 % ductility by

- Mn-segregation-induced TRIP mechanism,» *Acta Materialia*, vol. 147, pp. 247-260, 2018.
- [70] M. V. O. E. A. A. M. K. L. I. K. S. Picak, «Effects of chemical segregation on ductility-anisotropy in high strength Fe-Mn-Al-C lightweight austenitic steels,» *Acta Materialia*, vol. 245, 2023.
- [71] G.-M. L. H.-Y. L. X.-M. Z. H. D. Yong Chen, «Microstructure, strain hardening behavior, segregation and corrosion resistance of an electron beam welded thick high-Mn TWIP steel plate,» *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 25, 2023.
- [72] C. H. J. D. D. A. M. G. H. Markus Daamen, «Twin-roll strip casting: A competitive alternative for the production of high-manganese steels with advanced mechanical properties,» *Materials Science and Engineering: A*, vol. 627, pp. 72-81, 2015.
- [73] S.-J. L. J.-G. J. Y.-K. L. Jeongho Han, «The effects of the initial martensite microstructure on the microstructure and tensile properties of intercritically annealed Fe–9Mn–0.05C steel,» *Acta Materialia*, vol. 78, pp. 369-377, 2014.
- [74] X. L. W. L. Y. Z. K. S. J.B. Liu, «Microstructure and hardness evolution during isothermal process at 700°C for Fe–24Mn–0.7Si–1.0Al TWIP steel,» *Materials Characterization*, vol. 61, n° 12, pp. 1356-1358, 2010.
- [75] N. G. S. A. N. B. M. H. D. Barbier, «Analysis of the tensile behavior of a TWIP steel based on the texture and microstructure evolutions,» *Materials Science and Engineering: A*, vol. 500, pp. 196-206, 2010.
- [76] C. G. D. & I. C. Aguilar, «Análisis de perfiles de difracción de rayos X de dos materiales metálicos,» *Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales*, vol. 33, pp. 15-32, 2023.
- [77] C. W. C. S. L. Q. M. F. Wang Cai, «Microstructure evolution and fracture behaviour of TWIP steel under dynamic loading,» *Materials Science and Engineering: A*, vol. 851, 2022.
- [78] M. M. X. L. P. C. J. B. A.-F. G.-L. Julie Lorthios, «Fracture behaviour of a Fe–22Mn–0.6C–0.2V austenitic TWIP steel,» *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 101–102, pp. 99-113, 2015.
- [79] X. Z. B. L. Y. D. J. F. C. C. F. Y. J.J. Du, «Interface strengthening and fracture behavior of multilayer TWIP/TRIP steel,» *Materials Chemistry and Physics*, vol. 223, pp. 114-121, 2019.

- [80] P. Y. Q. X. H. D. Z. T. L. Meng, «Dependence of deformation twinning on grain orientation in compressed high manganese steels,» *Scripta Materialia*, vol. 56, nº 11, pp. 931-934, 2007.
- [81] R. Mohammadzadeh, «Deformation characteristics of nanocrystalline TWIP steel under uniaxial tension and compression,» *Mechanics of Materials*, vol. 138, 2019.
- [82] Universidad de Sevilla, «Mecánica de la Fractura Elástica Lineal,» Sevilla.
- [83] C. Z. S. A. H. Y. T. G. Y. S. Huihui Zhi, «Investigations of dislocation-type evolution and strain hardening during mechanical twinning in Fe-22Mn-0.6C twinning-induced plasticity steel,» *Acta Materialia*, vol. 195, pp. 371-382, 2020.
- [84] Y.-K. L. Jae-Eun Jin, «Jae-Eun Jin, Young-Kook Lee,» *Materials Science and Engineering: A*, vol. 527, nº 1-2, pp. 157-161, 2009.
- [85] Z. Z. Z. J. P. V. S. M. S. L. K. R.D.K. Misra, «Nanomechanical insights into the deformation behavior of austenitic alloys with different stacking fault energies and austenitic stability,» *Materials Science and Engineering: A*, vol. 528, nº 22–23, pp. 6958-6963, 2011.
- [86] R. Neu, «Performance\*and\*Characterization\*of\*TWIP\*Steels\*for\*Automotive\*Applications,» *Materials Performance and Characterization*, pp. 244-284, 2013.
- [87] N. N. Y. A. Y. U. Ken-ichiro Mori, «Generation mechanism of residual stress at press-blanked and laser-blanking edges of 1.5 GPa ultra-high strength steel sheet,» *Journal of Manufacturing Processes*, Vols. %1 de %268, Part A, pp. 435-444, 2021.
- [88] P. S. Welding, «Not all Materials are Created Equal - Honda Repair Importance: Pro Spot Welding,» 01 December 2016. [En línea]. Available: <http://prospotwelding.blogspot.com/2016/12/not-all-materials-are-created-equal.html>.
- [89] J. F. G. Reyes, *Tesis: Caracterización ultrasónica de la densidad de dislocaciones en aceros.*, Universidad de Chile, FCFM, Facultad de Ingeniería, 2021.
- [90] Z. Roell, «Testing Machines and Testing Systems for Metals,» 2017.
- [91] U. K. Z. G. X. L. A. P. M. & J. -P. S. N. Saunders, «Using JMatPro to model materials properties and behavior,» *JOM (The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society (TMS))*, vol. 55, pp. 60-65, 2003.
- [92] S. S. C. M. Á. S. C. J. E. C. A. Rafael Pla Ferrando, «Nuevos aceros TWIP/TRIP en loa automóviles del futuro.,» *3 Ciencias*, 2012.

- [93] L. L. y. J. C. Jorge Bris, «Evaluación de la tenacidad de fractura en aceros sinterizados de alta densidad,» *Ingeniería y desarrollo*, 2005.
- [94] A. M. J. P. I. M. Bordone, «Fracture toughness of High-Manganese steels with TWIP/TRIP effects,» *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 275, 2022.
- [95] Y. Ortega, «Prueba de impacto: ensayo Charpy,» *Revista Mexicana de Física*, pp. 51-57, 2005.
- [96] J. P.-I. R. B. A. A. M. Matías Bordone, «Mechanical Properties and Microstructural Aspects of Two High-Manganese Steels with TWIP/TRIP Effects: A Comparative Study,» *metals*, 2021.
- [97] N. M. C. S. C. W. Y. C. Z. X. Xiangru Guo, «Distribution of dislocation-twin interaction in TWIP steel under different loading modes,» *Materials Today Communications*, vol. 32, 2022.



<b>TITULO</b>		
<b>“DESARROLLO DE UN ACERO DE MEDIO CONTENIDO DE MANGANESO CON MECANISMO DE ENDURECIMIENTO POR DEFORMACION DE PLASTICIDAD INDUCIDA POR MACLADO”</b>		
<b>Nombre Memorista: Martín Felipe Castro Machuca</b>		
<b>Modalidad</b>	<b>Presencial</b>	<b>Profesor(es) Patrocinante(s)</b> <b>Dr. David Eduardo Rojas Jara</b>
<b>Concepto</b>		
<b>Calificación</b>		
<b>Fecha</b>	<b>24-11-2023</b>	
		<b>Ingeniero Supervisor</b> <b>Dr. Angelo Giovanni Oñate Soto</b>
		<b>Institución</b> <b>Universidad de Concepción</b>
<b>Comisión (Nombre y Firma)</b>		
<b>Dr. Juan Pablo Sanhueza Araya</b>		<b>Dr. Carlos Andrés Medina Muñoz</b>
<b>RESUMEN</b>		
<p>Los aceros al Manganeso han sido ampliamente estudiados por sus excelentes propiedades mecánicas que los hacen idóneos para su aplicación en la industria automotriz. Estos aceros varían en un amplio rango entre el 5-30% en peso de Mn, y dependiendo el porcentaje de este elemento es el mecanismo de refuerzo que presenta durante la deformación. Cuando el porcentaje de Mn es menor al 15% se tiene la formación de martensita inducida por deformación</p>		

(TRIP), y si es mayor al 22% se tiene la macla inducida por deformación (TWIP). Sin embargo, a pesar de que ambos efectos brindan excelentes propiedades mecánicas, el acero TWIP es superior ya que tiene mayor capacidad de absorción de energía. No obstante, el alto contenido de Mn de los aceros TWIP los vuelve costosos, además, a pesar de tener un límite elástico entre los 300-500MPa, este se considera bajo para la industria automotriz.

Por estas razones en este trabajo se realizó una amplia investigación, además de simulaciones computacionales para determinar una composición que con medio contenido de manganeso genere el efecto TWIP, llegando a producir un acero de composición Fe-10,27%Mn-3,73%Ni-2,77%Al-0,28%C.

Mediante tratamientos de homogeneización, laminado en caliente y recocido se obtuvieron distintas microestructuras con distintos tamaños de grano. Donde los mejores resultados se obtuvieron del acero laminado a 800°C. Sin embargo, se tuvo un porcentaje indeseado de martensita producto de los tratamientos y esta afectó los ensayos de tracción. Aunque separando esta fase, la matriz de austenita fue superior al 87% y durante los ensayos se evidenció la generación de maclas mecánicas características del acero TWIP.