



Universidad de Concepción

Facultad de ingeniería

Ingeniería civil de Materiales

**“REFORZAMIENTO DE UN ACERO DE MEDIO MANGANESO DE BAJA
DENSIDAD MEDIANTE PRECIPITACION DE FASE B2”**

Tesis presentada a la Facultad de Ingeniería de la Universidad de Concepción
para optar al título de Ingeniero Civil de Materiales.

Por:

Cristopher Antonio Manosalva Neira.

Profesor guía;

Profesor Guía: Dr. David Rojas Jara

Ingeniero supervisor:

Dr. Ángelo Oñate Soto

Concepción, Chile 2023

Sumario

A lo largo de los años, los aceros al manganeso han sido ampliamente utilizados en la industria automotriz debido a sus destacadas propiedades mecánicas. Estas propiedades se derivan de los mecanismos de refuerzo que exhiben cuando se someten a deformaciones. Dependiendo de su composición, se pueden identificar tres tipos principales de aceros: aquellos que experimentan la transformación martensítica inducida por deformación, conocida como el efecto TRIP; aquellos que presentan maclas inducidas por deformación o el efecto TWIP; y aquellos que utilizan mecanismos de endurecimiento por precipitación, lo que conlleva la formación de precipitados que obstaculizan el avance de las dislocaciones durante la deformación.

Actualmente, se ha centrado una mayor atención en los mecanismos de endurecimiento por precipitación, ya que no requieren necesariamente un alto contenido de manganeso, lo que permite reducir los costos de producción sin comprometer las propiedades mecánicas del acero, lo que lo hace especialmente atractivo para la industria automotriz.

Para llevar a cabo este estudio y fabricar una aleación de medio manganeso con efecto de endurecimiento por precipitación, utilizando precipitados de Al/Ni tipo B2 en una matriz austenítica, se realizó una exhaustiva investigación en conjunto con simulaciones computacionales utilizando el software ThermoCalc. Los resultados de estas investigaciones llevaron a la obtención de una aleación con la composición Fe-18.1%Mn-8.6%Al-4.6%Ni-1.1%Cu-0.8%Si-0.6%C (porcentaje en peso).

Las muestras en estudio se sometieron a dos líneas de tratamientos térmicos. Un grupo se sometió a un recocido a 580°C durante dos y seis horas, mientras que al otro grupo se le aplicó un tratamiento termomecánico de laminación en caliente a 1000°C antes de someterlo al recocido, también por dos y seis horas. Los resultados más favorables se obtuvieron en las muestras tratadas con laminación en caliente, especialmente en el caso de la muestra sometida a un tratamiento de seis horas. Esta muestra exhibió una matriz austenítica con la presencia de ferrita, cementita y B2 en sus límites de grano. Además, es importante destacar que estas muestras exhiben notables propiedades mecánicas, alcanzando valores de resistencia a la tracción (UTS) que superan los 900 MPa y límite elástico (Y_s) sobre 30%.

Agradecimientos

En la siguiente sección quiero expresar mi gratitud con todas las personas que fueron parte de mi proceso educacional y desarrollo como persona en estos años de preparación universitaria.

Agradezco en primer lugar a mis profesores guía, el profesor David Rojas por su preocupación brindada mientras me encontraba trabajando en esta tesis, su orientación y apoyo fue fundamental en el desarrollo de esta sobre todo cuando no todo salía bien, dándome ánimos y calma cuando ocurrían sucesos inesperados, también quiero agradecer al Doctor Ángel Oñate quien siempre tuvo disposición a ayudarme en ensayos aplicados y a orientarme cuando no encontraba como continuar, también agradecer a ambos el buen convivir y armonía que buscaban mantener con mis compañeros en el laboratorio de tratamientos térmicos (galpón).

Agradecer a mis compañeros de carrera Diego Olave, Lukas Salamanca y Martin Castro quienes fueron acompañándome durante casi toda mi formación académica, su constante apoyo cuando lo necesitaba me hizo llegar hasta esta instancia, agradecer especialmente a Martin Castro con quien pase la mayor parte del tiempo trabajando en el Galpón quien siempre me brindo una mano cuando algo no resultaba en el desarrollo de este trabajo a su vez que me brindaba calma para afrontar los problemas que se fueron presentando en el desarrollo de este.

Finalmente, quiero agradecer a mis fans número uno y lo más importante en mi vida que es mi familia, a mis padres Cesar y Yesica quienes me brindaron su apoyo incondicional en la elección de mi carrera, agradecer sus esfuerzos para que mi paso por la universidad fuera lo más ameno posible, por el aguante, respaldo, cariño, paciencia y guía que a lo largo de los años me fueron entregando. Agradezco también a mis hermanos Kevin, Samira y Benjamín, con quienes pase momentos de alegría, complicidad y aprendizaje a lo largo de mi vida y durante mi camino en la universidad

Contenido

Indice de tabla.....	v
Indice de figuras.....	vi
1 Introducción.....	1
2 Estado del arte	2
2.1 Aceros de medio contenido de manganeso.....	2
2.2 Aceros avanzados de alta resistencia	3
2.2.1 AHSS de primera generación.....	4
2.2.2 AHSS de segunda generación	5
2.2.3 AHSS de tercera generación.....	8
2.3 Efecto de elementos aleantes en acero Fe-Mn-Al-C	9
2.3.1 Aluminio	9
2.3.2 Manganeso	9
2.3.3 Silicio.....	9
2.3.4 Níquel.....	10
2.3.5 Cobre	10
2.4 Propiedades de aceros de medio manganeso de baja densidad	11
2.5 Fase B2	12
2.5.1 Propiedades mecánicas de aleaciones con precipitados B2.....	14
2.5.2 Efectos de los tratamientos térmicos en B2	16
3 Hipótesis.....	18
3.1 Objetivo general.....	18
3.2 Objetivo específico.....	18
4 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	19
4.1 Simulación computacional	19
4.2 Fusión.....	20
4.3 Tratamientos térmicos	23
4.4 Caracterización microestructural	25
4.4.1 Microscopia óptica.....	25
4.4.2 SEM/EDS.....	26

4.4.3	Difracción de rayos X	27
4.5	Caracterización mecánica.....	27
4.5.1	Ensayo de tracción.....	27
4.5.2	Dureza.....	28
5	Resultados y Discusiones	29
5.1	Modelación termodinámica	29
5.2	Análisis Microestructural	30
5.2.1	Homogenización y tratamiento térmico de precipitación por 2 Horas (muestra H2)	30
5.2.2	Homogenización y tratamiento térmico de precipitación por 6 horas (muestra H6)	32
5.2.3	Laminada y tratamiento de precipitado por 2 horas (muestra L2) .	34
5.2.4	Laminada y tratamiento de precipitado por 6 horas (muestra L6) .	36
5.2.5	Microscopia electrónica de barrido (SEM).....	38
5.2.6	Difracción de rayos x.....	51
5.3	Propiedades mecánicas.....	55
5.3.1	Macro dureza	55
5.3.2	Micro dureza	56
5.3.3	Nanodureza.....	57
5.3.4	Ensayo de tracción.....	60
6	Conclusiones.....	63

Indice de tabla

<i>Tabla 1 Composiciones y aplicaciones de aleaciones Fe-Mn-Al-C.....</i>	<i>3</i>
<i>Tabla 2 Composiciones típicas de clasificaciones de aceros LDS.....</i>	<i>7</i>
<i>Tabla 3 Composiciones típicas aceros TWIP junto con propiedades de dichas composiciones.....</i>	<i>7</i>
<i>Tabla 4 Comparación de propiedades mecánicas con variación de contenidos de aluminio en acero Fe-Mn-Al-C de igual composición.....</i>	<i>9</i>
<i>Tabla 5 Comportamiento mecánico de piezas con variación de níquel en la composición.....</i>	<i>10</i>
<i>Tabla 6 Propiedades mecánicas aceros de medio manganeso Fe-Mn-Al-C.....</i>	<i>11</i>
<i>Tabla 7 Comparación de propiedades mecánicas de aceros con y sin B2 con distintas fracciones de fase.....</i>	<i>15</i>
<i>Tabla 8 Comparación propiedades mecánicas de un acero a diferentes temperaturas y tratamientos térmicos.....</i>	<i>16</i>
<i>Tabla 9 Comparación de propiedades mecánicas de piezas recocidas en distintos tiempos.....</i>	<i>16</i>
<i>Tabla 10 Límites de composición recomendados por ThermoCalc para base de datos TCFe12.....</i>	<i>19</i>
<i>Tabla 11 Composición de interés para la investigación.....</i>	<i>20</i>
<i>Tabla 12 Masa a utilizar de las materias seleccionadas para fundición.....</i>	<i>21</i>
<i>Tabla 13 Composición química de aleación obtenida % en peso.....</i>	<i>22</i>
<i>Tabla 14 Densidad aparente de la aleación de estudio.....</i>	<i>23</i>
<i>Tabla 15 Perfiles EDS de zonas de interés.....</i>	<i>40</i>
<i>Tabla 16 Resultados EDS de muestra L2 de la matriz, puntos 1, 2 y 3 pertenecientes a la zona 1, punto 4 limite sin precipitados.....</i>	<i>44</i>
<i>Tabla 17 Análisis puntual de precipitados en L6.....</i>	<i>50</i>
<i>Tabla 18 Parámetros cristalinos experimentales vs teóricos.....</i>	<i>52</i>
<i>Tabla 19 Mediciones de Macro dureza de las muestras de estudio.....</i>	<i>55</i>
<i>Tabla 20 Propiedades de tracción de muestras L2 y L6.....</i>	<i>61</i>

Indice de figuras

<i>Figura 1 Comparación aceros AHSS de primera generación en grafico resistencia v/s ductilidad.....</i>	<i>4</i>
<i>Figura 2 Comparación aceros AHSS de segunda generación en grafico resistencia v/s ductilidad.....</i>	<i>6</i>
<i>Figura 3 Comparación aceros AHSS de tercera generación en grafico resistencia v/s ductilidad.....</i>	<i>8</i>
<i>Figura 4 Variación del tamaño de grano al aumento de temperatura.....</i>	<i>11</i>
<i>Figura 5 Efecto del níquel en la entalpia de formación de B2.....</i>	<i>13</i>
<i>Figura 6 Diagrama binario Fe-Al.....</i>	<i>14</i>
<i>Figura 7 Horno de inducción al vacío Inductotherm.....</i>	<i>20</i>
<i>Figura 8 Molde cilíndrico para fabricar crisoles.....</i>	<i>21</i>
<i>Figura 9 Crisol de cemento refractario.....</i>	<i>22</i>
<i>Figura 10 Equipo de microscopia de emisión óptica.....</i>	<i>22</i>
<i>Figura 11 Tratamiento térmico de solubilización y precipitación.....</i>	<i>24</i>
<i>Figura 12 Tratamiento térmico de laminación y precipitación.....</i>	<i>24</i>
<i>Figura 13 Laminadora utilizada para la laminación en caliente a 1000°C.....</i>	<i>25</i>
<i>Figura 14 Briquetadora Buehler Simplimet 1000.....</i>	<i>26</i>
<i>Figura 15 Microscopio Leica DMI8 M.....</i>	<i>26</i>
<i>Figura 16 Equipo de pulido mecatech 264.....</i>	<i>26</i>
<i>Figura 17 Microscopio electrónico de barrido JSM-6010plus.....</i>	<i>26</i>
<i>Figura 18 Probeta DIN diámetro 4 métrico 6 para ensayo de tracción.....</i>	<i>27</i>
<i>Figura 19 Diagrama de fases temperatura vs porcentaje de carbono de aleación diseñada.....</i>	<i>29</i>
<i>Figura 20 Metalografías acero homogeneizado por 2 horas donde a) Inclusiones H2 100x, b) Granos columnares H2 50x, c) Granos nuevos H2 100x y d) Granos nuevos H2 200x</i>	<i>31</i>
<i>Figura 21 Precipitados en límites de grano y matriz donde a) Precipitados en acero 500x y b) Precipitados en acero 1000x</i>	<i>32</i>

<i>Figura 22 Metalografías acero homogeneizado por 6 horas donde a) Inclusiones H6 100x, b) Granos columnares Homogeneizado 6 Hrs 50x, c) Granos columnares H6 100x y d) Granos columnares H6 200x</i>	<i>33</i>
<i>Figura 23 Precipitados acero homogeneizado por 6 horas donde a) Banda de precipitado 200x, b) Precipitados en límite de grano y matriz 500x, c) Precipitados en límite y matriz 500x y d) Precipitados en límite y matriz 1000x.....</i>	<i>34</i>
<i>Figura 24 Metalografías acero laminado por 2 horas donde a) Inclusiones L2 100x, b) Estructura L2 50x, c) Estructura L2 100x y d) Estructura L2 200x</i>	<i>35</i>
<i>Figura 25 Metalografías acero laminado por 2 horas donde a) Precipitados en límite de grano 500x, b) Precipitados en límite de grano 1000x, c) Precipitados en límite de grano 1000x y d) Precipitados en límite de grano y matriz 1000x.....</i>	<i>36</i>
<i>Figura 26 Metalografías acero laminado por 6 horas donde a) Estructura L6 50x, b) Estructura L6 100x, c) Estructura L6 200x y d) Estructura L6 500x.....</i>	<i>37</i>
<i>Figura 27 Imagen SEM de grano nuevo muestra H2 done se aprecian precipitados en zona 1 y 2.....</i>	<i>39</i>
<i>Figura 28 RGB correspondiente a muestra H2 de elementos a) Fe-Al b) Fe-Ni c) Fe-Al-Ni d) espectro Al puro e) espectro Ni puro y f) espectro Mn puro.....</i>	<i>40</i>
<i>Figura 29 Imagen SEM microestructura acero H6.....</i>	<i>41</i>
<i>Figura 30 RGB de muestra H6 a) Fe-Al-Ni b) mapeo de Al puro c) mapeo de Ni puro.....</i>	<i>42</i>
<i>Figura 31 Microestructura acero L2 con SEM.....</i>	<i>43</i>
<i>Figura 32 RGB de muestra L2 donde a) Fe-Al-Ni b) Fe-Ni y c) Fe-Al d) espectro Al puro e) espectro Ni puro y f) espectro Mn puro.....</i>	<i>43</i>
<i>Figura 33 Microestructura de muestra L6.....</i>	<i>45</i>
<i>Figura 34 RGB muestra L6 donde a) Al Ni b) mapa de aluminio puro y c) mapa de níquel puro.....</i>	<i>46</i>
<i>Figura 35 Microestructura L6 límites con precipitados.....</i>	<i>46</i>
<i>Figura 36 RGB de muestra L6 límites de grano a) Fe Ni, b) Fe Al y c) Fe Al Ni d) espectro Al puro e) espectro Ni puro y f) espectro Fe puro.....</i>	<i>47</i>
<i>Figura 37 Precipitados granulares (círculos rojos) en límites de grano junto a láminas de ferrita imagen SEM 1900x.....</i>	<i>48</i>

<i>Figura 38 Zona aumentada en un 100% de Figura 37 (flecha blanca) con precipitados globulares y pequeños precipitados en su interior.....</i>	<i>48</i>
<i>Figura 39 Imagen comparativa con SEI y BSE de microestructura precipitados en limites.....</i>	<i>49</i>
<i>Figura 40 Análisis puntual de precipitados en límites de grano.....</i>	<i>50</i>
<i>Figura 41 RGB acero L6 con identificación de carbono en su limite a) muestra, b) Fe C y c) Mapeo de carbono puro.....</i>	<i>51</i>
<i>Figura 42 Diagramas DRX muestras tratadas térmicamente.....</i>	<i>51</i>
<i>Figura 43 Pico en angulo 44° donde linea celeste corresponde a ferrita y linea azul a precipitado B2.....</i>	<i>53</i>
<i>Figura 44 Pico detectado en angulo 81,7° (circulo negro) correspondiente a B2 al interior del pico de ferrita.....</i>	<i>54</i>
<i>Figura 45 Espectro muestra L6 con picos de cementita de baja intensidad detectados (circulos negros).....</i>	<i>55</i>
<i>Figura 46 Gráfico de barras con valores de micro dureza obtenida.....</i>	<i>56</i>
<i>Figura 47 XPM de muestra L2 de matriz y límite de grano.....</i>	<i>57</i>
<i>Figura 48 XPM muestra L6 de matriz y límite de grano.....</i>	<i>58</i>
<i>Figura 49 Curvas P-h obtenidas por nanoindentación en muestra L6 con cargas de 500 μN en la fase austenita y precipitados de B2 en los límites de grano.....</i>	<i>58</i>
<i>Figura 50 Mapa de XPM de muestra L6 donde la zona 1 es la matriz y zona 2 límite de grano.....</i>	<i>59</i>
<i>Figura 51 Grafico comparativo de esfuerzo deformación.....</i>	<i>60</i>
<i>Figura 52 Valor de limite elástico obtenido mediante método offset para muestra L2.....</i>	<i>61</i>
<i>Figura 53 Valor de limite elástico obtenido mediante método offset para muestra L6.....</i>	<i>62</i>

1 Introducción

En la actualidad el ahorro de recursos energéticos y la disminución en la liberación de agentes contaminantes al medio ambiente son una prioridad a nivel mundial lo que ha traído consigo varios cambios y regulaciones con el fin de cumplir este objetivo [1][2]. Uno de los sectores con una significativa emisión de gases contaminantes es la industria automotriz. En consecuencia, en los últimos años, se han dirigido esfuerzos hacia la reducción del consumo de combustibles en los productos diseñados y fabricados por esta industria. Para lograr este objetivo, la industria ha optado por la implementación de aceros de baja densidad, lo que conlleva una disminución en el peso de los vehículos y, por ende, una reducción en el consumo energético [3]. No obstante, en la mayoría de los casos, se debe elegir entre baja densidad y altas prestaciones mecánicas, las cuales son de vital importancia en el diseño de automóviles para garantizar la seguridad del usuario.

En este contexto, los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) desempeñan un papel crucial. Actualmente, se distinguen tres generaciones de AHSS, siendo los de tercera generación los más ampliamente utilizados debido a su competitivo costo y destacadas propiedades mecánicas [4]. Entre los aceros AHSS de tercera generación, resaltan las aleaciones del tipo Fe-Mn-Al-C, conocidas como aceros de baja densidad (LDS). Estos aceros integran elementos como el aluminio (Al) en su composición, lo que conduce a una notable disminución de su densidad. Para ser más preciso, el aluminio logra reducirla en 0.101 g/cm³ por cada incremento del 1% en el contenido de estos aleantes [3][4].

No obstante, es importante destacar que estos tipos de acero presentan limitaciones mecánicas debido al alto contenido de manganeso que suele encontrarse en estas aleaciones, ya que este genera problemas de procesamiento debido a que es propenso a formar inclusiones las cuales aumentan la fragilidad y endurecimiento de los aceros, sumándole el alto costo que este elemento implica [3]. Por lo tanto, se ha estado trabajando en la optimización de la composición de estas aleaciones con el objetivo de mantener una baja densidad y mejorar las propiedades mecánicas. Esto se logra mediante la precipitación de fases que actúan como refuerzo en la estructura del acero, esto permite poder variar la cantidad de los elementos aleantes problemáticos como el manganeso y aluminio en la aleación mientras se conservan o mejoran las propiedades mecánicas. Este enfoque promete ser una alternativa excelente tanto desde el punto de vista operativo como económico para la industria.

2 Estado del arte

2.1 Aceros de medio contenido de manganeso

Los aceros de medio manganeso se definen como aquellos que poseen las características esenciales para lograr un rendimiento óptimo en términos de soporte de cargas y resistencia al desgaste. Estos aceros tienen como componente principal el manganeso, cuyo contenido promedio se sitúa en torno al 14% en peso. El acero es un material dúctil, en la mayoría de los casos, esto permite la resistencia a la fractura, ya que esta tendera a deformarse antes que fracturarse. La elección de aceros de medio manganeso se fundamenta en su resistencia específica. Además, es relevante tener en cuenta que la densidad de este tipo de acero se encuentra en el rango de 7.86 g/cm^3 [5]. Esto posibilita la reducción del peso de las estructuras, lo cual conlleva una serie de beneficios [6]. Un ejemplo de ello es la disminución del peso de un automóvil, lo que a su vez reduce su demanda de energía para llevar a cabo el movimiento, resultando en una menor emisión de gases perjudiciales para el medio ambiente.

Otra razón para la elección del aceros de medio manganeso radica en su amplia disponibilidad en el mercado, gracias a que el proceso de fabricación del acero es bien establecido y ha mejorado en eficiencia con el tiempo. Sumado a que es un material el cual tiene una durabilidad alta si no se está expuesto a condiciones desfavorables como ambientes corrosivos o temperaturas fuera de su rango de operación, entre otras. [7]. Cuando se considera la implementación de acero, es esencial elegir el tipo adecuado debido a la diversidad de opciones disponibles en términos de grados y aleaciones. Los aceros diseñados para aplicaciones estructurales generalmente son aceros al carbono en su mayoría. No obstante, existen aleaciones que incorporan elementos como cromo, níquel, manganeso, cobre, aluminio, entre otros, los cuales se utilizan en diversas partes de las estructuras [6]. Estos elementos de aleación confieren diversas características a los aceros, y estas propiedades varían en función de la aplicación deseada. Por ejemplo, un acero con un elevado contenido de manganeso exhibirá una notable dureza. La incorporación de aluminio en la aleación contribuye a la reducción de elementos indeseados, como el nitrógeno y el azufre, en los aceros, entre otros beneficios.

En la actualidad los aceros de medio manganeso más llamativos son las aleaciones del tipo Fe-Mn-Al-C las cuales brindan un alto rendimiento mecánico y presentan una disminución en la densidad del acero lo que permite diseñar piezas, estructuras y componentes más livianos. En la tabla 1 se presentan

aleaciones comunes de aceros de medio manganeso del tipo Fe-Mn-Al-C, indicando porcentajes, aplicaciones y desarrolladores.

Tabla 1 Composiciones y aplicaciones de aleaciones Fe-Mn-Al-C [3] [8]

Aleación	%Mn	%Al	%Nb	%C	aplicación	Desarrolladores
Fe-Mn-C	13	-	-	1.2	Minería, Desviación ferroviaria	Hadfield
Fe-Mn-Al- C	34	10	-	0.76	Reemplazo aceros inoxidables Cr- Ni	Ham and Cairns
Fe-Mn-Al- C	25- 30	8- 10	-	1	Engranajes y trenes de aterrizaje	Kayak
Fe-Mn-Al- Nb-C	30	5	0.1	0.3	Estructuras criogénicas	Kim et al.
Fe-Mn-Al- C	18- 28	9- 12	-	0.7- 1.2	Carrocerías de automóvil	Frommeyer and Brüx

La introducción de aleaciones de baja densidad en aceros de medio manganeso ha aportado una amplia gama de beneficios a diversas industrias, en particular a la automotriz y aeroespacial. Un ejemplo destacado de esto es la aleación de Frommeyer y Brux (ver Tabla 1), la cual fue desarrollada en el año 2000. Debido a su resistencia a los impactos y su bajo peso, esta aleación tuvo un impacto significativo en la industria automotriz. Esto se tradujo en una reducción considerable del consumo energético en los automóviles fabricados con este tipo de aceros de medio manganeso.

2.2 Aceros avanzados de alta resistencia

Los aceros AHSS, están diseñados principalmente para su uso en la industria automotriz. Esto se debe a su notable combinación de alta resistencia mecánica y elevada ductilidad, lo que proporciona un excelente rendimiento en los productos fabricados con este tipo de acero. Además, es importante destacar que estos aceros pueden tener una baja densidad, lo que conlleva varios beneficios adicionales. Esto incluye una reducción en el consumo de combustible, lo que a su vez se traduce en una disminución de las emisiones de gases de efecto invernadero a la atmósfera y una reducción de los costos de fabricación.

Las impresionantes características de los aceros AHSS se deben a su composición multifásica, que incluye austenita, ferrita, martensita y varios precipitados que se encuentran en la microestructura de estos aceros [4]. Esta diversidad en la composición conlleva a la presencia de distintos mecanismos de refuerzo, como la precipitación de intermetálicos, el fenómeno TRIP y el TWIP. Dependiendo de la predominancia de uno de estos mecanismos, los AHSS se clasifican en aceros de primera, segunda o tercera generación.

2.2.1 AHSS de primera generación

Los aceros AHSS de primera generación marcaron el inicio de su implementación a nivel industrial en el sector automotriz. Esta categoría abarca una variedad de aceros, incluyendo los de fase compleja, bifásicos y los conocidos aceros con efecto TRIP [9]. Lo más destacado de estos aceros de primera generación es su impresionante resistencia, con valores mínimos de 600 MPa que pueden superar los 1000 MPa en resistencia a la tracción [10]. Sin embargo, un desafío inherente a estos aceros se relaciona con su ductilidad, la cual generalmente no supera el 20% [9]. Aunque es posible aumentar la ductilidad, este incremento conlleva una reducción en su resistencia a la tracción (UTS).

A continuación, se presenta una gráfica comparativa (Figura 1) en la cual se enfrenta a los aceros AHSS frente a otros materiales en términos de resistencia y ductilidad.

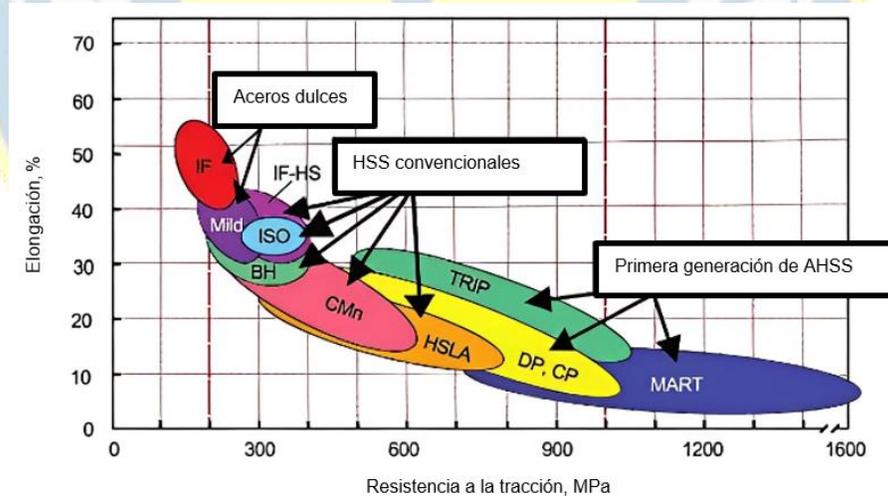


Figura 1 Comparación aceros AHSS de primera generación en grafico resistencia v/s ductilidad [11]

De lo anterior se puede comprobar que los materiales correspondientes a los AHSS de primera generación poseen elevados valores de resistencia en comparación a los AHSS tradicionales, aunque estos ven reducida notablemente su ductilidad.

Los aceros conocidos como TRIP experimentan un fortalecimiento mecánico mediante la transformación de la austenita retenida en martensita debido a la deformación. Para que esta transformación sea calificada como TRIP, es necesario controlarla de modo que la martensita se forme a una velocidad adecuada, es decir, que vaya en conjunto con la deformación. Este proceso da como resultado una significativa mejora en la tasa de endurecimiento, alta resistencia y un alargamiento uniforme del material [12]. Estos aceros se caracterizan por tener energías de falla de apilamiento (SFE) que son inferiores a 18 mJ/m² [13] lo que provoca la transformación de austenita a martensita inducida por deformación [14].

Aunque este proceso de fortalecimiento ofrece ventajas notables, es importante tener en cuenta que la fase martensítica, a pesar de su aumento en resistencia, es inherentemente frágil. Esta fragilidad puede promover la iniciación y propagación de grietas en la pieza, lo que a su vez repercute en las piezas con efecto TRIP de primera generación, reduciendo sus niveles de ductilidad.

2.2.2 AHSS de segunda generación

Con el paso del tiempo, los aceros AHSS mencionados anteriormente han evolucionado en términos de propiedades y mecanismos de refuerzo, dando lugar a un nuevo grupo conocido como los AHSS de segunda generación, esta se caracteriza por contar con mayores contenidos de manganeso, aluminio y carbono [15]. Este grupo se compone principalmente de tres familias de aceros: los que exhiben plasticidad inducida por maclado, comúnmente conocidos como aceros TWIP; los aceros inoxidables austeníticos; y los aceros de baja densidad (LDS) [11]. Los AHSS de segunda generación se destacan por su resistencia a la tracción, con valores mínimos que superan los 700 MPa y pueden alcanzar más de 1500 MPa [9], además de mostrar valores de ductilidad superiores al 60% [16]. Este avance reviste una gran importancia para la industria, ya que permite la fabricación de productos de alta resistencia sin necesidad de sacrificar la ductilidad de la pieza final.

El principal obstáculo de los AHSS de segunda generación es su fabricación puesto que, aunque estos aceros presenten grandes propiedades mecánicas, el elevado costo de los elementos que componen su microestructura como lo son

el níquel, manganeso y el cromo [11], lo que lleva a que su aplicación se vea limitada.

Dentro de esta familia de aceros, se destacan los aceros de baja densidad (LDS), que se caracterizan por tener una composición base de Fe-Mn-Al-C. La presencia de aluminio en esta composición permite obtener un acero de alta resistencia junto con una notable reducción en la densidad del material en sí, el manganeso proporciona un aumento significativo en la dureza de la matriz, lo que a su vez conlleva a un aumento en la dureza y resistencia a la tracción del material. Esto tiene un impacto significativo en la reducción de la contaminación y en el ahorro energético en la industria. Además, estos aceros presentan porcentajes de elongación notables, que son superiores a los observados en sus contrapartes. Estos aceros se clasifican en diferentes categorías, como austeníticos, ferríticos, dúplex o tríplex, dependiendo de las fases presentes en la estructura del acero [17].

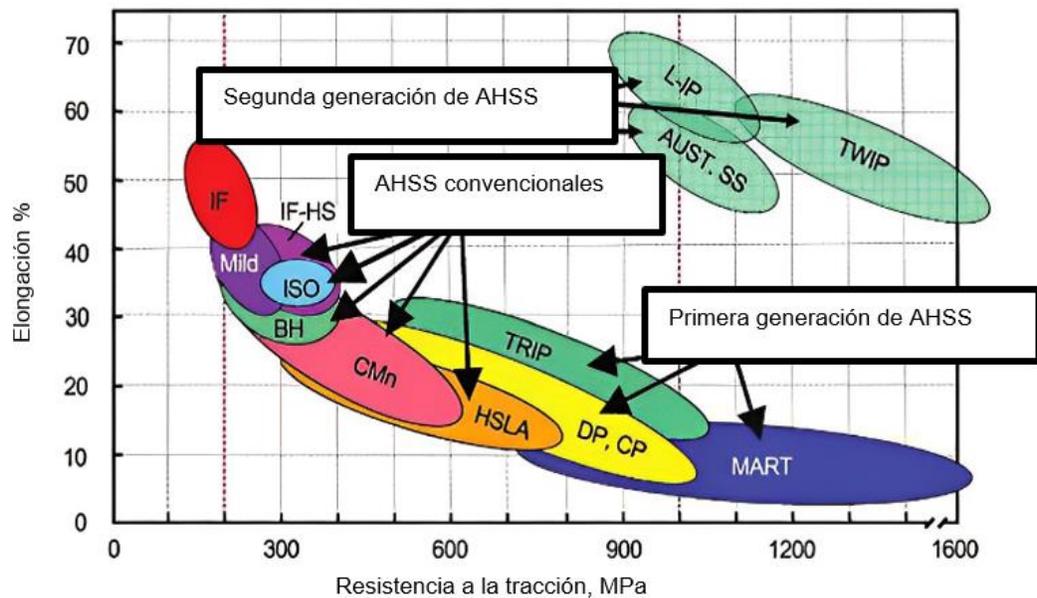


Figura 2 Comparación aceros AHSS de segunda generación en gráfico resistencia v/s ductilidad [11]

Los aceros de baja densidad LDS se pueden clasificar en grupos diferenciados por la composición de la fase matriz en aceros ferríticos, dúplex base austenita, dúplex base ferrita y aceros austeníticos [18]. Los aceros LDS presentan composiciones comunes en sus distintas clasificaciones las cuales ven variado su contenido de manganeso, aluminio y carbono principalmente (tabla 2).

Tabla 2 Composiciones típicas de clasificaciones de aceros LDS [18]

Clasificación	Manganeso	Aluminio	Carbono
Ferrítico	<5%	5-9%	<0.05%
Dúplex base austenita	5-30%	5-10%	0.4-0.7%
Dúplex base Ferrita	2-12%	3-7%	0.05-0.5%
Austenítico	12-30%	5-12%	0.6-2%

Otro tipo de AHSS de segunda generación son los aceros TWIP. Estos aceros, pertenecientes a la categoría Fe-Mn-C, presentan altas concentraciones de manganeso, que comúnmente superan el 20% en peso [19]. En comparación con los aceros austeníticos de esta generación y los LDS, los aceros con efecto TWIP ofrecen una combinación impresionante de resistencia y ductilidad. Sin embargo, en relación con los LDS, aunque superan su resistencia a la tracción, presentan valores de elongación más bajos (ver Figura 2). Estas propiedades se deben a que este tipo de acero experimenta un fortalecimiento por endurecimiento debido a la deformación. Esto se logra gracias a la presencia de gemelos mecánicos en estos aceros, los cuales restringen el avance de dislocaciones y, como resultado, aumentan su resistencia [20]. Para inducir este efecto, es crucial controlar la energía de falla de apilamiento (SFE), ya que se busca obtener una energía menor a 40 mJ/m². Esto promueve la nucleación de gemelos [21]. El mayor inconveniente que presenta esta generación de aceros es que su costo de producción es bastante elevado por lo que su aplicación en la industria se ve perjudicada.

En la tabla 3 se presentan diferentes composiciones de aceros con efecto TWIP con variación en su porcentaje de manganeso y aluminio, considerando sus diferentes propiedades junto con el valor de su SFE.

Tabla 3 Composiciones típicas aceros TWIP junto con propiedades de dichas composiciones [22]

Composición	Mn	Al	C	Ys (MPa)	UTS (MPa)	Alargamiento (%)	SFE (mJ/m²)
Fe18Mn0.6C1.5Al	18.2	1.52	0.62	498.3	960.1	59.3	27.5
Fe18Mn0.6C3Al	18.9	3.00	0.62	498.8	848.9	49.7	40.1
Fe15Mn0.6C	15.2	0.02	0.61	509.3	1124.1	51.3	12.4
Fe15Mn0.6C1.5Al	14.9	1.54	0.59	479.5	976.0	57.6	25.8
Fe15Mn0.6C2Al	15.4	2.04	0.62	488.2	938.9	58.4	30.1

2.2.3 AHSS de tercera generación

Estos aceros constituyen el grupo más reciente dentro de los AHSS y, en la actualidad, siguen siendo objeto de investigación y desarrollo. La Figura 3 ofrece una comparación de esta generación en términos de resistencia a la tracción y ductilidad en relación con sus predecesores. Además, muestra la principal área de aplicación potencial para estos aceros [11].

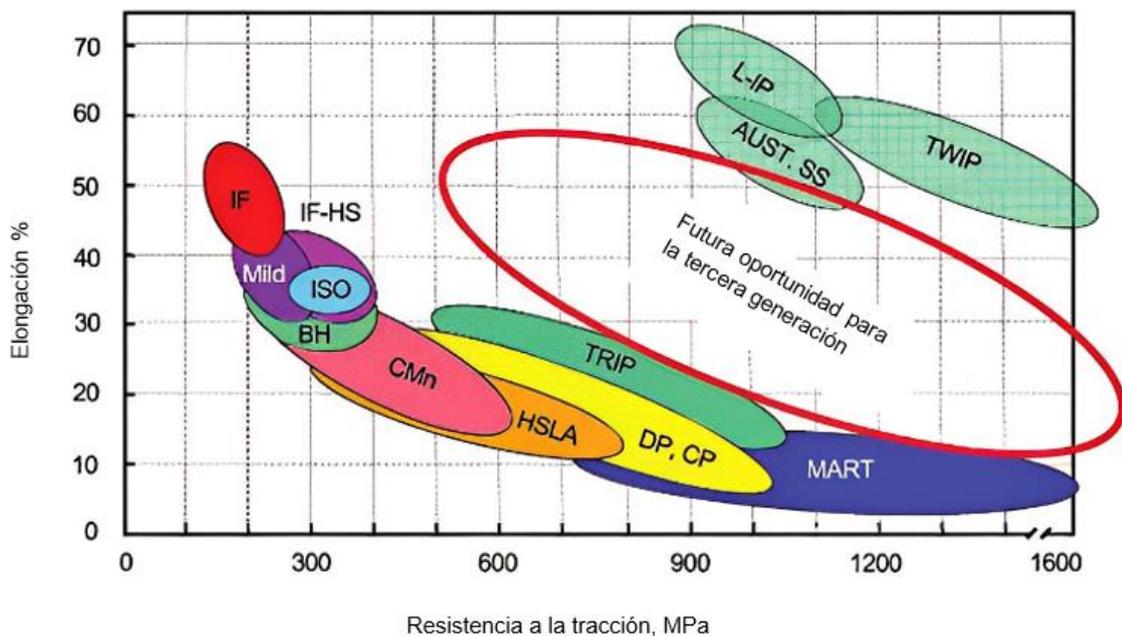


Figura 3 Comparación aceros AHSS de tercera generación en grafico resistencia v/s ductilidad [11]

Estos aceros de tercera generación representan una mejora significativa en términos de ductilidad en comparación con la primera generación y son más asequibles que los de segunda generación. En otras palabras, esta nueva generación tiene como objetivo mantener las propiedades de la segunda mientras se reducen los costos de producción. Por ejemplo, poder producir aceros con efecto TWIP con una menor cantidad de manganeso en su aleación.

Uno de los aceros de tercera generación más prometedores son los aceros de medio manganeso, que se utilizan en la industria automotriz debido a su capacidad para producir piezas livianas con excelentes propiedades mecánicas. Estos aceros contienen un porcentaje de manganeso que varía entre el 4% y el 14%, lo que les confiere sólidas propiedades mecánicas. El mecanismo de refuerzo principal en estos aceros es el efecto TRIP, debido al porcentaje de austenita que se forma en su microestructura. Además, estos aceros permiten la

partición de carbono y manganeso en las capas de austenita, lo que facilita mantener el efecto TRIP activo durante todo el proceso de deformación. Esto se traduce en propiedades mecánicas excepcionales, con una resistencia a la tracción de aproximadamente 1400 MPa y una elongación que alcanza el 60% [23]. En general, la tercera generación es una optimización de la segunda.

2.3 Efecto de elementos aleantes en acero Fe-Mn-Al-C

2.3.1 Aluminio

El aluminio desempeña un papel fundamental en la reducción de la densidad del acero, logrando una disminución del 1.3% por cada 1% de aluminio presente en la aleación. Además, este elemento promueve la formación de carburos en la matriz del acero [24].

A continuación, se analiza el impacto del aluminio en las propiedades mecánicas de un acero con composición Fe-26Mn-XAl-1C, donde X representa la variación en el contenido de aluminio.

Tabla 4 Comparación de propiedades mecánicas con variación de contenidos de aluminio en acero Fe-Mn-Al-C de igual composición [25]

Material	YS (MPa)	UTS (MPa)	Elongación total (%)
8Aluminio	355	765	66.0
8Al envejecido durante 40 h	625	915	50.9
10Aluminio	485	820	72.0
10Al envejecido durante 40 h	955	1040	38.2

Se puede observar que al aumentar el aluminio en la composición nombrada existe un aumento en la resistencia mecánica del acero, notando que al envejecer un material similar con aluminio este perderá ductilidad. [25][26]

2.3.2 Manganeso

El manganeso desempeña un papel fundamental en el aumento de la tenacidad del acero. Al mismo tiempo, favorece la templabilidad en los porcentajes utilizados por los aceros de medio manganeso de baja densidad (tabla 2). El manganeso también participa en la formación de intermetálicos en la aleación.

2.3.3 Silicio

Incorporar silicio a las aleaciones de acero desempeña un papel crucial al eliminar el oxígeno durante su proceso de fabricación. Además, este elemento

contribuye a mejorar la fluidez en la fundición y a retrasar la formación de la cementita.

2.3.4 Níquel

El níquel es un estabilizador de la fase austenita, este elemento se agrega para fomentar la formación de la fase B2 en la aleación, a diferencia del manganeso el níquel se necesita en mayor porcentaje para que la entalpia de formación de esta fase disminuya.

Tabla 5 Comportamiento mecánico de piezas con variación de níquel en la composición [27]

Condición	Aleación	YS (MPa)	UTS (MPa)	Elongación total (%)
HR + CR	28Mn0Ni	1350 ± 10	1500 ± 10	10 ± 0.4
	28Mn5Ni	1394 ± 5	1571 ± 5	11 ± 0.4
HR +CR+1023 K	28Mn0Ni	732 ± 2	1051 ± 5	36 ± 2
	28Mn5Ni	1289 ± 2	1537 ± 2	17 ± 1

Se puede ver que el agregado de níquel a la composición genera un aumento en el Ys y UTS de las aleaciones, al comparar las muestras con el mismo tratamiento térmico aplicado. El efecto se aprecia de mejor forma cuando se trabaja a 1023 K, esto se debe a la formación de precipitados en la matriz lo que genera un refuerzo en el acero.

2.3.5 Cobre

El cobre desempeña un papel clave al generar puntos de nucleación preferenciales para las fases de refuerzo en las aleaciones. Además, facilita la formación de precipitados homogéneos en el material. Esto resulta en un aumento del esfuerzo de fluencia en los aceros, observándose un incremento con la adición de aproximadamente un 3% de cobre. Asimismo, mejora la resistencia a la corrosión atmosférica en los aceros de medio manganeso [28]. En aceros dúplex de baja densidad, la presencia de cobre genera precipitados B2 ricos en Cu y, al mismo tiempo, retarda la recristalización y el crecimiento de grano debido a un efecto de arrastre de soluto [29].

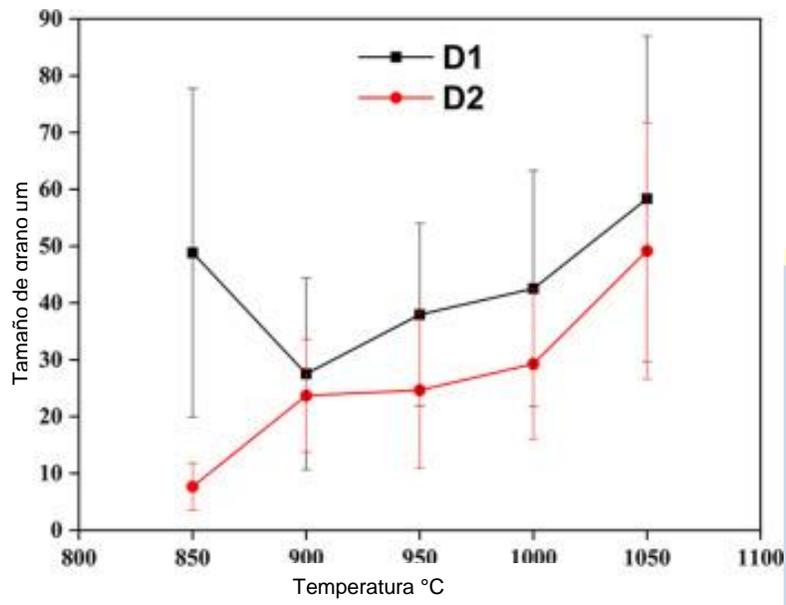


Figura 4 Variación del tamaño de grano al aumento de temperatura [28]

En la Figura 4 se presentan dos materiales denominados como D1 y D2, la única variación que presenta uno con respecto al otro es que D1 no posee cobre en su composición mientras que D2 posee un 0.25% en peso de cobre, el añadido de este aleante a la composición genera un refinamiento de grano en la matriz del acero, lo que se traduce, en la mayoría de los casos, en una mayor resistencia mecánica.

2.4 Propiedades de aceros de medio manganeso de baja densidad

Los aceros de composición Fe-Mn-Al-C suelen exhibir una alta resistencia a impactos, resistencia al desgaste, ductilidad y bajo peso, gracias a los elementos que componen esta aleación. En la tabla 6 se presentan los rangos de propiedades mecánicas típicas de aleaciones de este tipo.

Tabla 6 Propiedades mecánicas aceros de medio manganeso Fe-Mn-Al-C [3]

Aleación	YS (GPa)	UTS (GPa)	Elongación (%)
Fe-Mn-Al-C	0.4-1.0	0.6-2.0	30-100

Los elementos presentes en la composición del acero contribuyen significativamente a su alta resistencia a los impactos, como lo son el manganeso y el carbono. La reducción de la densidad se logra gracias a la inclusión de elementos más ligeros que el hierro, que tiene una densidad de 7.8 g/cm³. Estos elementos incluyen el aluminio (con una densidad de 2.7 g/cm³), el manganeso

(con una densidad de 7.21 g/cm^3) y el silicio (con una densidad de 2.3 g/cm^3). Su incorporación al acero altera el parámetro de red cristalina debido a su baja masa atómica.

El aluminio desempeña un papel crucial en la reducción de la densidad del acero, ya que cada 1% de aluminio añadido a la aleación logra una disminución del 1.3% en la densidad total del acero [3]. Esto representa una contribución significativa, dado que en los porcentajes típicos de estos aceros (ver tabla 1), podría lograrse una reducción de hasta el 15.6% en la densidad del acero en su conjunto.

Otro parámetro fundamental es el módulo de Young, especialmente relevante en el diseño estructural de la industria automotriz, ya que determina la rigidez de un material. En esta industria, se busca la implementación de materiales con módulos de Young elevados, es decir, que sean rígidos. Sin embargo, los aceros de baja densidad, al incorporar una cantidad significativa de aluminio en su composición para reducir la densidad, experimentan una reducción en su rigidez. Esto ocurre debido a que la presencia de aluminio disminuye la energía de red en la solución sólida Fe-Al y genera una mayor distancia entre los átomos de hierro y aluminio que coexisten en la red cristalina [3].

2.5 Fase B2

Para mejorar las propiedades mecánicas de los aceros de medio manganeso de baja densidad, es crucial promover la formación de fases que actúen como refuerzo para el material. Dentro de estas fases, resalta la fase B2, un intermetálico de alta dureza compuesto generalmente por aluminio y níquel en una relación 1:1. Esta fase se caracteriza por presentar ángulos de difracción notables en 31.0° , 44.44° , 64.7° y 81.83° , estos ángulos son medidos mediante el uso del ánodo de cobre K-alfa. Además, presenta un parámetro cristalino de 2.88 \AA . Esta fase puede desempeñar un papel crucial como una segunda fase de refuerzo en aceros LDS que contienen altos niveles de aluminio. Además, si se controla la morfología de esta fase, evitando la formación de bandas de precipitado y promoviendo la nucleación de precipitados intergranulares, es posible mitigar el efecto adverso que esta fase puede tener en la ductilidad del acero [30]. El intermetálico B2 presenta una estructura del tipo Fe (Ni) Al en aceros de medio manganeso con composiciones del tipo Fe-15Mn-5Ni-9Al-0.8C (porcentaje en peso) [31], estos tipos de precipitados presentan propiedades interesantes para su uso, debido a que son compuestos que poseen bajas densidades [30][32].

Para que un precipitado en la estructura de un acero pueda generar un efecto de refuerzo mecánico, debe ser capaz de obstaculizar el avance de las dislocaciones a lo largo de la microestructura del material [33]. En otras palabras, el precipitado debe ser de tamaño reducido y estar disperso en toda la matriz. Cuando se cumplen estas condiciones, durante la deformación, las dislocaciones no pueden moverse libremente, ya que se encuentran con un mayor número de puntos de contacto precipitado-dislocación [30].

La presencia de níquel favorece la aparición de los precipitados tipo B2 debido a que, cuando se combina con el aluminio, reduce la entalpía de formación de dicha fase. Además, se ha comprobado que el cobalto tiene un efecto similar, aunque el níquel muestra una disminución más significativa en la entalpía de formación, como se evidencia en los resultados obtenidos por J. Breuer et al. utilizando un calorímetro de solución diferencial, diseñado para evaluar este efecto [34]. Los resultados de esta evaluación muestran que a medida que se incrementa el porcentaje de níquel en la aleación, los valores se vuelven más negativos, como se indica en la Figura 5.

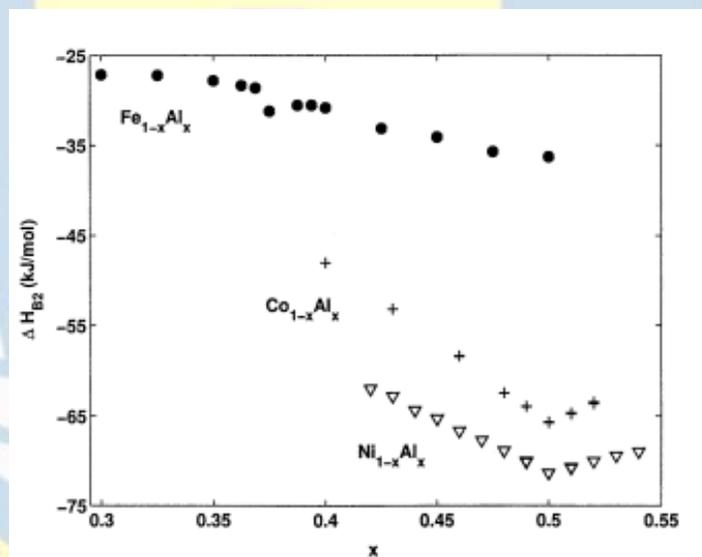


Figura 5 Efecto del níquel en la entalpía de formación de B2 [34]

Además, el níquel tiene el efecto de expandir la zona de estabilidad de la fase B2 por encima de la temperatura de recrystalización de la austenita deformada, generalmente en un rango de 800 a 900 °C aproximadamente. No obstante, los aceros de baja densidad que contienen níquel pueden experimentar una disminución en la ductilidad debido a la organización de la fase ferrita y la

transformación a B2, lo que resulta en la formación de bandas de esta fase que son gruesas y quebradizas.

Para contrarrestar este efecto adverso y mejorar la ductilidad del acero, se puede emplear la formación de precipitados finos de B2 dispersos en la matriz. Este logro se obtiene a través de la aplicación de un tratamiento termomecánico. Este tratamiento actúa como un generador de sitios preferenciales para la precipitación de la fase, además de activar el mecanismo de recristalización. De esta manera, se evita la formación de bandas gruesas que podrían resultar perjudiciales para las propiedades del acero [35].

Las aleaciones compuestas por hierro y aluminio son las principales en cuanto a formación de intermetálicos, sobre todo en la parte rica en hierro del diagrama binario Fe-Al (Figura 6).

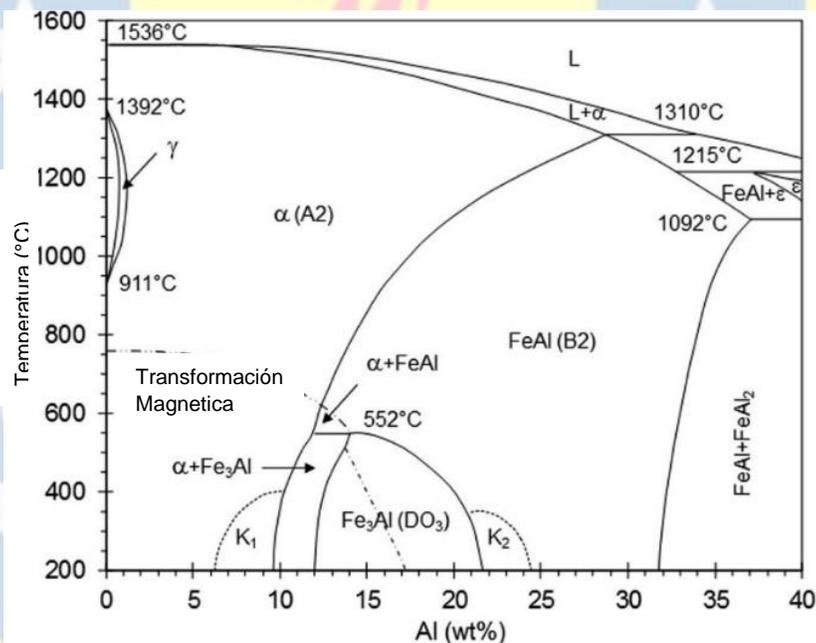


Figura 6 Diagrama binario Fe-Al [18] [36]

2.5.1 Propiedades mecánicas de aleaciones con precipitados B2

Los intermetálicos ofrecen una propuesta interesante para crear refuerzos mecánicos en los aceros debido a las propiedades que poseen [37]. Sin embargo, en la mayoría de los casos, la aplicación de aceros con estos precipitados con fines estructurales se ve dificultada por su baja ductilidad a temperatura ambiente [38]. A pesar de ello, no es imposible utilizarlos, ya que se ha investigado y

desarrollado aceros que contienen precipitados tipo B2 con una buena combinación de propiedades mecánicas, como límite elástico, resistencia a la tracción y ductilidad. Esto se logra mediante el control del tamaño y la ubicación de los precipitados en la matriz de la aleación. La tabla 7 muestra ejemplos de aceros con diferentes fracciones de precipitados B2 en su microestructura y sus respectivas propiedades.

Tabla 7 Comparación de propiedades mecánicas de aceros con y sin B2 con distintas fracciones de fase [17]

Aleación	Macro dureza (VHN)	YS (MPa)	UTS (MPa)	Alargamiento (%)	Fracción de fase de B2 (%)
28Mn0Ni	256	670 ± 12	980 ± 10	68	~0.5
28Mn5Ni	268	730 ± 20	1028 ± 20	55	~4
15Mn5Ni	375	1110 ± 8	1260 ± 5	20	~12

La primera aleación tiene una fracción mínima de la fase B2 en su microestructura, lo que resulta en propiedades mecánicas más bajas. Esto se debe a que el 0.5% de B2 en esta aleación no tiene un efecto significativo en las propiedades del acero. En contraste, la segunda aleación, que contiene níquel como impulsor para la formación de la fase B2, presenta una fracción de B2 de aproximadamente 4%, lo que se traduce en un aumento de alrededor de 60 MPa en sus propiedades mecánicas. Finalmente, la tercera aleación es similar a la segunda, pero con una reducción en el porcentaje de manganeso en su composición. Esto favorece la precipitación de B2, alcanzando una fracción volumétrica de aproximadamente 12%. Esta tercera aleación exhibe las mejores propiedades mecánicas en comparación con las otras aleaciones debido a las propiedades del precipitado y a los elementos presentes en la aleación. No obstante, la aleación con un contenido del 15% de manganeso muestra la menor elongación de las tres aleaciones. Esto está relacionado con la cantidad de fase B2 presente en su microestructura, ya que, aunque se aumentan las propiedades mecánicas del acero, la ductilidad y la elongación se ven reducidas debido a que en estas composiciones la fase B2 se encuentra en forma de banda que se aloja en los límites de grano. [17]

2.5.2 Efectos de los tratamientos térmicos en B2

En la tabla 8 se presenta un acero de composición Fe-8Mn-4Al-3.5Ni-0.6Si-0.2C, el cual posee precipitados de B2 en su microestructura del tipo Al Ni, el cual fue sometido a los tratamientos de envejecimiento y recocido a diferentes temperaturas.

Tabla 8 Comparación propiedades mecánicas de un acero a diferentes temperaturas y tratamientos térmicos [39]

Muestra	YS (MPa)	UTS (MPa)	Elongación total (%)
Recocido 750°	780	1084	23
Recocido +envejecido 500°	1080	1292	22,92
Recocido + doble envejecido 650°-500°	860	1034	32,35

En el proceso de envejecimiento realizado a 500°C durante 3 horas, se produjo la formación de fase B2 a escala nanométrica en toda la matriz del acero, lo que resultó en un aumento de aproximadamente 300 MPa en el límite elástico (ver tabla 8). Además, este aumento se logró sin una gran disminución en la ductilidad del acero [39], gracias al tamaño de los precipitados y su distribución en la matriz. Por otro lado, en el proceso de envejecimiento en dos etapas, se observó una precipitación selectiva de la fase B2 con diferentes tamaños. A 650°C, los precipitados aparecieron en la fase ferrítica del acero, y a 500°C, se formó B2 en la fase austenítica.

Tabla 9 Comparación de propiedades mecánicas de piezas recocidas en distintos tiempos [40] [41]

Muestra	Estado	YS (MPa)	UTS (MPa)	Elongación (%)
Recocido a 900° por 2 min	Recocido	1446	1507	24,3
	Envejecido	1600	1622	20,2
Recocido a 900° por 15 min	Recocido	1196	1372	35,0
	Envejecido	1379	1485	30,2

La tabla 9 muestra el comportamiento de un acero de baja densidad con la composición Fe-21Mn-10Al-1C-5Ni en diferentes tiempos de recocido. Este tratamiento térmico se realizó porque el acero presenta una matriz austenítica con precipitaciones de fase B2 sin la formación de bandas. Este efecto se evitó al mantener la matriz austenítica. En esta composición, se observaron partículas finas de fase B2 con forma poligonal en los límites de grano, además de carburos k nanométricos y partículas D03.

La tabla muestra que las muestras sometidas a envejecimiento experimentaron un aumento en las propiedades mecánicas en comparación con el estado recocido, sin una pérdida significativa en la ductilidad, que se mantuvo en aproximadamente un 4%. Este aumento se debe a una mayor precipitación de carburos k, D03 y B2 en la matriz austenítica durante el envejecimiento. Además, la buena ductilidad se mantuvo debido a la ausencia de bandas de fase B2 en la microestructura del acero.



3 Hipótesis

El control de los contenidos de aluminio, manganeso y níquel permite lograr la estabilización de un acero de medio manganeso con matriz austenítica, utilizando el mecanismo de endurecimiento por precipitación a partir de la fase Al/Ni tipo B2, sin la presencia de mecanismos de plasticidad inducida ($SFE > 40 \text{ mJ/m}^2$).

3.1 Objetivo general

Desarrollar una aleación de medio manganeso de matriz austenítica, que presente el mecanismo de endurecimiento por precipitación por la fase B2 que presente altos valores de Y_s y UTS.

3.2 Objetivo específico

- Diseñar una aleación de medio manganeso que exhiba una matriz austenítica con un mecanismo de endurecimiento por precipitación de fase B2, controlando la SFE para evitar mecanismos de refuerzo adicionales.
- Seleccionar tratamientos térmicos y termomecánicos para controlar tanto el tamaño de grano como el de los precipitados con el fin de mejorar las propiedades mecánicas.
- Evaluar la correlación del comportamiento mecánico obtenido con el mecanismo de reforzamiento propuesto.

4 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

4.1 Simulación computacional

Para el diseño de aleaciones es importante realizar simulaciones termodinámicas, obtener los diagramas de fase, conocer las transformaciones de fase, etc. Para esto existe el programa ThermoCalc, el cual es un software desarrollado con el fin de realizar cálculos y simulaciones termodinámicas de sistemas complejos [42]. Este programa por medio de una composición dada permite obtener información sobre:

- Cantidades y composiciones de fases
- Temperaturas de transformación
- Límites de solubilidad
- Fuerzas motrices para la formación de fases
- Actividades y potenciales químicos
- Diagramas de fase y diagramas de Pourbaix

Para el diseño de la aleación se llevó a cabo una simulación computacional con el fin de predecir el campo de estabilidad de fases en una aleación de medio Mn que corresponde al sistema FeMnAlNiC. Para lograrlo, se aplicó un análisis detallado y se construyó un diagrama de fases, teniendo en cuenta las restricciones establecidas por la base de datos empleada en el software, los cuales se presentan en la tabla 10.

Tabla 10 Límites de composición recomendados por ThermoCalc para base de datos TCFE12 [43]

Elemento	Max	Elemento	Max	Elemento	Max	Elemento	Max
Al	10	Cu	5	Sn	5	Nb	5
B	Traza	Ni	20	Ta	10	Ti	3
C	7	O	Traza	H	Traza	V	15
Ca	Traza	P	Traza	Mg	Traza	W	15
Ce	Traza	Ru	15	Mn	30	Zr	10
Co	20	S	Traza	Mo	10		
Cr	30	Si	5	N	5		

4.2 Fusión

Para asegurar una selección de composición química adecuada del material, se gestionó el control de las contribuciones de los elementos químicos para obtener una matriz predominantemente austenítica, con la presencia de la fase B2 y una contribución de energía de falla de apilamiento superior a 40 mJ/m². Esto se hizo con el propósito de eliminar los mecanismos de refuerzo secundarios relacionados con la plasticidad, como el TWIP y TRIP. Los detalles de la composición resultante se muestran en la tabla 11.

Tabla 11 Composición de interés para la investigación

Elemento	Mn	Al	Ni	Cu	Si	C
%	15	6	5	1	0.8	0.6

Para el proceso de fundición, se empleó un horno de inducción que opera en una atmósfera protectora de argón. El procedimiento comienza con la creación de un vacío en el horno, seguido por la introducción de una atmósfera de argón a una presión de 1 atmósfera. El equipo utilizado para este fin es un horno de la marca Inductotherm, el cual se ilustra en la Figura 7.



Figura 7 Horno de inducción al vacío Inductotherm

Para comenzar el proceso de fusión de la aleación primero se seleccionaron las materias primas a utilizar las cuales corresponden a las siguientes:

- Plancha de acero ASTM grado a36
- Palanquillas de acero AISI SAE 1005
- Níquel Puro
- Aluminio AA1100
- Ferro manganeso alto carbono
- Hierro silicio
- Cu puro
- Ferro manganeso medio carbono

Posterior a definir las materias primas para la fusión, se llevó a cabo un balance de masa para determinar la cantidad precisa requerida con el fin de cumplir con la composición ideal previamente establecida. En la tabla 12, se presenta la masa de cada material necesaria para el proceso de fusión.

Tabla 12 Masa a utilizar de las materias seleccionadas para fundición

Aleación	A36	1005	FeMn med C	AA1100	Cu	FeSi	Níquel	FeMn alto C
Masa (Kg)	1,985	2,248	1,05	0,38	0,06	0,05	0,32	0,31

Una vez listo el material a utilizar se prepararon los crisoles para fundición realizados con cemento refractario en un molde cilíndrico como se muestra en la Figura 8.



Figura 8 Molde cilíndrico para fabricar crisoles

Para su confección, se mezcló el polvo de cemento refractario con una cantidad específica de agua, ajustada según la textura requerida para que el cemento pueda fluir dentro del molde y llenar todos los espacios adecuadamente. Una vez que la mezcla estuvo lista, se llenó el fondo del molde hasta alcanzar aproximadamente 2 cm de altura, lo que permitió establecer la base del crisol. Se colocó el vástago en el molde sin que se hundiera en la base líquida, con el fin de evitar la pérdida de espesor en la base. Este conjunto se dejó reposar durante aproximadamente 2 horas. Luego, transcurrido este tiempo, se retiró el vástago cuando el crisol estaba en un estado sólido prácticamente completo y se permitió que se solidificara por completo, lo cual llevó alrededor de 6 horas. Finalmente, se desmontó el conjunto, resultando en un crisol, como se muestra en la Figura 9.



Figura 9 Crisol de cemento refractario

Una vez que el crisol fue desmontado, se procedió a su sinterización en un horno para obtener una pieza sólida y resistente. Luego, las materias primas se colocaron en un horno de secado a aproximadamente 60°C durante 24 horas. Esto permitió eliminar la humedad presente en los materiales antes de llevarlos al horno de inducción al vacío para iniciar el proceso de fusión.

Una vez finalizado el proceso de fundición, se empleó una lingotera metálica para obtener dos lingotes del acero de interés. La composición química de la aleación resultante se analizó utilizando un espectrómetro de emisión óptica, como se muestra en la Figura 10. Cabe mencionar que este espectrómetro pertenece a la Universidad de Concepción, y los resultados del análisis de composición se detallan en la tabla 13.



Figura 10 Equipo de microscopia de emisión óptica

Tabla 13 Composición química de aleación obtenida % en peso

Aleantes	C	Si	Mn	Al	Ni	Cu	Fe	Cr
%	0,64	0,76	18,05	8,6	4,63	1,06	70,3	0,133

Al tratarse de un acero AHSS de tercera generación, es importante considerar la densidad aparente obtenida en la pieza, es por esto que mediante el método de Arquímedes del volumen desplazado se determinó la densidad del acero estudiado la cual esta indicada en la tabla 14.

Tabla 14 Densidad aparente de la aleación de estudio

Masa (g)	Volumen inicial (ml)	Volumen final (ml)	Densidad (g/cm³)
46.4	100	108.1	5.7

A partir de esto, se puede observar que la aleación diseñada exhibe una densidad inferior en comparación con la densidad típica del acero, la cual tiene un valor de 7.86 g/cm³. Este resultado era previsible debido a los porcentajes de elementos presentes, como el aluminio, cuyo impacto significativo en la densidad de los aceros ya ha sido previamente analizado.

4.3 Tratamientos térmicos

Al buscar el fortalecimiento de las propiedades mecánicas a través de la precipitación de un elemento de alta dureza, se consideró la importancia de la distribución uniforme de este en la matriz. Por lo tanto, se llevaron a cabo dos tratamientos térmicos diferentes, variando los tiempos de permanencia en el horno. A continuación, se describen en detalle estos procesos.

a) Solubilización y recocido de precipitación:

El primer tratamiento implica la solubilización de la pieza obtenida de fundición a 1000°C durante tres horas, seguido de un enfriamiento rápido en agua. Luego, se llevaron a cabo dos procesos de precipitación de la fase B2 a 580°C, que es la temperatura de inicio de la precipitación de esta fase, durante dos (H2) y seis horas (H6), como se muestra en la Figura 11. El propósito de esto es evaluar la distribución y el tamaño de la fase, variando el tiempo de exposición a la temperatura de precipitación.

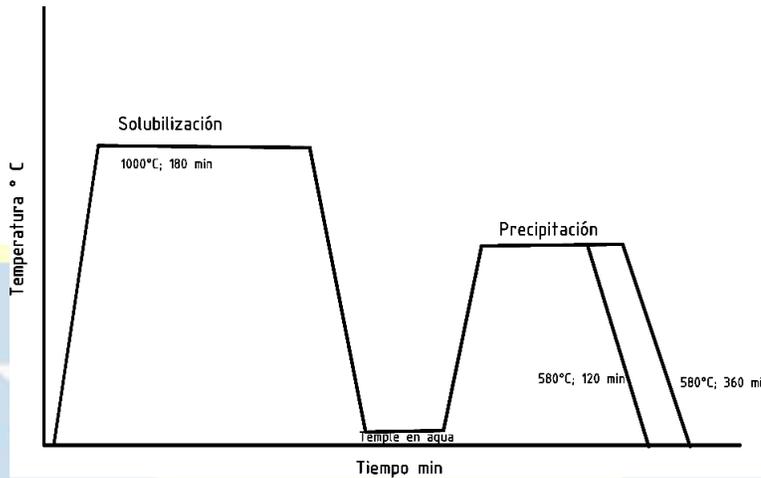


Figura 11 Tratamiento térmico de solubilización y precipitación

b) Laminación y recocido de precipitación:

La segunda etapa del tratamiento implica un proceso de laminación en caliente a 1000°C, con una reducción de sección del 50%, seguido de un temple al agua. Posteriormente, se llevó a cabo un calentamiento a 580°C durante dos (L2) y seis horas (L6), según se muestra en la Figura 12. El propósito de este enfoque es analizar el impacto de la laminación en caliente en la nucleación y distribución de la fase B2, así como evaluar las propiedades mecánicas resultantes al variar el tiempo de tratamiento.

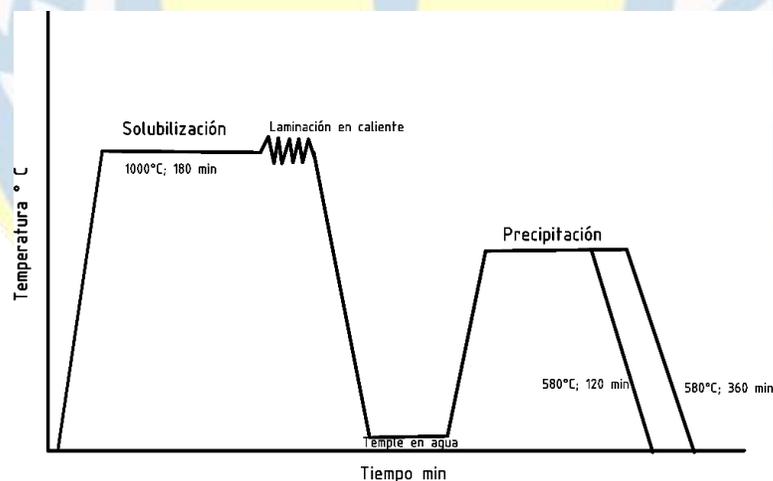


Figura 12 Tratamiento térmico de laminación y precipitación

La laminación en caliente de la pieza obtenida se realizó con la laminadora mecánica mostrada en la Figura 13.



Figura 13 Laminadora utilizada para la laminación en caliente a 1000°C.

Y el tratamiento térmico a 580°C busca la precipitación de la fase B2, mediante la simulación en ThermoCalc se determinó que esta temperatura es la óptima para la precipitación de este intermetálico (Figura 19).

4.4 Caracterización microestructural

4.4.1 Microscopía óptica

Para evaluar el resultado del proceso de fusión y analizar el estado microestructural obtenido después de los tratamientos térmicos, se lleva a cabo un estudio mediante microscopía óptica. Para este propósito, se preparan muestras de las piezas, montándolas en baquelita con la ayuda de una briquetadora Buehler Simplimet 1000, como se muestra en la Figura 14. En el proceso de preparación de las muestras, se requiere lijarlas con lijas SiC de diferentes grados, comenzando con una de #240 y terminando con una de #600, que es la más fina. Posteriormente, las muestras se pulen hasta obtener una superficie reflectante mediante el uso de alúmina y agua, empleando un equipo de pulido Mecatech 264, como se muestra en la Figura 16. Finalmente, las muestras se someten a un ataque químico con el reactivo Nital al 3%, que consiste en una solución compuesta por 97% de etanol y 3% de ácido nítrico en volumen. Este reactivo revela la microestructura de la muestra, permitiendo la observación mediante un microscopio Leica DMI8 M, como se aprecia en la Figura 15, y un equipo SEM, como se observa en la Figura 17.



Figura 14 Briquetadora Buehler Simplimet 1000



Figura 15 Microscopio Leica DMI8 M



Figura 16 Equipo de pulido mecatech 264

Las micrografías de las piezas trabajadas fueron obtenidas mediante el uso del software Leica application suite.

4.4.2 SEM/EDS

Para llevar a cabo un análisis más detallado de la microestructura obtenida, se empleó un microscopio electrónico de barrido JSM-6010plus de la marca Jeol, junto con un espectrómetro de dispersión de energía. Este equipo se muestra en la Figura 17.



Figura 17 Microscopio electrónico de barrido JSM-6010plus

El empleo de este equipo facilita la evaluación de la microestructura del acero producido, así como el análisis de la presencia de precipitados. Para utilizar este equipo adecuadamente, es necesario preparar la muestra inicialmente. Se logra desbastando la muestra con lijas de diferentes granulometrías, que en este caso incluyeron lijas SiC con granos de #240 hasta #600, avanzando progresivamente desde las más gruesas a las más finas. Luego, las muestras se someten a un proceso de pulido en el laboratorio. Las imágenes se capturaron con un voltaje de aceleración de 20 kV.

4.4.3 Difracción de rayos X

Para verificar las fases presentes en la muestra de la aleación después de los tratamientos térmicos de laminación en caliente y recocido, se empleó la técnica de difracción de rayos X. En este ensayo, se utilizó un ánodo de cobre K-alfa con una tensión de aceleración variable entre 20 y 40 kV. Se trabajó con un paso angular de 0.02 grados y un tiempo de permanencia de un segundo. Para identificar los picos resultantes, se realizó un análisis mediante los softwares Xpert Highscore y OriginLab.

El ensayo se llevó a cabo en una muestra cuadrada de la aleación, con dimensiones de 10 mm x 10 mm x 1 mm, que fue preparada mediante desbastado con papel lija SiC de diferentes granulometrías.

4.5 Caracterización mecánica

4.5.1 Ensayo de tracción

Para evaluar la respuesta de la aleación ante esfuerzos de tracción, se llevó a cabo un ensayo de tracción que involucró la fabricación de una probeta con especificaciones DIN 50125 de 4 mm de diámetro de zona calibrada y métrico de 6 mm, como se ilustra en la Figura 18. En esta probeta, se incorporó una variación en la sección transversal con el propósito de concentrar la zona de fractura en la región de menor sección.



Figura 18 Probeta DIN diámetro 4 métrico 6 para ensayo de tracción

Para la fabricación de estas probetas, es esencial llevar a cabo el conformado con un sistema de enfriamiento constante. Esto se debe a que los aceros de medio manganeso tienden a endurecerse durante la deformación, lo que puede ocasionar problemas como la rotura de brocas o la formación no deseada de precipitados, entre otros.

Mediante este ensayo se pueden obtener los datos de interés de la aleación diseñada las cuales son principalmente:

- Ductilidad
- Módulo de Young
- Resistencia máxima
- Fluencia

4.5.2 Dureza

Se emplearon las escalas de dureza Rockwell C (HRC) y Rockwell B (HRB) en el durómetro. Para ello, se utilizó un durómetro digital de la marca LECO con cargas que variaron desde 150 kg hasta 100 kg, dependiendo de la escala utilizada. Para la dureza macro se realizaron seis mediciones con el fin de obtener valores representativos.

En el caso del microdurómetro, se utilizó el LM 300AT de LECO, y para el ensayo de nanodureza, se empleó el equipo Hysitron TI Premier de la marca BKUKER con cargas de 500 micro newtons. Para garantizar resultados representativos, se realizaron tres mediciones en diferentes zonas de la muestra, de las cuales se obtuvieron tres valores de dureza. El valor de dureza del acero se calculó como el promedio de estas tres mediciones.

Además, en el caso de la nanodureza, se llevó a cabo un mapeo de la muestra mediante XPM para determinar las diferencias de dureza entre la matriz, los límites de grano y los precipitados. Para esto, este análisis aplica una serie de indentaciones bajo una carga de 500 micro newtons.

5 Resultados y Discusiones

5.1 Modelación termodinámica

Como se mencionó anteriormente, el diseño de la aleación se realizó mediante el software ThermoCalc con la finalidad de conseguir una matriz austenítica con la precipitación de la fase B2. Para alcanzar este propósito, se llevaron a cabo simulaciones con varias composiciones químicas con el objetivo de determinar aquella que arrojará los mejores resultados. Además, resultó fundamental definir la proporción de elementos estabilizadores de la austenita, tales como carbono, níquel y manganeso, con el objetivo de obtener una matriz controlada de esta fase. Como resultado de este proceso, se estableció la composición que se presenta en la tabla 13.

En relación con la precipitación de la fase B2, se determinó a través de simulaciones que permitieron obtener el diagrama de fases de la aleación (ver figura 19) que esta fase inicia su precipitación a 580°C. En consecuencia, se procedió a realizar un tratamiento de recocido a dicha temperatura.

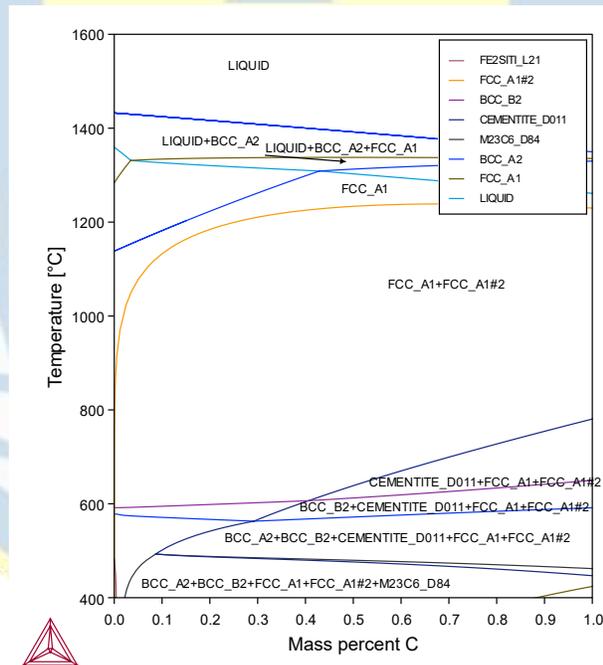


Figura 19 Diagrama de fases temperatura vs porcentaje de carbono de aleación diseñada

La simulación realizada revela la presencia de la fase ferrita en la aleación diseñada a una temperatura de 580°C. La presencia de la fase ferrita es comprensible, ya que la aleación contiene elementos que actúan como estabilizadores de esta fase, como el aluminio, que interactúa con el hierro y contribuye a su estabilización [44][45]. Además, la presencia de silicio y cromo también juega un papel significativo en esta estabilización [46].

Se conoce que, para que un precipitado funcione como refuerzo, debe actuar como un obstáculo para el avance de dislocaciones, siendo más efectivo cuando los precipitados de refuerzo están dispersos en la matriz. Por esta razón, se decidió implementar un tratamiento termomecánico con el objetivo de generar sitios preferenciales de nucleación para la fase B2 y evitar la formación de las características bandas de precipitado observadas en aleaciones similares por otros investigadores. Para llevar a cabo este tratamiento, se identificó el rango de la fase austenita, estableciendo una laminación a 1000°C con el fin de austenizar el acero.

5.2 Análisis Microestructural

5.2.1 Homogenización y tratamiento térmico de precipitación por 2 Horas (muestra H2)

Esta pieza se sometió a un proceso de solubilización seguido de un tratamiento de precipitación con una duración de dos horas. El análisis metalográfico revela una matriz completamente austenítica, con la presencia de granos columnares característicos del proceso de fundición, como se muestra en la Figura 20. Al aplicar el tratamiento de precipitación, se generaron nuevos granos dentro de los granos columnares principales, por la modificación de la microestructura dendrítica. lo que resultó en la formación de granos más finos y pequeños.

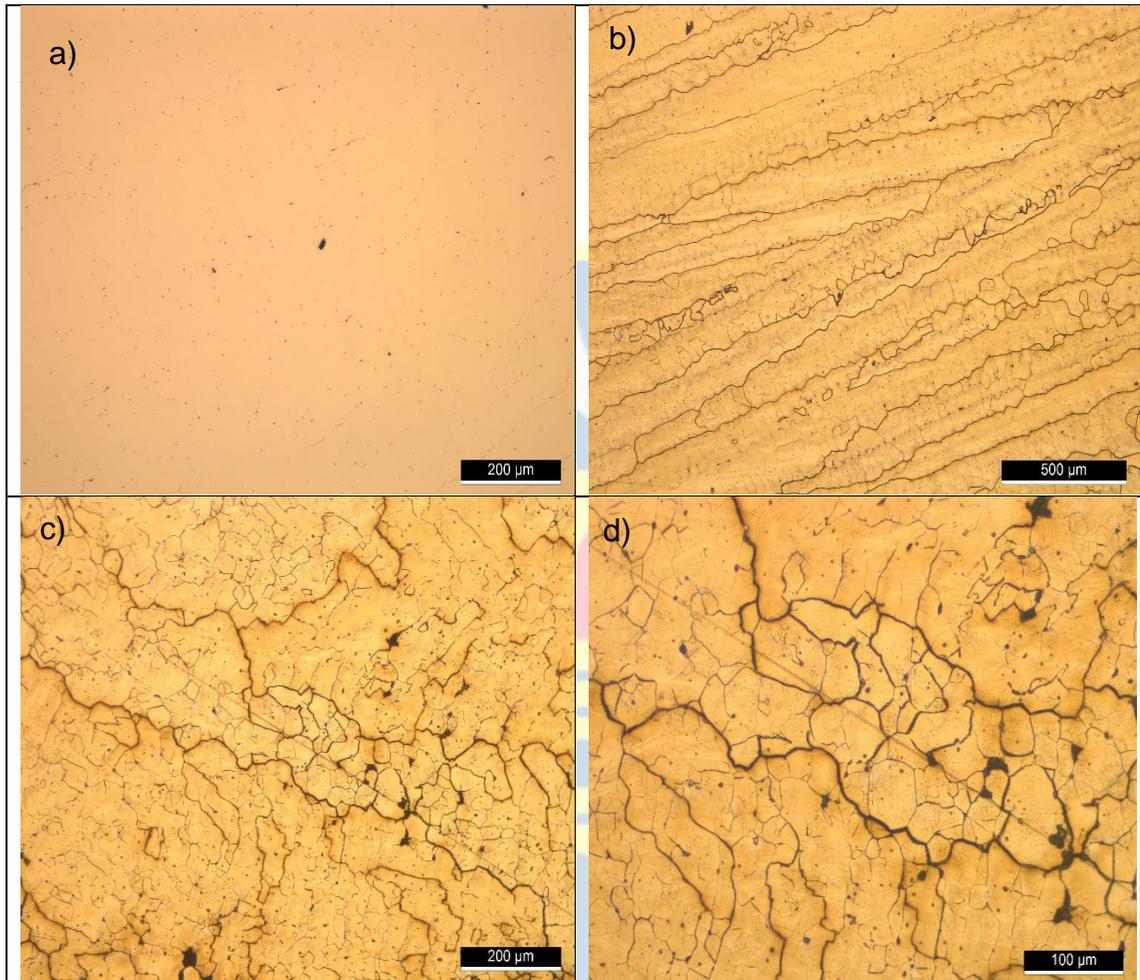


Figura 20 Metalografías acero homogeneizado por 2 horas donde a) Inclusiones H2 100x, b) Granos columnares H2 50x, c) Granos nuevos H2 100x y d) Granos nuevos H2 200x

Además de la formación de los nuevos granos, se observa la presencia de óxidos a lo largo del material, tal como se aprecia en la Figura 20. Estas inclusiones se han clasificado como óxidos globulares de tipo D3, siguiendo la norma ASTM E45.

En la Figura 21, se puede identificar la formación de precipitados en los límites de grano, los cuales varían en tamaño desde 1 micrones hasta 10 micrómetros. Aunque se observa la presencia de esta fase, su proporción es relativamente baja y se forma en regiones específicas de la muestra. Al comparar esto con la Figura 19, donde se aprecia la composición del acero y la temperatura del tratamiento, se esperaría la formación de cementita, ferrita y fase B2 en la microestructura. La cantidad y distribución de estos precipitados dependerán del tiempo al que se exponga la muestra durante el recocido de precipitación.

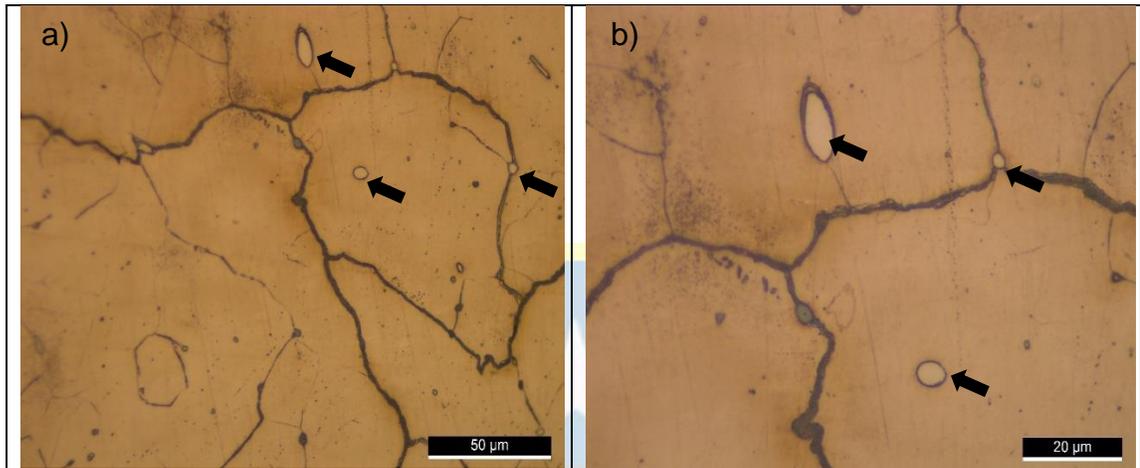
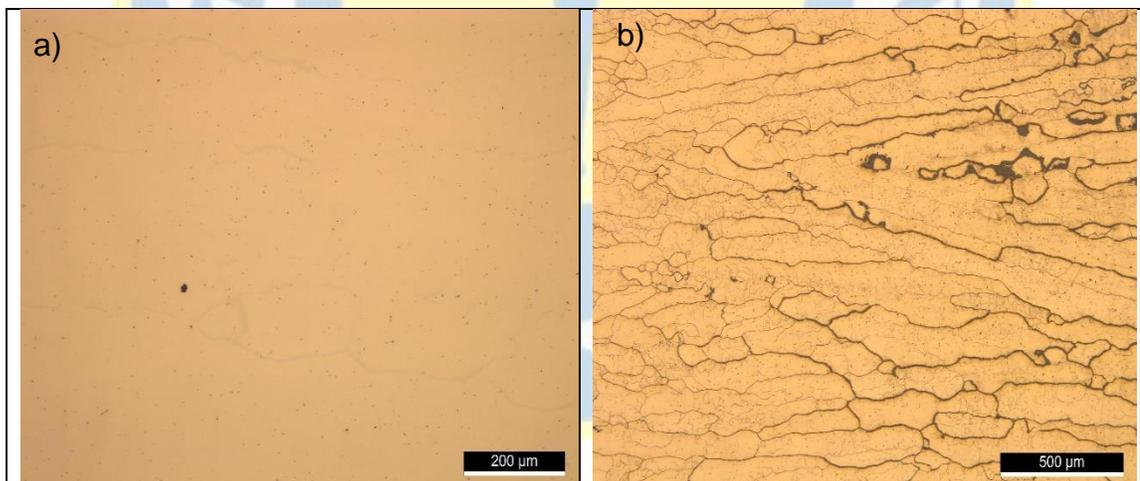


Figura 21 Precipitados en límites de grano y matriz donde a) Precipitados en acero 500x y b) Precipitados en acero 1000x

5.2.2 Homogenización y tratamiento térmico de precipitación por 6 horas (muestra H6)

La muestra analizada presenta la misma estructura que la homogeneizada por 2 horas que consta de los granos columnares con granos nuevos en su interior, la diferencia con la pieza anterior es que esta muestra un mayor volumen de granos al interior de los granos columnares, como se aprecian en las metalografías mostradas en la Figura 22.



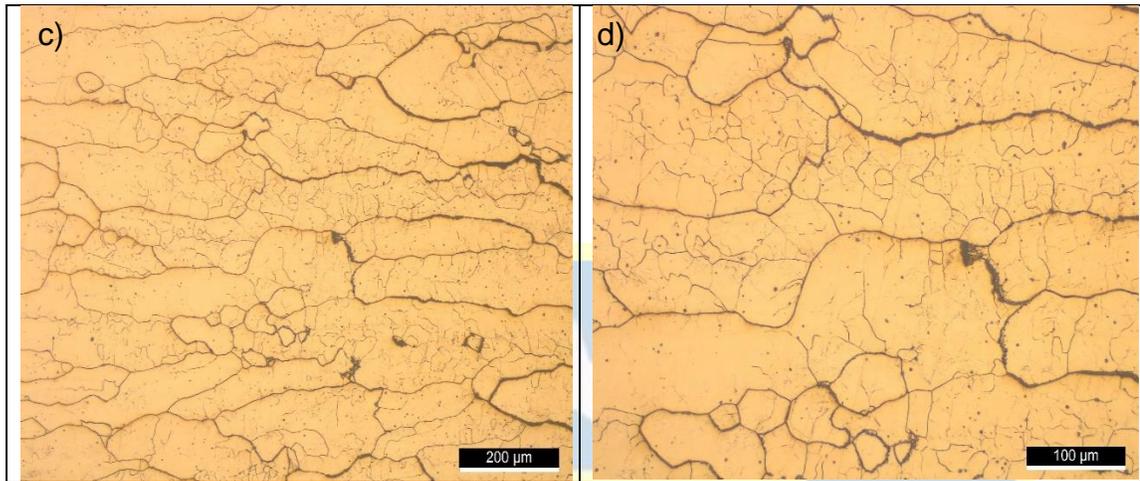


Figura 22 Metalografías acero homogeneizado por 6 horas donde a) Inclusiones H6 100x, b) Granos columnares Homogeneizado 6 Hrs 50x, c) Granos columnares H6 100x y d) Granos columnares H6 200x

En esta muestra, se observan precipitados de forma circular que nuclearon en los límites de grano, y también se aprecian precipitados de la misma morfología ubicados de manera intergranular (ver figura 23), con un tamaño de aproximadamente 5 micrómetros. Los precipitados que suelen tener como lugar preferencial de nucleación en los aceros de medio manganeso incluyen a los carburos k, cementita, intermetálicos como B2 y la fase ferrita. En este caso, los últimos son los más propensos a ser los observados en la muestra, según la información proporcionada por el diagrama de fases (ver Figura 19).

Aunque es poco probable que estos precipitados sean carburos k debido al tiempo de tratamiento, no es posible descartar esta posibilidad debido a la presencia de cementita, ya que esta última puede actuar como una fase precursora de estos carburos. En comparación con su muestra predecesora, esta presenta un mayor engrosamiento de los límites de grano, lo cual era de esperar debido a su prolongada exposición al tratamiento, lo que fomentaría la segregación de los precipitados.

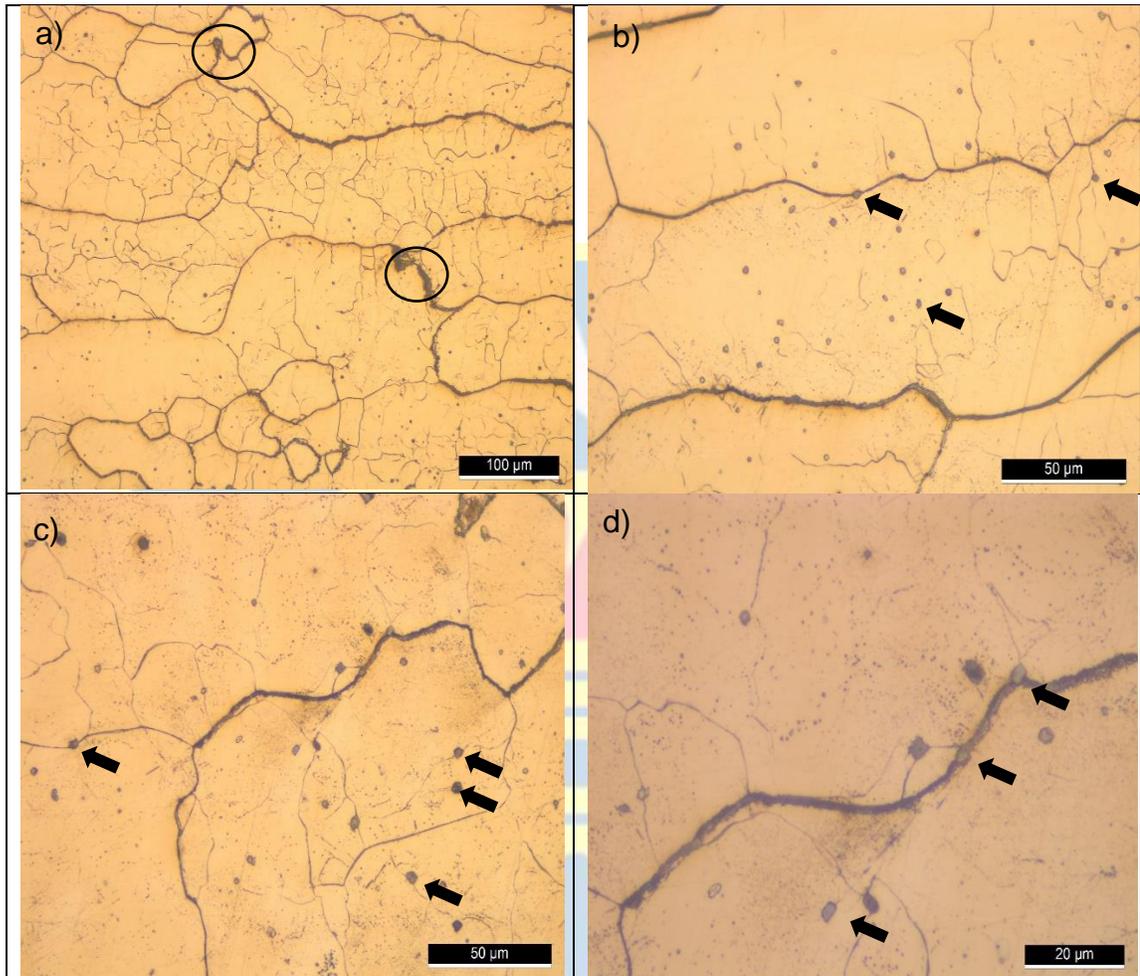


Figura 23 Precipitados acero homogeneizado por 6 horas donde a) Banda de precipitado 200x, b) Precipitados en límite de grano y matriz 500x, c) Precipitados en límite y matriz 500x y d) Precipitados en límite y matriz 1000x

5.2.3 Laminada y tratamiento de precipitado por 2 horas (muestra L2)

La aplicación de un tratamiento termo mecánico, como la laminación en caliente, tiene como objetivo activar el mecanismo de recristalización dinámica. Este mecanismo implica la nucleación de nuevos granos a partir de la deformación de los granos de la microestructura inicial. Por lo tanto, al realizar la metalografía de esta pieza, se observa una matriz austenítica sin los granos columnares característicos de la fundición. Además, se aprecia la presencia de maclas, que son características de los aceros al manganeso, como se ve en la figura 24.

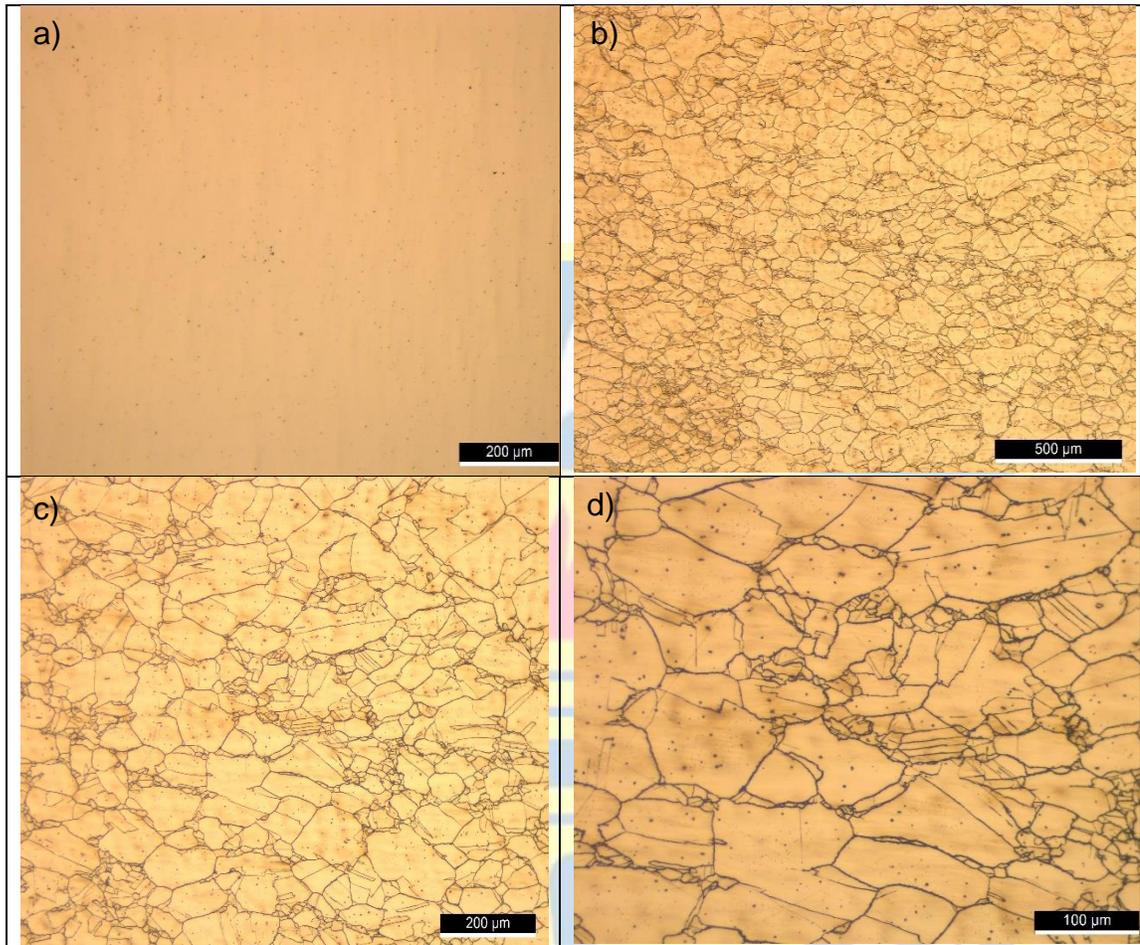


Figura 24 Metalografías acero laminado por 2 horas donde a) Inclusiones L2 100x, b) Estructura L2 50x, c) Estructura L2 100x y d) Estructura L2 200x

El acero laminado muestra la presencia de precipitados en los límites de grano, con aproximadamente 2 micrómetros de diámetro y una forma circular (figura 25). Estos precipitados tienen una baja fracción volumétrica, ya que se formaron en diferentes zonas de la pieza y no muestran continuidad. La muestra presenta límites finos, con algunas zonas donde estos se engrosan debido a la segregación de precipitados. Sin embargo, las zonas con esta segregación no muestran una diferencia significativa con respecto a los límites finos presentados en la muestra. Este fenómeno se atribuye a la laminación llevada a cabo, siendo la diferencia principal entre la muestra L2 y la H2. Esta diferencia se explica por el hecho de que la aplicación de deformación a un acero implica un suministro de energía, permitiendo así la reorganización de átomos y facilitando la formación de granos libres de deformaciones, comúnmente denominados granos recristalizados.

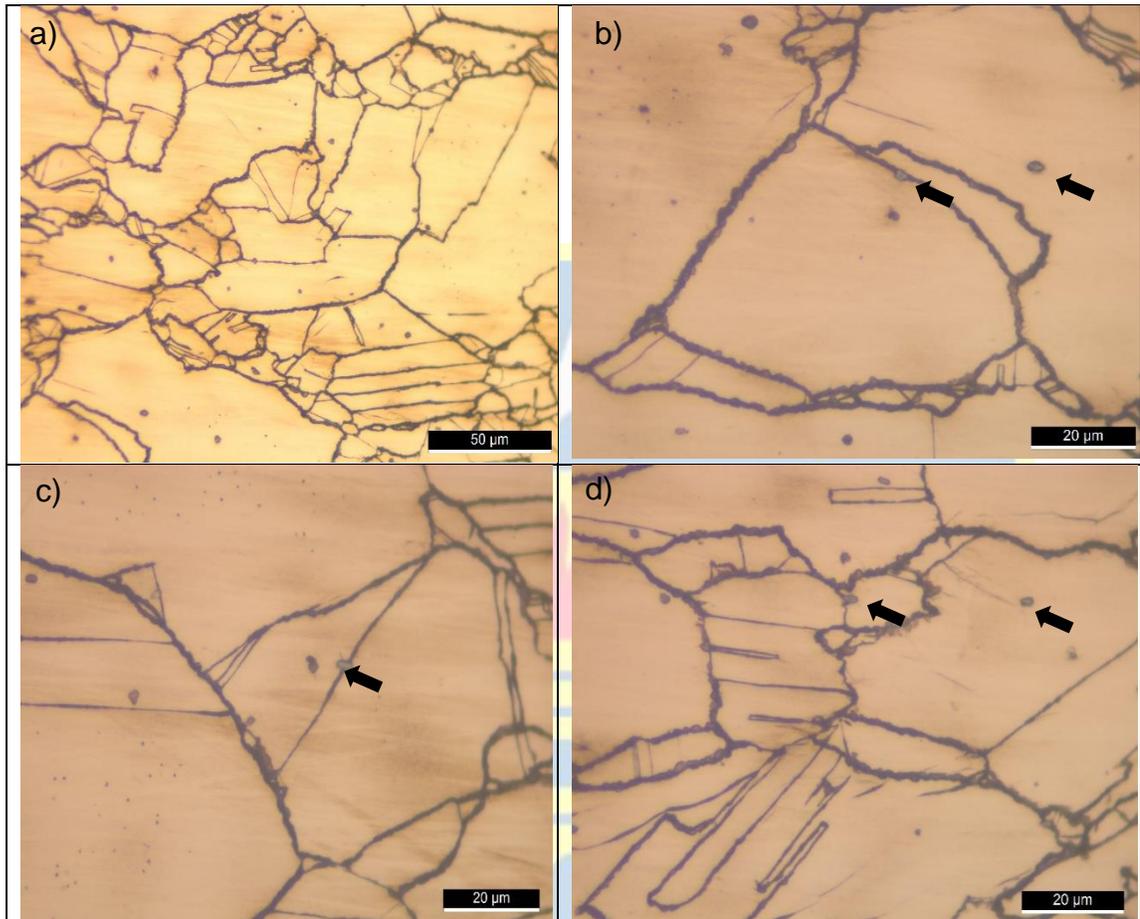


Figura 25 Metalografías acero laminado por 2 horas donde a) Precipitados en límite de grano 500x, b) Precipitados en límite de grano 1000x, c) Precipitados en límite de grano 1000x y d) Precipitados en límite de grano y matriz 1000x.

5.2.4 Laminada y tratamiento de precipitado por 6 horas (muestra L6)

La muestra L6 presenta una estructura similar a la L2, con granos recristalizados y ausencia de granos columnares. Sin embargo, la diferencia principal en esta muestra radica en que los límites de grano son más anchos en comparación con la muestra L2. Al realizar el ataque químico y examinar los límites de grano, se observan varios precipitados pequeños a lo largo de ellos, como se muestra en la Figura 26.

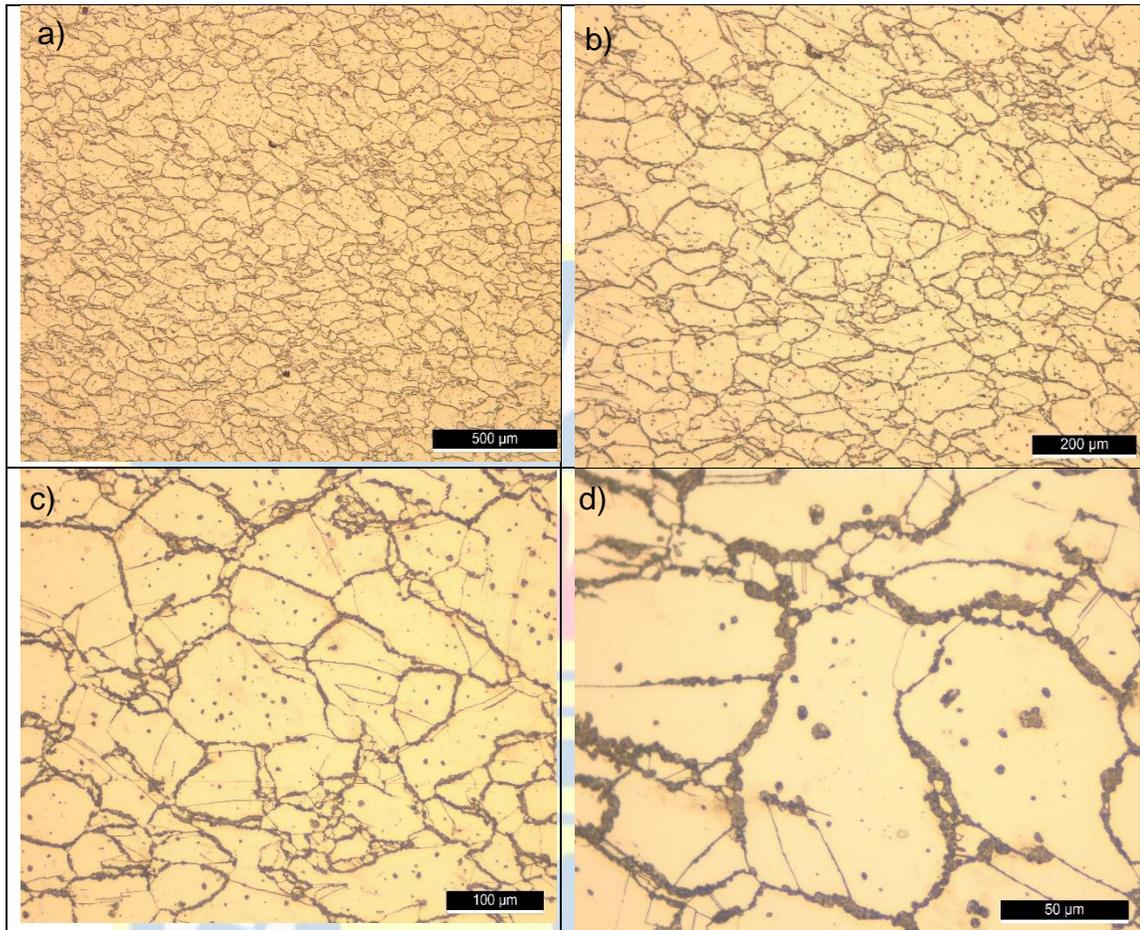


Figura 26 Metalografías acero laminado por 6 horas donde a) Estructura L6 50x, b) Estructura L6 100x, c) Estructura L6 200x y d) Estructura L6 500x

En los aceros de medio manganeso, se observan efectos similares en los límites de grano cuando se trata de aceros dúplex con una estructura de austenita y ferrita. Este fenómeno ha sido estudiado por otros investigadores y se caracteriza por la nucleación de ferrita y carburos K en los límites de grano, similar a lo que se observa en la muestra L6. La nucleación de carburos K puede ocurrir en la fase ferrítica de la microestructura. Sin embargo, la principal diferencia es que la mayoría de los aceros con esta característica en los límites de grano no contienen níquel en su composición, a diferencia de la muestra L6.

El níquel promueve la nucleación de los precipitados de fase B2, que, de manera similar a los carburos K, pueden nuclear en la fase ferrita, ya que ambos tipos de precipitados son estructuralmente parecidos. Investigaciones anteriores han demostrado que este fenómeno se produce en aceros con contenidos de níquel superiores al 4% en peso, utilizando temperaturas y tiempos de

tratamiento térmico similares a los estudiados [47-51]. Además, en el diagrama de fases de la aleación final, los carburos K no son termodinámicamente estables bajo los parámetros de trabajo utilizados. Por lo tanto, es poco probable que los precipitados formados en los límites de grano de L6 correspondan a carburos K.

Además, se puede apreciar que los precipitados intergranulares presentan una distribución similar a la que se observa en los límites de grano de la muestra L6. Esto significa que ambos tipos de precipitados que se presentaron en las muestras anteriores también se encuentran en esta muestra. Sin embargo, en este caso, los precipitados son más pequeños y están más segregados.

Esta apariencia de los límites de grano se puede atribuir a la presencia de cementita. La fracción volumétrica de cementita tiende a aumentar a medida que se incrementa el tiempo de tratamiento, según lo indican las simulaciones realizadas con el software ThermoCalc. Por lo tanto, se esperaría observar una primera precipitación de la fase ferrita con más precipitados en su interior de Al Ni tipo B2, seguida de la aparición de precipitados de cementita.

Como resultado de lo mencionado anteriormente, se origina un límite de grano constituido por perlita, la cual ha sido objeto de estudio por otros investigadores [52][53]. Esta perlita se distingue por su inicio a temperaturas comprendidas entre 400°C y 600°C. En aleaciones con manganeso como principal aleante, la nucleación de esta perlita comienza con colonias depositadas en los límites de grano, las cuales experimentan un crecimiento mientras se encuentran expuestas a este rango de temperatura durante un periodo prolongado. El tiempo necesario para el crecimiento varía según el porcentaje de carbono presente en la aleación; a mayor cantidad de carbono, se requiere un menor tiempo de tratamiento para la formación de esta perlita [54].

5.2.5 Microscopia electrónica de barrido (SEM)

Con la microscopia electrónica de barrido se analizaron las muestras tratadas para comprobar la presencia de los precipitados ya mencionados a su vez de corroborar la presencia de la fase B2 en los límites de grano.

a) H2

En la Figura 27 se aprecia la imagen obtenida de la muestra recocida por 2 horas.

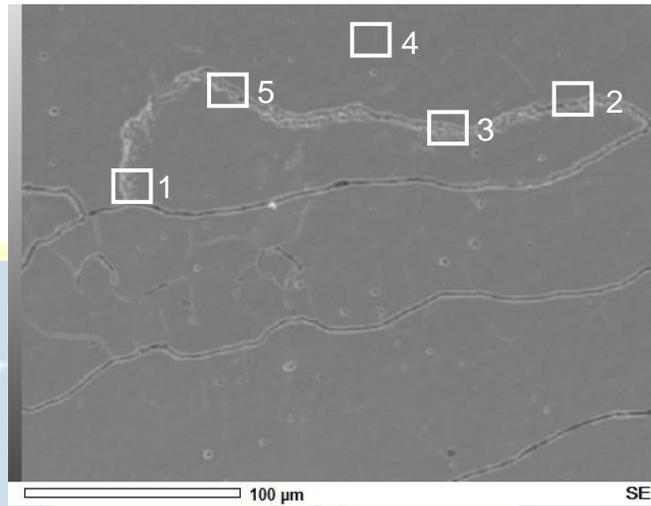
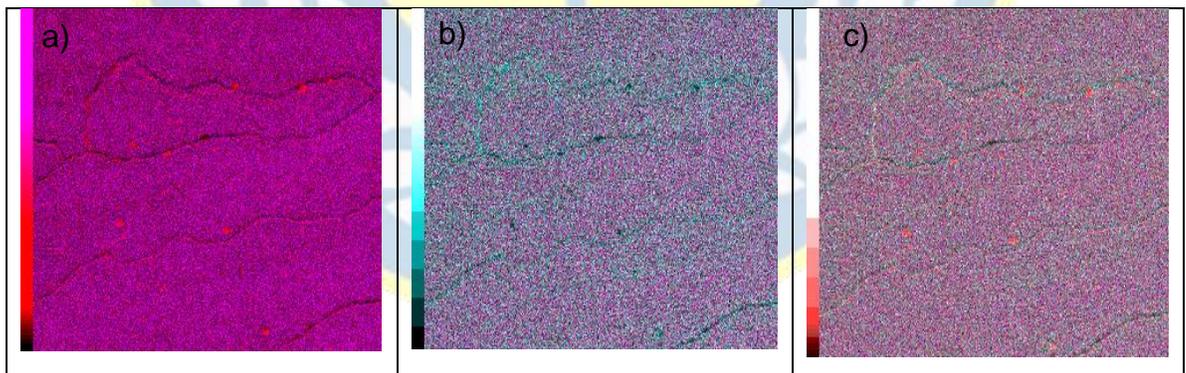


Figura 27 Imagen SEM de grano nuevo muestra H2 done se aprecian precipitados en zona 1 y 2

La muestra H2 se caracteriza por sus granos columnares con granos nuevos producto del cambio de morfología de las dendritas provenientes de la fundición en su interior. Los granos columnares mostraron una segregación de aluminio, pero no se apreciaron precipitados. Sin embargo, en los granos que aparecieron como resultado del cambio microestructural producido durante el tratamiento térmico, se observaron pequeños precipitados globulares en algunos puntos de los límites de grano. Para confirmar la presencia de la fase B2, es necesario que se concentren los elementos aluminio y níquel en los límites. Para verificar esto, se realizó un análisis RGB que se muestra en la Figura 28.



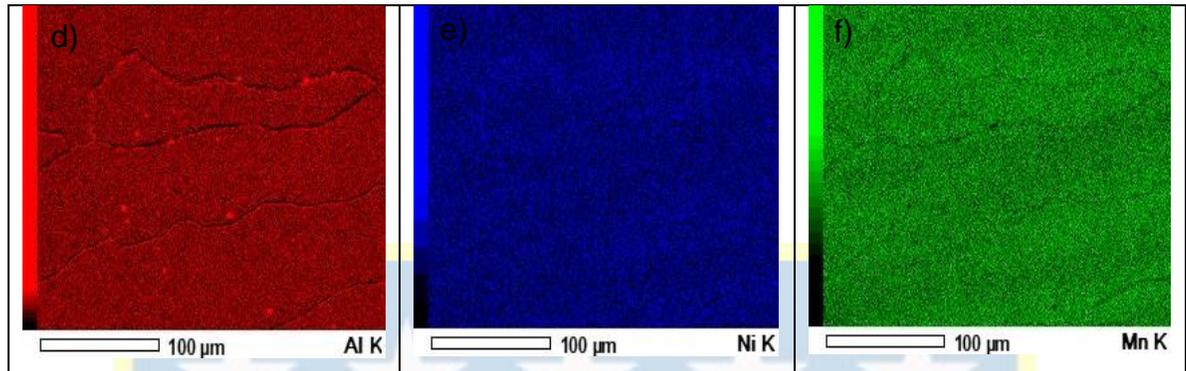


Figura 28 RGB correspondiente a muestra H2 de elementos a) Fe-Al b) Fe-Ni c) Fe-Al-Ni d) espectro Al puro e) espectro Ni puro y f) espectro Mn puro

En el RGB, se observa claramente la presencia de los elementos aluminio y níquel, especialmente en la zona con los límites de grano que presentaban precipitados en su interior, lo que sugiere inicialmente la presencia de la fase B2 en la microestructura del acero. Sin embargo, es importante destacar que esta fase no está presente en todos los límites de grano, lo cual se debe al tiempo de recocido aplicado, que no permitió un crecimiento completo de los precipitados. Además, se observó que, dado este tiempo de tratamiento, no se detecta en una primera instancia la presencia de la fase cementita en los límites de grano. Los perfiles EDS de las zonas 1, 2, 3, 4 y 5 se presentan en la tabla 15.

Tabla 15 Perfiles EDS de zonas de interés

Zonas	Porcentaje en peso					
	Fe	Mn	Al	Ni	Si	Cu
1	64.96	19.62	8.29	6.36	0.76	-
2	57.16	18.45	6.71	6.69	0.62	1.36
3	64.88	19.89	9.37	5.85	-	-
4	65.38	20.08	9.00	4.85	0.69	-
5	62.22	19.65	11.04	5.95	1.14	-

Para el análisis de los resultados obtenidos por EDS, es importante tener en cuenta el volumen de excitación presente en el haz de electrones incidentes. Este efecto se conoce como el volumen de interacción con los átomos de la muestra, lo que significa que el análisis detecta elementos que se encuentran en zonas próximas a la zona de incidencia del haz. Esto puede generar una mayor detección de elementos presentes en la matriz. Las zonas 1, 2, 3 y 5

corresponden al análisis del límite de grano que presentó precipitados en su interior.

Al examinar los perfiles EDS obtenidos, se destacan áreas con un enriquecimiento notable tanto de aluminio como de níquel, sugiriendo la presencia de una estructura B2 con una proporción superior de aluminio en comparación con el níquel. Esta fase se manifiesta en los límites de grano en forma de precipitados finos dispersos. Aunque esto podría indicar la presencia de la fase, no es concluyente, ya que el volumen de excitación durante la prueba podría haber causado un aumento en estos elementos. Por esta razón, es esencial complementar con el ensayo de DRX para confirmar o descartar la presencia de precipitados en esta muestra.

b) H6

La muestra H6 presenta una microestructura similar a la de H2, por lo que se esperaría observar el mismo efecto que esta, con la diferencia de que la presencia de los elementos aluminio y níquel es más evidente en los límites de grano de H6, como se muestra en la Figura 29.

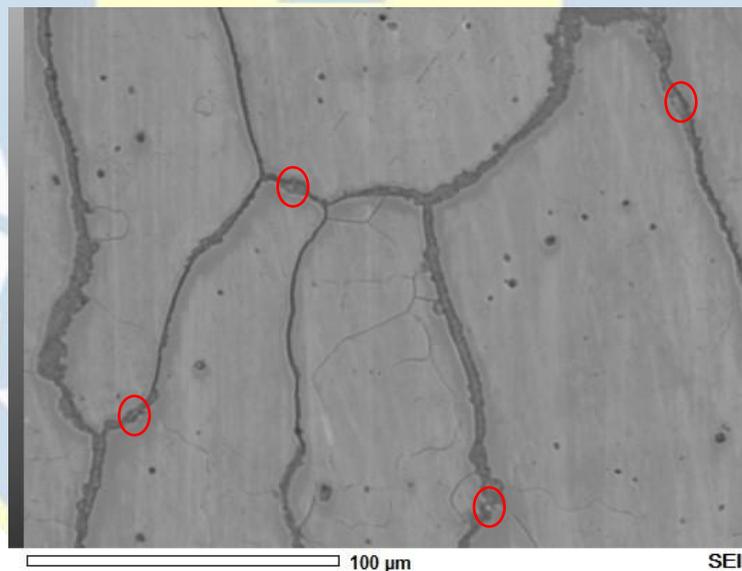


Figura 29 Imagen SEM microestructura acero H6

En esta microestructura, se aprecia la formación de límites de grano con bandas de precipitado. Además, en las zonas marcadas en rojo, se pueden observar pequeños precipitados al interior de los límites de grano, con un tamaño aproximado de 3 micrómetros, los cuales no eran visibles en H2. Esto sugiere que, con 6 horas de tratamiento, los precipitados son claramente perceptibles en

el SEM. También se puede establecer una relación entre el tiempo de tratamiento y la precipitación de la fase cementita en los límites de grano, ya que, con este período de tratamiento, la fase oscura presente en la muestra H6 es más evidente en comparación con la muestra H2, donde no se observó con tanta claridad. Para evaluar la presencia de la fase ordenada B2, se realizó un mapeo en la zona, que se muestra en la Figura 30.

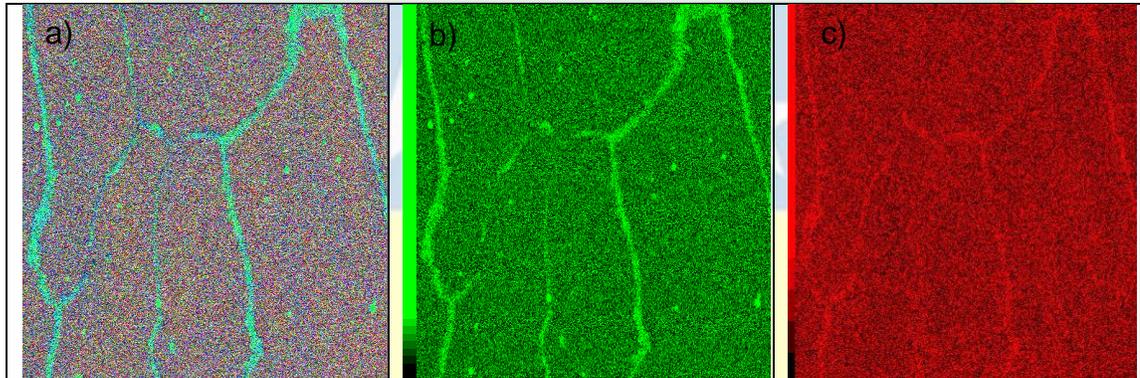


Figura 30 RGB de muestra H6 a) Fe-Al-Ni b) mapeo de Al puro c) mapeo de Ni puro

El RGB de los elementos presentes muestra una segregación marcada de los elementos de interés, como el aluminio y níquel. En estas áreas, se puede apreciar una mayor cantidad de aluminio que de níquel, lo que indica que la fase B2 formada podría estar formada por una mayor cantidad de este elemento, como se apreció anteriormente con la muestra H2. En cuanto a la morfología presente, se observa que los precipitados se distribuyen de manera homogénea en forma de bandas a lo largo del límite de grano. Es importante destacar que la muestra recocida durante 6 horas sin laminación es la única que presenta límites con precipitados dispuestos de esta manera. Esto se puede atribuir al hecho de que el tiempo al cual fue sometida la pieza permitió la formación y segregación de estos precipitados.

c) L2

La muestra L2 presenta un tratamiento termo mecánico antes del proceso de recocido con el propósito de refinar los granos y crear puntos preferenciales para la nucleación de la fase B2. La Figura 31 muestra la microestructura con precipitados presentes en los límites de grano.

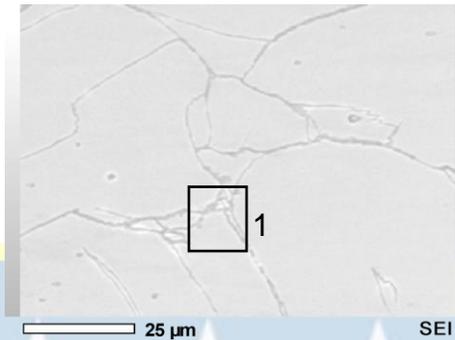


Figura 31 Microestructura acero L2 con SEM

La muestra laminada en caliente comparándola con la muestra H2 presenta una matriz austenítica de granos equiaxiales con límites de granos más finos que su competidora, esta presenta pequeños precipitados en zonas puntuales de la microestructura, como la indicada en la zona 1, con el fin de analizar los límites de grano en busca de precipitados se realizó un mapeo elemental en la zona el cual está a continuación.

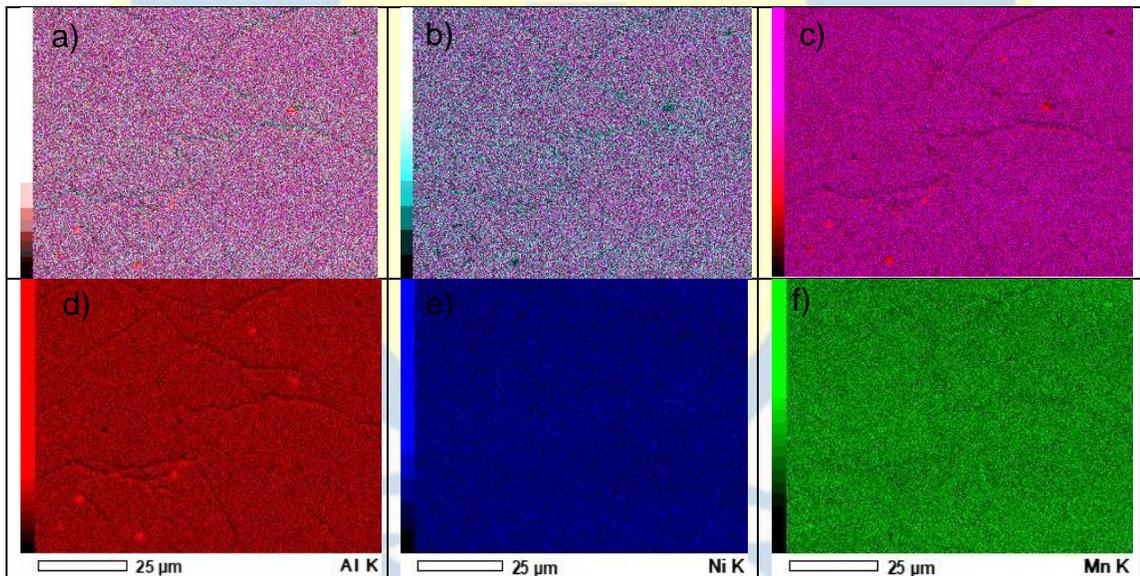


Figura 32 RGB de muestra L2 donde a) Fe-Al-Ni b) Fe-Ni y c) Fe-Al d) espectro Al puro e) espectro Ni puro y f) espectro Mn puro

En los RGB, apenas se distingue la presencia de los elementos aluminio y níquel en los límites de grano. Se pueden apreciar precipitados de aluminio en la matriz, pero tras un análisis más detenido, se identificaron como óxidos de este elemento. La falta de claridad en la detección de estos elementos indica que, aunque se marcaron algunas áreas en el límite de grano, estos elementos no

están presentes de manera continua y se trata de precipitados pequeños. Además, se observa la ausencia de cementita en la microestructura.

Estos resultados sugieren que todo esto se debe al efecto de la laminación en caliente, ya que la principal diferencia con la muestra H2 es la falta de este tratamiento. En la muestra H2, se observaron precipitados que engrosaban el límite de grano, compuestos por aluminio y níquel. Se realizaron análisis puntuales EDS en la zona 1, la cual se observa en la Figura 31, y los resultados se presentan en la tabla 16.

Tabla 16 Resultados EDS de muestra L2 de la matriz, puntos 1, 2 y 3 pertenecientes a la zona 1, punto 4 límite sin precipitados.

Zonas	Porcentaje en peso					
	Fe	Mn	Al	Ni	Si	Cu
Matriz	65.50	19.54	9.24	5.00	0.72	-
1	67.33	20.57	6.01	5.25	0.83	-
2	65.31	19.36	7.52	5.53	0.83	1.44
3	61.47	18.35	11.34	6.13	0.94	1.78
4	64.62	19.26	9.66	5.52	0.94	-

Las zonas puntuales fueron analizadas a lo largo de esta área en busca de la presencia de algún precipitado. El punto 3, a diferencia de los dos anteriores, muestra una mayor concentración tanto de aluminio como de níquel. Esto es coherente con lo observado en las muestras anteriores, donde los precipitados presentaban una mayor cantidad de aluminio, lo que sugiere una relación con la fase B2.

d) L6

Se mencionó anteriormente que la muestra H6 mostraba una alta segregación de aluminio y níquel en su microestructura. Gracias a estas características y al tratamiento de laminación, la muestra L6 exhibió precipitados visibles. Este tratamiento promueve la precipitación de fases al administrar energía en la deformación [17]. A pesar de que estos precipitados están presentes en la mayoría de los límites de grano, aún se pueden observar límites más finos, como se aprecia en la Figura 33.

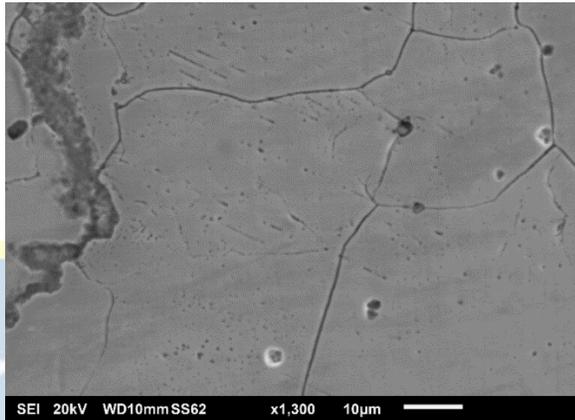


Figura 33 Microestructura de muestra L6

La microestructura de la muestra L6, observada en el SEM, muestra una matriz austenítica con granos finos cuyos límites de grano presentan la misma característica. Sin embargo, la fracción de precipitados en los límites de grano es considerablemente mayor que en la muestra L2 y se encuentra en la mayoría de los límites.

Como se evidenció, se identificaron precipitados del tipo Al/Ni en los límites de grano de la muestra. No obstante, para un tiempo de tratamiento de 6 horas, se esperaría la presencia de las fases ferrita y cementita, dadas las condiciones de temperatura y duración aplicadas. La coexistencia de ferrita y cementita en la microestructura sugiere una estructura perlítica en los aceros. Al realizar la microscopía óptica, se observó una estructura que se asemeja a una perlita, coincidiendo con hallazgos previos de otros investigadores [53][54]. Por consiguiente, estos precipitados, manifestados como bandas negras, probablemente contienen en su interior ferrita, cementita y precipitados Al/Ni B2.

Esta disparidad se atribuye al tiempo de exposición al tratamiento, ya que, al trabajar a la misma temperatura, este parámetro controla la formación de precipitados. Durante un período de 6 horas, los precipitados pueden experimentar su fase de nucleación, crecimiento y engrosamiento característicos, lo que resulta en una mayor fracción volumétrica y un mayor tamaño de las partículas. Esto facilita su detección mediante microscopía electrónica de barrido. La Figura 34 muestra el resultado del análisis RGB realizado en la misma zona.

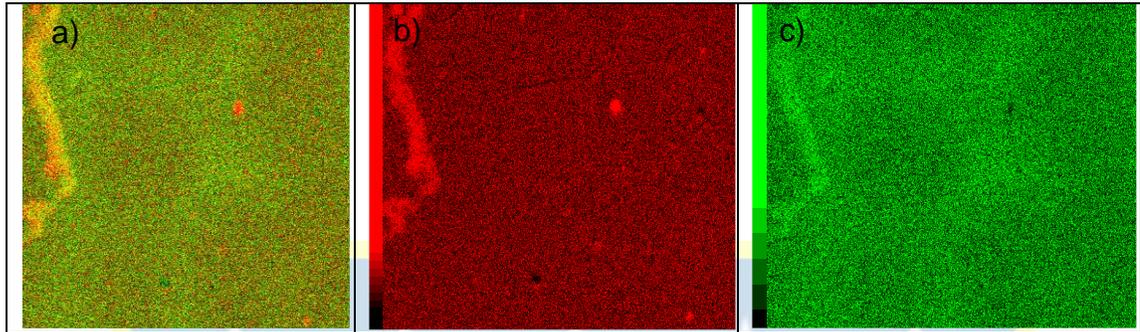


Figura 34 RGB muestra L6 donde a) Al Ni b) mapa de aluminio puro y c) mapa de níquel puro

Como se observó en muestras anteriores, la presencia de aluminio en los precipitados es más notable que la del níquel, lo que sugiere que se cumple la tendencia de saturación de aluminio mencionada anteriormente. Aunque la muestra L6 presenta precipitados notables, como se muestra en la Figura 34, no están presentes en la totalidad de los límites de grano. Aún se pueden apreciar límites de grano finos en la microestructura. La mayoría de los precipitados que componen la matriz se muestran en la Figura 35.

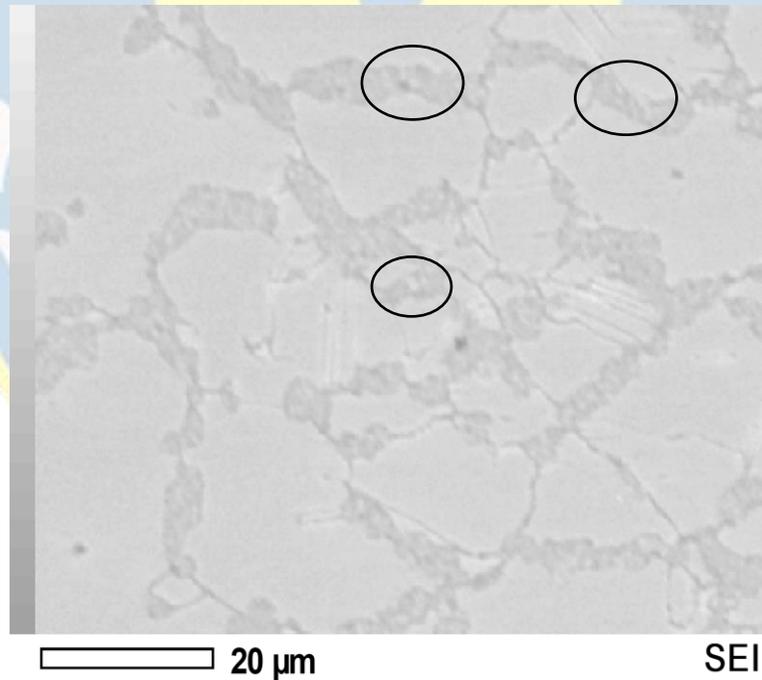


Figura 35 Microestructura L6 límites con precipitados

En la Figura 35, se pueden apreciar pequeños precipitados con forma granular ubicados en los límites de grano (círculos negros). Para evaluar estos precipitados presentes en los límites, se realizó un mapeo de la zona para determinar si existe la posibilidad de que correspondan a precipitados de tipo B2 de Al/Ni, como se muestra en la Figura 36.

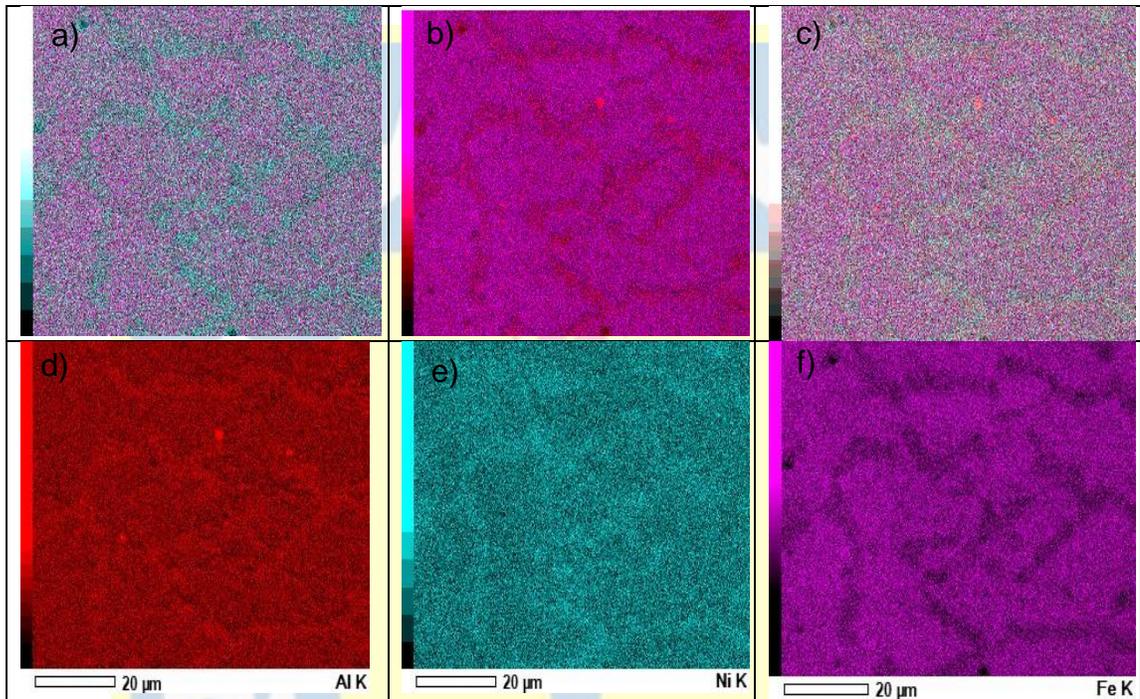


Figura 36 RGB de muestra L6 límites de grano a) Fe Ni, b) Fe Al y c) Fe Al Ni d) espectro Al puro e) espectro Ni puro y f) espectro Fe puro

Al analizar el RGB, se observa que el aluminio se encuentra localizado en los límites de grano, y en el espectro de este elemento puro se puede seguir la en los límites. Además, el níquel también está presente en los límites, aunque no de manera tan pronunciada como el aluminio; por lo tanto, se identifica en el límite de grano pero no en una concentración elevada. Este patrón sigue lo observado en muestras anteriores, donde el aluminio tiene una presencia más notable que el níquel.

Las ilustraciones 37 y 38 muestran imágenes de las microestructuras en el interior de los límites con precipitados.

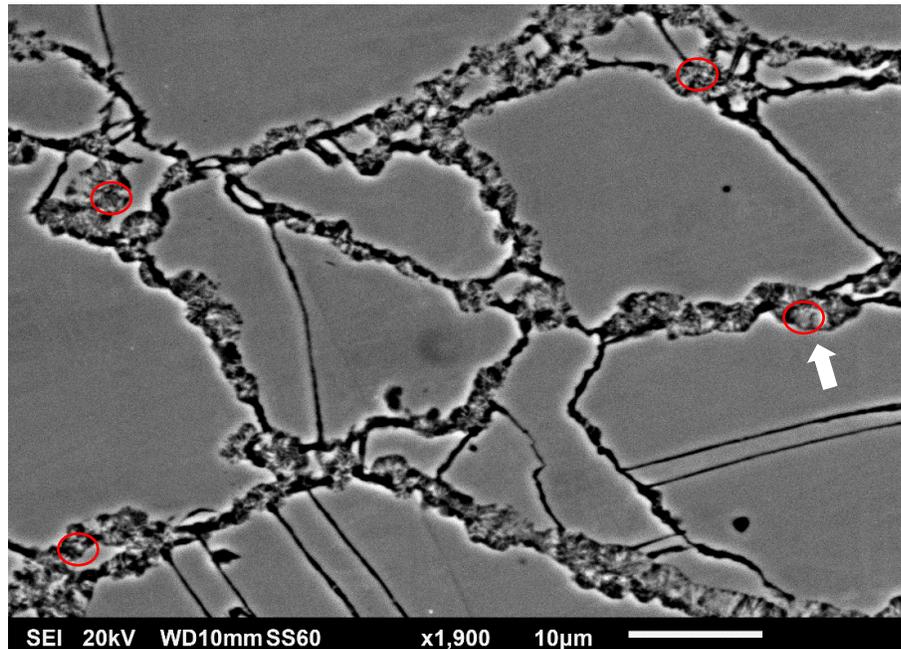


Figura 37 Precipitados granulares (círculos rojos) en límites de grano junto a láminas de ferrita imagen SEM 1900x

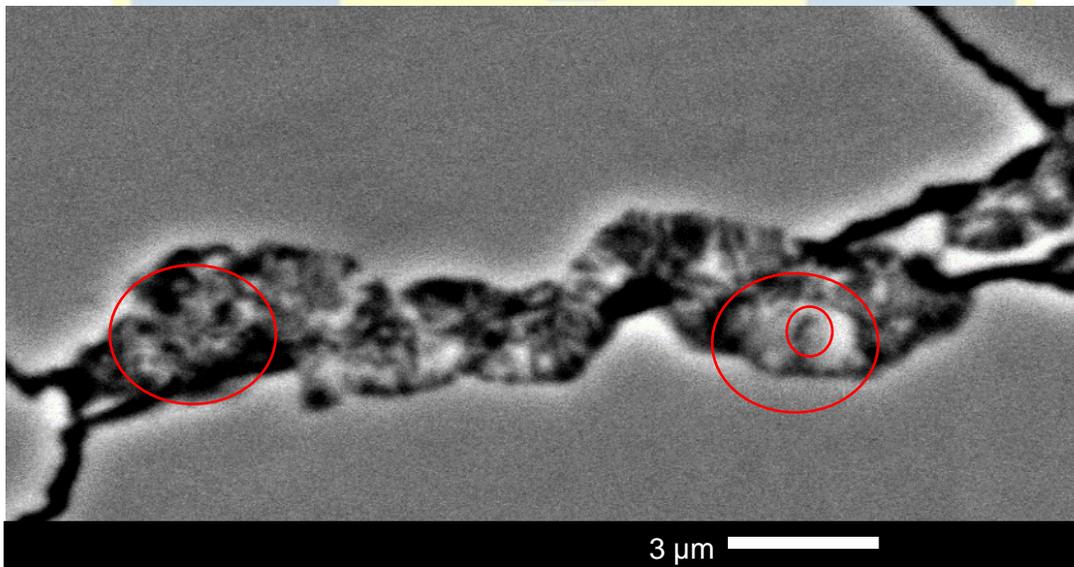


Figura 38 Zona aumentada en un 100% de Figura 37 (flecha blanca) con precipitados globulares y pequeños precipitados en su interior

Se puede observar con claridad en los límites gruesos, que previamente fueron identificados en las imágenes de microscopía óptica, se encuentran precipitados globulares con un tamaño aproximado de 3 micrómetros en su

interior, además de una estructura laminar en su base. La Figura 39 proporciona un detalle más ampliado de estas láminas.

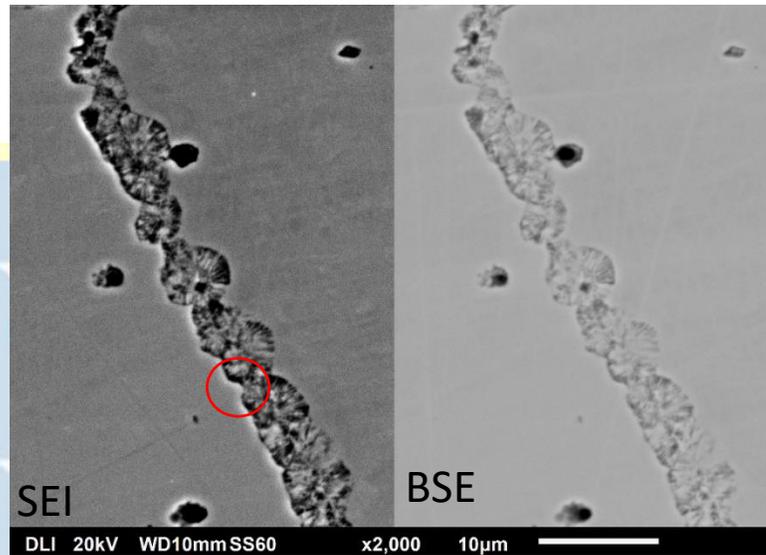


Figura 39 Imagen comparativa con SEI y BSE de microestructura precipitados en límites

En la imagen anterior, se pueden observar las láminas que corresponderían a la perlita ya mencionada, enmarcadas con un círculo rojo, junto con los precipitados globulares mencionados anteriormente. Para verificar la presencia de estos precipitados de manera más precisa, se realizó un análisis con electrones retrodispersados (BSE) en el SEM, lo que permite detectar la diferencia en el peso atómico de los precipitados.

La imagen BSE ofrece una perspectiva más definida de la fase laminar. Como se mencionó anteriormente, la fase B2 se precipita a partir de la ferrita a temperaturas superiores a 400°C. La presencia de níquel reduce la barrera energética para esta precipitación, lo que justifica su aparición. No obstante, debido a la composición final alcanzada, también existía la posibilidad de la formación de cementita, que debería manifestarse en el orden de precipitación de ferrita, B2 y, finalmente, cementita. Esta secuencia da lugar a la presencia de perlita, la cual inicia su nucleación en colonias de fases laminares delgadas en los límites de grano, como se había observado previamente [54].

Con el fin de analizar con mayor detalle los precipitados, se aplicó un análisis EDS puntual en zonas con precipitados, que se muestran en la Figura 40 y se resumen en la tabla 17.

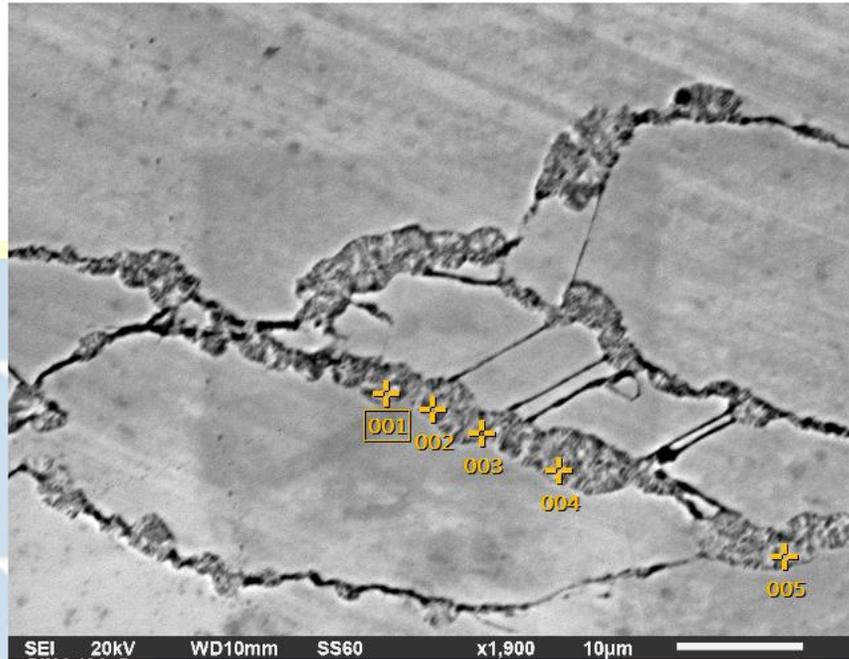


Figura 40 Análisis puntual de precipitados en límites de grano

Tabla 17 Análisis puntual de precipitados en L6

Zonas	Porcentaje en peso						
	Fe	Mn	Al	Ni	Si	Cu	C
Matriz	60.23	18.31	8.49	5.09	0.77	1.17	-
1	65.53	18.35	10.27	4.96	0.89	-	-
2	60.50	17.42	8.56	4.69	0.92	-	7.91
3	65.87	17.85	10.47	4.80	1.02	-	-
4	56.94	18.83	8.78	4.88	0.87	-	9.71
5	65.42	18.80	9.61	5.17	1.00	-	-

El análisis puntual de los puntos 1, 3 y 5 muestra un enriquecimiento de aluminio en estas zonas, lo que, junto con el porcentaje de níquel, sugiere que los precipitados en estos puntos son predominantemente del tipo Al Ni correspondiente a B2. Por otro lado, los puntos 2 y 4 presentaron valores esperados dada la composición del acero; sin embargo, estos puntos fueron los únicos en los cuales se detectó una gran cantidad de carbono. Esto podría indicar que en estos puntos se podría encontrar la cementita.

Además, se llevó a cabo un mapeo de la muestra L6 que reveló la presencia de carbono distribuido a lo largo de los límites de grano. Aunque el carbono se

detectó, es importante tener en cuenta que no es un indicador muy representativo en estos tipos de análisis. Sin embargo, su presencia puede sugerir la existencia de elementos como la cementita. La Figura 41 muestra el mapa del carbono detectado.

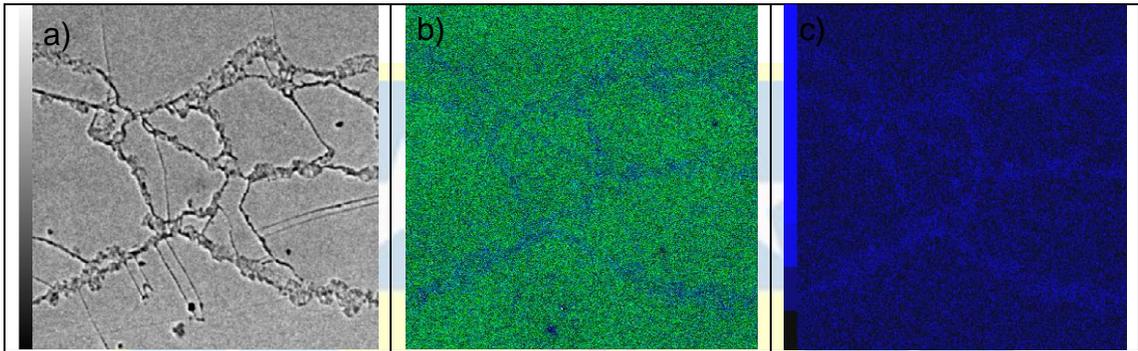


Figura 41 RGB acero L6 con identificación de carbono en su limite a) muestra, b) Fe C y c) Mapeo de carbono puro

5.2.6 Difracción de rayos x

Para determinar y confirmar las fases presentes en las muestras de estudio, se llevó a cabo un ensayo de difracción de rayos X. Los resultados obtenidos se presentan de manera conjunta para su análisis en la Figura 42.

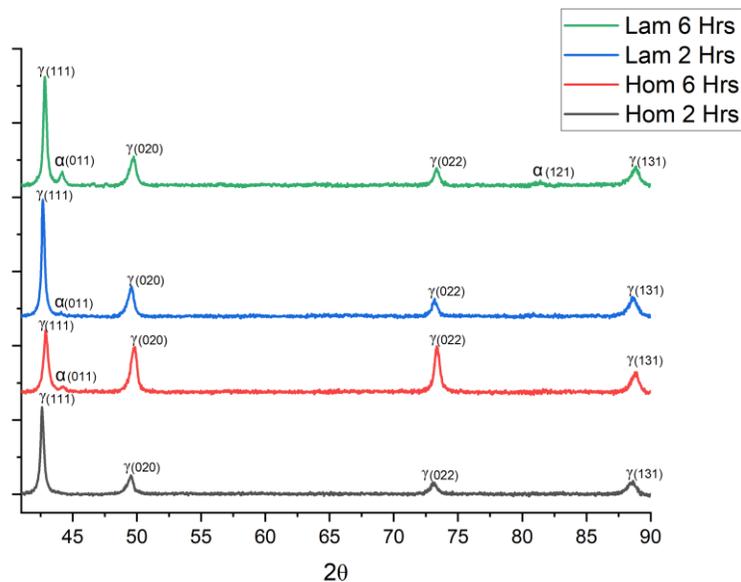


Figura 42 Diagramas DRX muestras tratadas térmicamente

La identificación de las fases detectadas por difracción de rayos X, se llevó a cabo mediante la Ley de Bragg, que sigue la siguiente fórmula:

$$n\lambda = 2d\text{sen}(\theta)$$

De esto se determina el valor de la distancia entre los planos cristalinos “d” y con este valor se utiliza la relación geométrica entre el valor d y los parámetros de red, la cual para una estructura cubica es la siguiente:

$$\frac{1}{d^2} = \frac{(h^2 + k^2 + l^2)}{a^2}$$

La expresión anterior permite calcular el parámetro de red de la celda. Los valores de los parámetros cristalinos obtenidos por DRX versus los parámetros teóricos se encuentran en la tabla 18.

Tabla 18 Parámetros cristalinos experimentales vs teóricos

Fase	“a” obtenido	“a” teórico
Austenita	3,69 Å	3,65 Å
Ferrita	2,89 Å	2,87 Å
B2	2,88 Å	2,89 Å

Para identificar los picos de austenita, se compararon los ángulos de refracción experimentales con los teóricos, junto con el parámetro de red calculado. La fase de austenita presentó ángulos experimentales con valores de 42.83°, 49.80°, 73.33° y 88.85°, mientras que los valores teóricos correspondieron a 42.86°, 49.76°, 73.25° y 88.78°, estos valores de austenita fueron obtenidos por ensayos en hierro puro a temperaturas variables entre 20 y 1502 °C [56]. Se observó que, en las cuatro muestras, los picos en los ángulos mencionados efectivamente corresponden a la fase austenita con planos de difracción γ (111), γ (020), γ (022) y γ (131). Además, el parámetro de red obtenido tiene un valor cercano al valor teórico, con un error porcentual menor al 1%. Esto concuerda con lo observado en las microscopías, donde se identificó una matriz austenítica en todos los tratamientos térmicos, la leve variación de los datos angulares analizados se debe a una variación en la orientación cristalográfica, esto suele ocurrir por las condiciones de enfriamiento utilizadas, deformación plástica y la transformación de fase en los aceros.

Los parámetros cristalinos de la fase ferrita y los precipitados B2 son muy similares, ya que la estructura de los precipitados B2 corresponde a una red cúbica centrada en el cuerpo ordenada, de la misma manera que la estructura BCC de la fase ferrita, lo que ocasiona que la difracción de los planos de la fase intermetálica B2 sea similar y, en algunos casos, se superponga entre sí. Por lo

tanto, se llevó a cabo un análisis de ángulos para determinar a qué fase corresponden los picos detectados en las muestras H6, L2 y L6, en los ángulos experimentales obtenidos, los cuales fueron de 44.2° , 44.1° y 44.8° , respectivamente.

La comparación de estos ángulos con los valores teóricos revela que el ángulo teórico de la ferrita para este pico es de 44.21° , mientras que para la fase B2, el ángulo de refracción teórico es de 44.44° . A pesar de que los ángulos de refracción experimentales se asemejan a ambos precipitados, el valor con el menor porcentaje de error corresponde al ángulo de la ferrita. En consecuencia, se identificó la fase de ferrita en los ángulos de 44.2° para H6, 44.1° para L2 y 44.8° para L6, con el plano de difracción α (011) en las muestras.

En el espectro de la muestra L6, se observa un pico de baja intensidad con un ángulo experimental de 81.42° . Los ángulos de difracción teóricos de la fase ferrita para este pico son de 81.35° , mientras que el ángulo correspondiente a la fase B2 tiene un valor de 81.83° . Al comparar estos valores con los obtenidos en el espectro de DRX, se confirma que este pico corresponde a la fase ferrita y difracta en el plano (121).

Sin embargo, se observaron picos más pequeños en los ángulos de 44.3° (figura 43) y 81.7° (figura 44) en el espectro experimental, mientras que los ángulos teóricos de la fase B2 son de 44.4° y 81.8° . La comparación de estos ángulos revela que son valores muy cercanos, lo que respalda la afirmación de que corresponden a la fase B2.

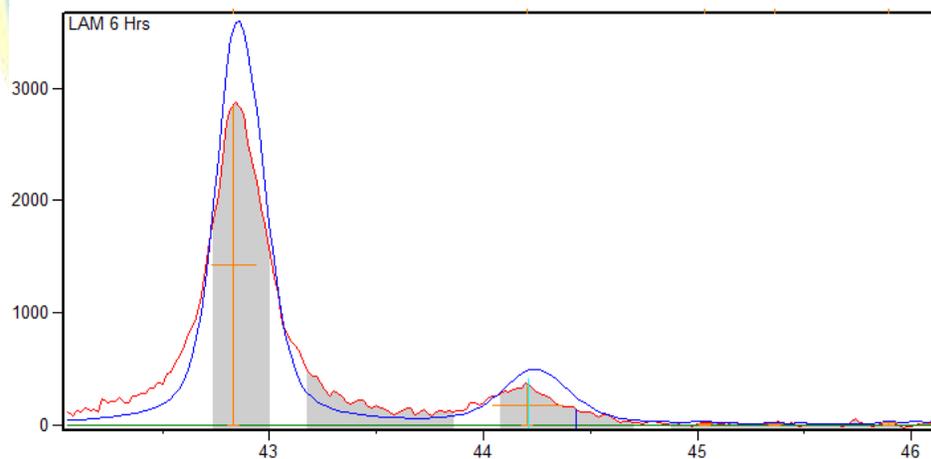


Figura 43 Pico en ángulo 44° donde línea celeste corresponde a ferrita y línea azul a precipitado B2

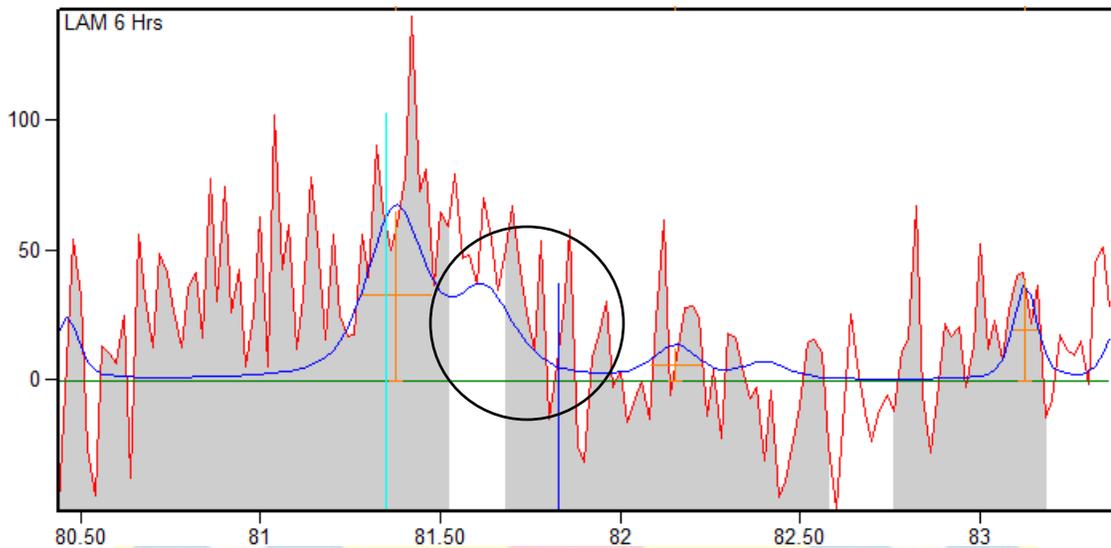


Figura 44 Pico detectado en ángulo $81,7^\circ$ (círculo negro) correspondiente a B2 al interior del pico de ferrita

Además, se observa un ligero desplazamiento de la curva en las líneas correspondientes a esta fase en estos ángulos, lo que sugiere una posible sobresaturación de aluminio o níquel. Esto concuerda con los resultados del análisis microestructural, que indican una mayor presencia de aluminio en la composición de los precipitados marcados.

Finalmente, aunque la fase de cementita no fue identificada mediante picos de alta intensidad, se detectó su presencia en picos de menor intensidad a los ángulos de 37.90° , 45.05° , 45.96° y 49.27° (figura 45), siendo estos los más representativos. Estos picos corresponden a los planos de difracción (210), (031), (112) y (221). A pesar de haber detectado la presencia de cementita, no forma parte de los picos principales identificados en el ensayo, por lo que no fue destacada. Al examinar los resultados del ensayo, podemos descartar la presencia de los carburos k en la microestructura del acero, ya que no se observaron picos correspondientes a esta fase en el espectro. Esta conclusión se respalda adicionalmente por los datos termodinámicos obtenidos, que indican que esta fase no era estable en las condiciones del ensayo.

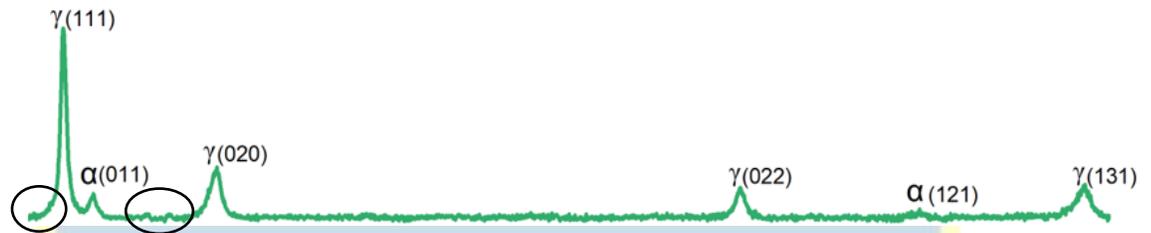


Figura 45 Espectro muestra L6 con picos de cementita de baja intensidad detectados (circuitos negros)

5.3 Propiedades mecánicas

Con el fin de determinar el comportamiento mecánico de las muestras obtenidas y comprobar el efecto de los precipitados en estas se realizaron mediciones de la dureza de las muestras a nivel macro, micro y nano, este último a su vez permite corroborar la presencia de la fase B2 en la microestructura de las muestras.

5.3.1 Macro dureza

Al medir la macro dureza se realizaron seis indentaciones sobre las distintas muestras las cuales se presentan en la tabla 19.

Tabla 19 Mediciones de Macro dureza de las muestras de estudio.

Muestra	1	2	3	4	5	6	Promedio	Desviación	Escala
H2	80,7	78,8	83	82,6	82,8	83,6	81,9	1,6	HRB
H6	88,3	89,8	86,8	86,4	85,7	84,6	86,9	1,7	HRB
L2	85,7	86,5	85,5	84,2	82,8	85,9	85,1	1,2	HRB
L6	25,9	26,9	26,4	26,3	22,4	26,4	25,7	1,5	HRC

De las mediciones de dureza realizadas en las muestras H2, H6, L2 y L6, se observa que, con la excepción de la muestra L6, todas las demás presentan valores de dureza más bajos, situándose alrededor de 80 HRB en la escala Rockwell B. Esta diferencia se puede atribuir a la baja o nula presencia de precipitados en las muestras H2 y L2, esta última tiene granos más finos gracias a su tratamiento térmico, mostrando una dureza ligeramente superior en comparación con H2. En cambio, la muestra H6, que presenta una mayor

cantidad de precipitados en su microestructura en comparación con H2 y L2, es la que exhibe la mayor dureza. Esto sugiere que la presencia de precipitados tiene un impacto significativo en la dureza, permitiéndole superar a una muestra laminada en caliente, incluso con un tamaño de grano más grande.

De todas las muestras sometidas a ensayo, la muestra L6 mostró la mayor dureza, superando incluso la escala Rockwell B. Como se discutió previamente, a pesar de que la muestra H6 tenía un tamaño de grano más grande en comparación con la muestra L2, esta presentó una dureza superior a esta última. Es por esto que, al laminarla y activar la recristalización dinámica para refinar su grano, se esperaba que maximizara su dureza. Este aumento de dureza se relaciona con la presencia de granos más finos y la incorporación de precipitados de refuerzo en su microestructura.

5.3.2 Microdureza

Para complementar el estudio de la dureza en las muestras y evaluar con mayor precisión tanto la dureza de la matriz como la de los límites de grano, se llevó a cabo el análisis de microdureza. Se realizaron cuatro indentaciones en los límites de grano de cada muestra con el fin de obtener un valor representativo de la microdureza. Los resultados se detallan en la tabla 20.

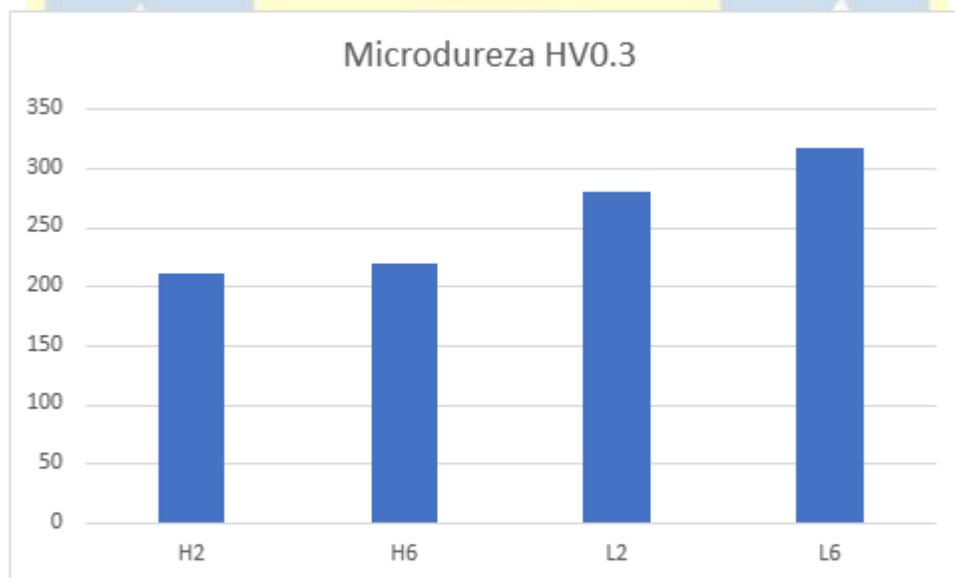


Figura 46 Gráfico de barras con valores de micro dureza promedio obtenida

Al analizar los datos obtenidos en cada muestra, se observa que la microdureza presenta un comportamiento similar al de la macrodureza. La

muestra L6, con su tamaño de grano refinado y la presencia de precipitados distribuidos en su microestructura, exhibe la mayor microdureza. Esto se debe a la influencia del tamaño de grano y la presencia de los precipitados en la muestra, y es evidente al observar que supera en casi 100 HV0.3 a las muestras recocidas. Al contrastar la dureza promedio con la muestra L2, se observa que la muestra L6 exhibe un valor superior. Este fenómeno podría atribuirse a la presencia de precipitados en la muestra L6, dado que la muestra L2 mostró una cantidad reducida de estos precipitados. En cambio, la L6 presenta varios precipitados dispersos a lo largo de los límites de grano, los cuales poseen una elevada dureza.

5.3.3 Nanodureza

La nanodureza no solo proporciona el valor de este parámetro, sino que también permite verificar la presencia de precipitados con diferente dureza en los límites de grano, que son áreas de interés en las muestras analizadas. Para llevar a cabo este análisis, se realizó un XPM para determinar la presencia de precipitados en las muestras, los cuales se ilustran en las ilustraciones 43 y 44.

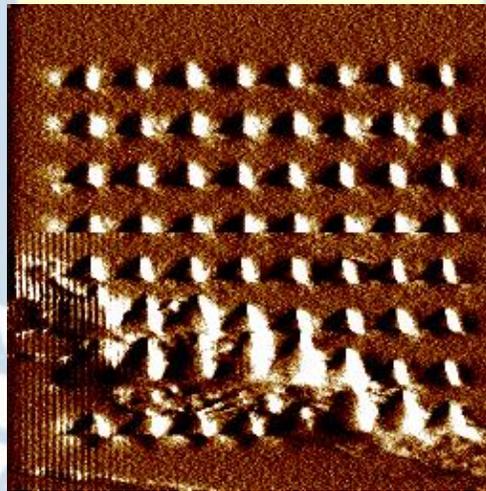


Figura 47 XPM de muestra L2 de matriz y límite de grano

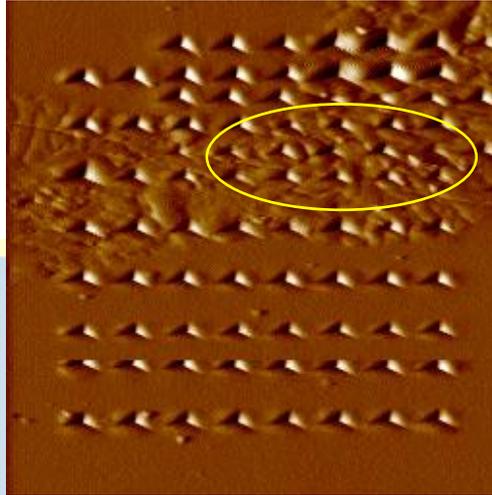


Figura 48 XPM muestra L6 de matriz y límite de grano

Las muestras laminadas son las que muestran la presencia de precipitados finos en los límites de grano. Al realizar las nanoindentaciones simultáneas con el XPM, se observan diferencias en la profundidad de las huellas en la muestra. Los precipitados más duros dejan huellas más pequeñas en contraste con las áreas más blandas que presentan huellas más grandes.

En la Figura 43, se puede apreciar la muestra L2 que exhibe dos tipos de huellas. La correspondiente a la matriz se considera como el tamaño promedio. La dureza de la matriz austenítica arrojó un valor de 5.9 Gpa, lo cual concuerda con lo esperado para esta fase, según otras investigaciones [52].

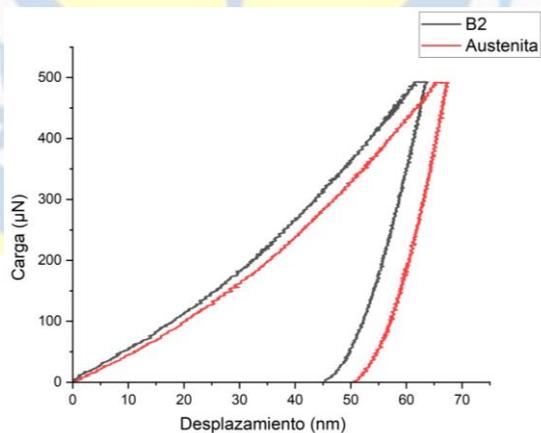


Figura 49 Curvas P-h obtenidas por nanoindentación en muestra L6 con cargas de 500 μN en la fase austenita y precipitados de B2 en los límites de grano

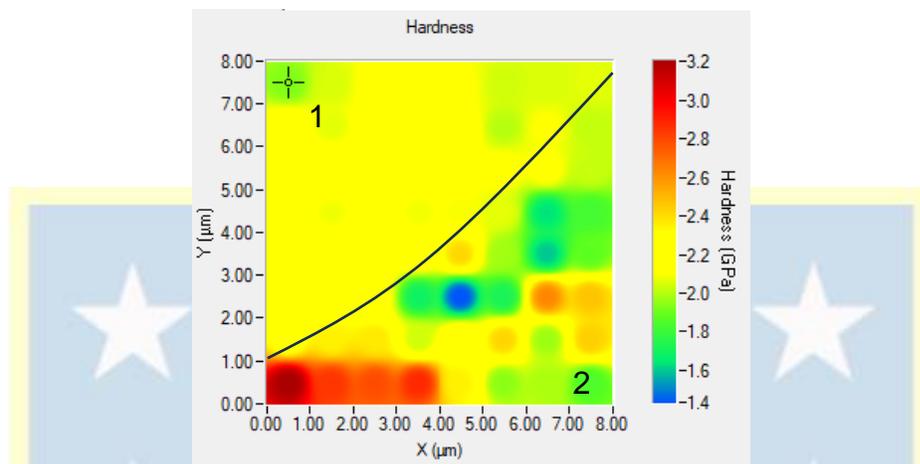


Figura 50 Mapa de XPM de muestra L6 donde la zona 1 es la matriz y zona 2 límite de grano

La Figura 46 nos proporciona un mapeo del análisis XPM, destacando las áreas de menor y mayor dureza en la muestra. Se ha marcado una línea divisoria para distinguir claramente entre la matriz y el límite de grano. La zona etiquetada como "1" representa la matriz y la zona "2" corresponde al límite de grano.

En la muestra L6, que presentó la mayor cantidad de precipitados en los límites de grano, se observa una marcada diferencia entre la matriz y los límites. El análisis de los XPM aplicados indica que en la zona de la matriz se observa una dureza promedio que alcanza un valor de 2.4 GPa, que, al normalizarse, asciende a 6.05 Gpa, valor esperable para una matriz austenítica como en el caso de L2.

En el límite de grano, se aprecian una variedad de valores de dureza en su interior. Se destaca un precipitado marcado en azul (ver Figura 46) que muestra una dureza de 1.4 GPa, lo que equivale a una dureza de 5.1 GPa cuando se normaliza. También se identifica una zona con una dureza aproximada de 6.9 Gpa normalizada. Estos valores son comparables con investigaciones previas y sugieren la existencia de la fase ferrita junto con el intermetálico B2.[17][55]

La Figura 45 exhibe las curvas P-h obtenidas mediante nanoindentación en la muestra L6. En estas curvas, se observa que las curvas de la austenita y los precipitados tipo B2 son similares debido a que los valores de dureza son muy cercanos en este tipo de aceros. La diferencia principal entre estas fases radica en que la fase austenita presenta una mayor ductilidad en comparación con los intermetálicos B2, que tienden a ser más rígidos. En el caso de la muestra L2, no se observaron diferencias significativas entre su matriz y los límites de grano.

Esto era de esperar debido a la baja fracción volumétrica de precipitados en esta muestra. Por lo tanto, la presencia de un precipitado tipo B2 no generaría una variación representativa en los resultados de la nanodureza.

5.3.4 Ensayo de tracción

Uno de los ensayos fundamentales para analizar las propiedades mecánicas de un aceros de medio manganeso es el ensayo de tracción. En este caso, se fabricaron probetas cilíndricas DIN con un diámetro de 4 mm en la zona calibrada y una longitud de 6 mm para las muestras L2 y L6. Los resultados de este ensayo se presentan en la gráfica de esfuerzo-deformación en la Figura 47. En esta sección, se analizaron estas muestras debido a que son las que presentaron las mejores propiedades en términos de resistencia a la tracción (UTS) y límite elástico (Y_s), mientras que las muestras H2 y H6 exhibieron un comportamiento común para aceros austeníticos, por lo que no se observó un refuerzo significativo en ellas.

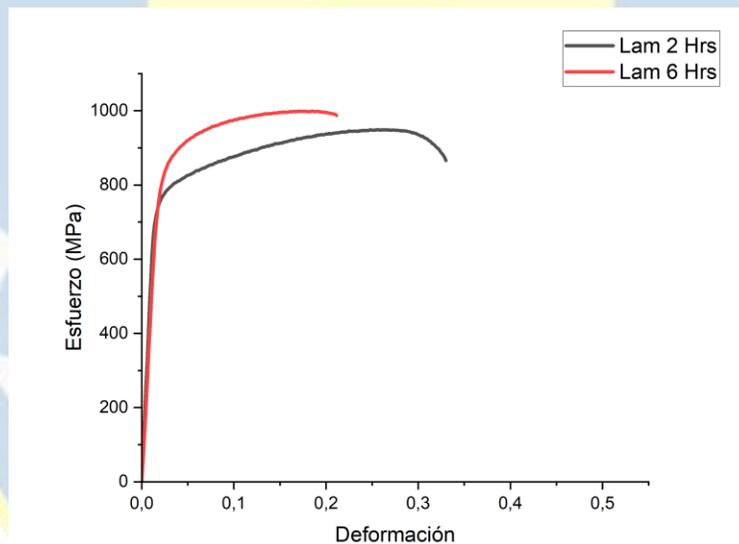


Figura 51 Gráfico comparativo de esfuerzo deformación

Los aceros de medio manganeso exhiben propiedades mecánicas altamente adecuadas para aplicaciones estructurales. Con el fin de realizar una comparación entre estos aceros y otros miembros de la misma familia, se han recopilado y agrupado los datos obtenidos en la tabla 20, Para determinar los valores de Y_s se utilizó el método de 0,2% de Offset para ambas muestras analizadas, estos análisis se observan en la figura 48 y 49.

Tabla 20 Propiedades de tracción de muestras L2 y L6

Muestra	Ys (Mpa)	UTS (Mpa)	Elongación (%)
L2	750	949.2	33%
L6	839.5	998.9	21,1%

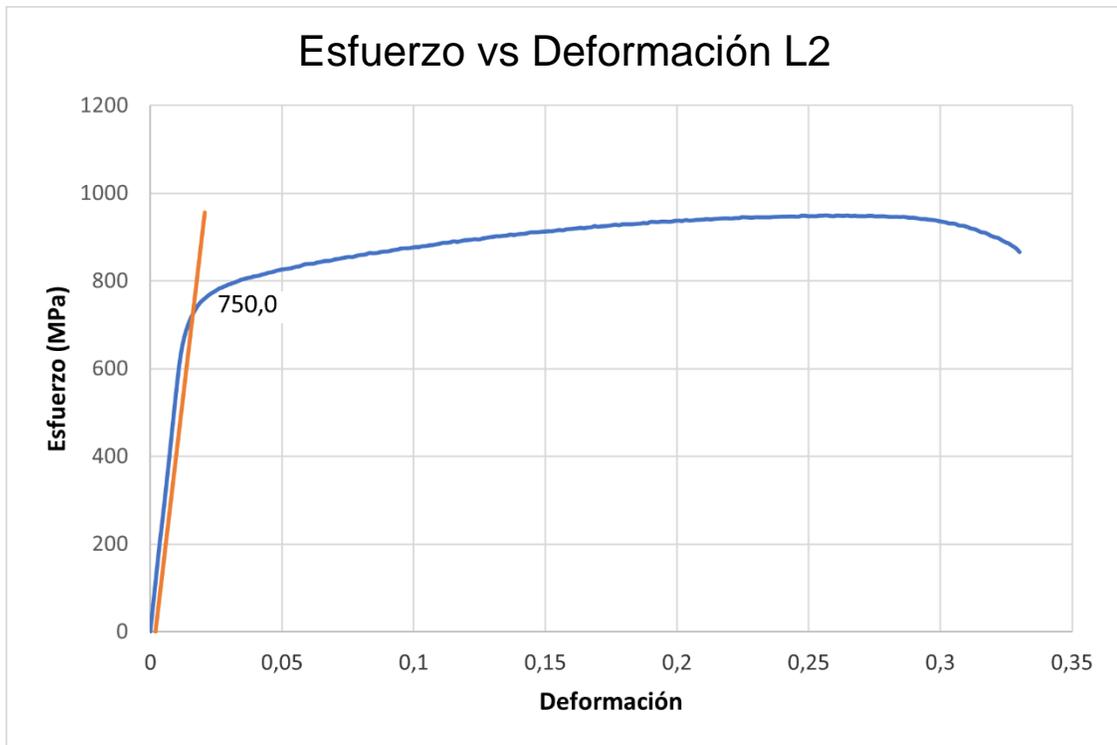


Figura 52 Valor de límite elástico obtenido mediante método offset para muestra L2

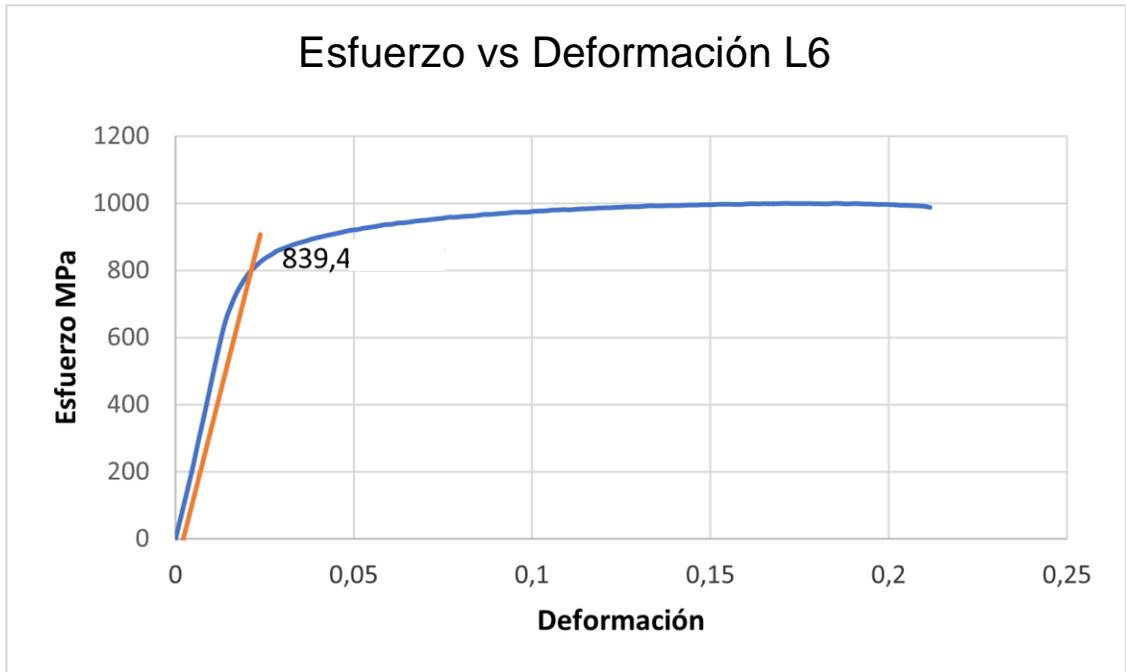


Figura 53 Valor de límite elástico obtenido mediante método offset para muestra L6

Es bien sabido que el tratamiento térmico desempeña un papel crucial en la obtención de propiedades mecánicas en los aceros. Por lo general, una exposición prolongada a altas temperaturas conduce al crecimiento de grano, lo que resulta en una disminución del esfuerzo de fluencia y un aumento de la elongación. No obstante, en este caso, no se observa el escenario típico descrito, ya que la muestra L6 supera a su contraparte con un tamaño de grano promedio de 28 micrómetros, en comparación con los 22 micrómetros de la muestra L2. En cuanto al límite elástico (Y_s) y la resistencia a la tracción (UTS), la muestra L6 exhibe valores superiores, como se mencionó previamente, aunque se ve afectada en términos de elongación. Dado que ambas piezas han sido sometidas a los mismos tratamientos térmicos, la disparidad entre ellas debe atribuirse a la presencia de precipitados de refuerzo.

Como se analizó previamente, la muestra L6 experimenta una mayor cantidad de precipitados en los límites de grano debido a su exposición prolongada a la temperatura de precipitación. Estos precipitados, al ser finos y tener la característica de servir como obstáculo para las dislocaciones durante la deformación, contribuyen al aumento de los esfuerzos al frenar el avance de estas dislocaciones. Sin embargo, la zona donde estos precipitados se forman provoca una disminución en la elongación, lo que puede llevar a fallas por fractura frágil cuando se someten a esfuerzos.

6 Conclusiones

Generar un refuerzo mecánico a través de la precipitación de la fase B2 en un acero de medio manganeso disminuyendo los niveles de aluminio y manganeso tiene un impacto significativo en la industria automotriz. Esto conlleva a una reducción de los costos de producción sin comprometer las propiedades mecánicas. Tras analizar los resultados obtenidos, se pueden extraer las siguientes conclusiones:

- La aleación no exhibió los mecanismos de plasticidad inducida según su diseño, y esto se atribuye a la influencia del manganeso, el aluminio y el níquel en SFE, que alcanzó un valor superior a los 60 mJ/m². Este resultado permitió únicamente la obtención de un refuerzo por precipitación de fases.
- Con el tratamiento térmico de recocido a 580°C, únicamente la muestra tratada durante 6 horas exhibió un leve pico de ferrita y B2. Esto se atribuye al hecho de que el tiempo de 2 horas resultó insuficiente para la precipitación de ambas fases. Además, el tratamiento termomecánico actuó como un catalizador para la precipitación de fases, siendo las muestras L2 y L6 las que mostraron una mayor cantidad de precipitados.
- Después de someter las muestras a tratamientos térmicos de recocido, se logró obtener una matriz austenítica en todas ellas. Aunque las muestras recocidas exhibieron segregación de aluminio y níquel, no se observaron precipitados. En cambio, en las muestras L2 y L6, se identificó la precipitación de una fase perlítica en los límites de grano. Esta fase perlítica estaba compuesta por láminas delgadas de ferrita y cementita, las cuales nucleaban y crecían en forma de colonias a lo largo de dichos límites.
- La cantidad de perlita obtenida en la aleación es limitada para los tiempos de tratamiento empleados, y esto se atribuye a la alta concentración de silicio en la composición, el cual retarda la formación de cementita. Además, al trabajar con un contenido de carbono del 0.6% en peso, se necesita un tiempo prolongado para la formación de esta perlita. Esto explica por qué, con un tratamiento de 6 horas, el volumen de perlita es inferior en comparación con tratamientos de 1 hora y media empleados en otras investigaciones.

- Con los tratamientos termomecánicos se lograron obtener piezas con variados tamaños de grano y fracción volumétrica de precipitados. Entre las condiciones de tratamiento evaluadas, las muestras L6 y L2 destacan como las más óptimas. Estas muestras exhiben una alta resistencia a la tracción, atribuible a la presencia de las fases perlita y B2. Esta combinación de fases confiere a las muestras L6 y L2 un nivel de resistencia superior a la mayoría de los aceros austeníticos convencionales, evidenciando así notables propiedades en relación con las resistencias mecánicas, tanto en el límite elástico (Y_s) como en la resistencia última a la tracción (UTS).
- El acero obtenido exhibe similitudes con los aceros AHSS de tercera generación, caracterizándose por sus elevadas resistencias mecánicas, alcanzando aproximadamente los 1000 MPa en una matriz austenítica. La principal ventaja radica en que estas propiedades se lograron con una notable reducción en la densidad del acero, alcanzando valores de 5,7 g/cm³. Este logro podría tener un impacto significativo en el sector automotriz. Cabe destacar que la aleación estudiada presenta un amplio margen de mejora, no solo en términos de resistencias mecánicas, sino también en su capacidad de elongación.

Referencias

[1] Lacis, A., Schmidt, G., Rind, D., Ruedy, R. (2010). Atmospheric CO₂: Principal Control Knob Governing Earth's Temperature. *Science*, 330, 356-359.

<https://doi.org/10.1126/science.1190653>

[2] Sociedad. "Emisiones de CO₂ de los coches: hechos y cifras". Pagina web de Parlamento Europeo. Recuperado de <https://www.europarl.europa.eu/news/es/headlines/society/20190313STO31218/emisiones-de-co2-de-los-coches-hechos-y-cifras-infografia>

[3] Baskin, D. (2016). The automotive body lightweighting design philosophy. *Lightweight Composite Structures in Transport*, 75-90.

<https://doi.org/10.1016/B978-1-78242-325-6.00004-9>

[3] Chen, S., Rana, R., Haldar, A., Ray, R. (2017). Current state of Fe-Mn-Al-C low density steels. *Progress in Materials Science*, 89, 345-391.

<https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.05.002>

[4] Sedaghat-Nejad, R., Shahverdi, H., Askari-Paykani, M. (2022). Introduction and mechanical evaluation of a novel 3rd-generation medium manganese AHSS with 86 GPa% of PSE. *Materials Science and Engineering: A*, 843, 143104.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143104>

[5] Kang, J., Li, Y., Wang, X., Wang, H., Yuan, G., Misra, R., Wang, G. (2019). Design of a low density Fe-Mn-Al-C steel with high strength-high ductility combination involving TRIP effect and dynamic carbon partitioning. *Materials Science and Engineering: A*, 742, 464-477.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.11.044>

[6] Zhu, H., Zhang, C., Chen, S., Wu, J. (2022). A modified Johnson-Cook constitutive model for structural steel after cooling from high temperature. *Construction and Building Materials*, 340, 127746.

<https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2022.127746>

[7] Bowles, J. (1993). Diseño de aceros de medio manganeso. LIMUSA

[8] Kim, Y.G., Park, Y.S. & Han, J.K. (1985). Low temperature mechanical behavior of microalloyed and controlled-rolled Fe-Mn-Al-C-X alloys. *Metall Trans A*, 16, 1689-1693.

<https://doi.org/10.1007/BF02663026>

[9] Lee, Y., Han, J. (2014). Current opinion in medium manganese Steel. *Materials Science and Technology*, 31, 843-856.

<https://doi.org/10.1179/1743284714Y.0000000722>

[10] De Cooman, D. (2004). Structure–properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 8, 285-303.

<https://doi.org/10.1016/j.cossms.2004.10.002>

[11] Demeri, M. (2013). *Advanced-High Strength Steels: Science, Technology, and Applications*, ASM International.

<https://doi.org/10.31399/asm.tb.ahsstta.9781627082792>

[12] Yasutomi, T., Kawata, H., Kaido, H., Sakurada, E., Yonemura, S., Shoji, H., Ohata, M. (2022). Mesoscopic numerical study on ductile fracture in TRIP steel under reverse loading. *Forces in Mechanics*, 9, 100113.

<https://doi.org/10.1016/j.finmec.2022.100113>

[13] Li, X., Chen, L., Zhao, Y., yuan, X., Misra, R. (2018). Influence of original austenite grain size on tensile properties of a high-manganese transformation-induced plasticity (TRIP) Steel. *Materials Science and Engineering: A*, 715, 257-265.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.12.107>

[14] Liu, C., Shen, S., Xie, P., Wu, C. (2022). Deformation behaviors of a Fe-20Mn-3Al-3Si TRIP steel under quasi-static compression and dynamic impact. *Materials Characterization*, 191, 112095.

<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.112095>

[15] Mishra, B., Singh, V., Sarkar, R., Mukhopadhyay, A., Gopinath, K., Madhu, V., Prasad, M. (2022). Dynamic recovery and recrystallization mechanisms in secondary B2 phase and austenite matrix during hot deformation of Fe–Mn–Al–C-(Ni) based austenitic low-density steels. *Materials Science and Engineering: A*, 842, 143095.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143095>

[16] Grässel, O., Krüger, L., Frommeyer, G., Meyer, L. (2000). High strength Fe–Mn–(Al, Si) TRIP/TWIP steels development — properties — application. *International Journal of Plasticity*, 16, 1391-1409.

[https://doi.org/10.1016/S0749-6419\(00\)00015-2](https://doi.org/10.1016/S0749-6419(00)00015-2)

[17] Mishra, B., Sarkar, R., Singh, V., Mukhopadhyay, A., Mathew, R., Madhu, V., & Prasad, M. (2021). Microstructure and deformation behaviour of austenitic low-density steels: The defining role of B2 intermetallic phase. *Materialia*, 20, 101198.

<https://doi.org/10.1016/j.mtla.2021.101198>

[18] Chen, S., Rana, R., Haldar, A., Ray, R. (2017). Current state of Fe-Mn-Al-C low density steels. *Progress in Materials Science*, 89, 345-391.

<https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.05.002>

[19] Bouaziz, O., Allain, S., Scott, C., Cugy, P., Barbier, D. (2011). High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 15, 141-168.

<https://doi.org/10.1016/j.cossms.2011.04.002>

[20] Jin, J., Lee, Y. (2012). Effects of Al on microstructure and tensile properties of C-bearing high Mn TWIP Steel. *Acta Materialia*, 60, 1680-1688.

<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.12.004>

[21] Chen, L., Kim, H., Kim, S., De Cooman, B. (2007). Localized Deformation due to Portevin–LeChatelier Effect in 18Mn–0.6C TWIP Austenitic Steel. *ISIJ International*, 47, 1804-1812.

<https://doi.org/10.2355/isijinternational.47.1804>

[22] Kim, J., De Cooman, B. (2016). Stacking fault energy and deformation mechanisms in Fe-xMn-0.6C-yAl TWIP Steel. *Materials Science and Engineering: A*, 676, 216-231.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.08.106>

[23] Nejad, R., Shahverdi, H., Paykani, M. (2022). Introduction and mechanical evaluation of a novel 3rd-generation medium manganese AHSS with 86 GPa% of PSE. *Materials Science and Engineering: A*, 843, 143104.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143104>

[24] Keler, M., Daglilar, S., Kuskonmaz, N., Cetin, Z., Kart, O., Gunduz, O., & Gunduz, O. (2022). Casting of Fe-(2–12) Mn-(4–14) Al-(0.09–0.7) C low-density steel via artificial slag practice. *Materials Letters*, 319, 132277.

<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2022.132277>

[25] Wu, Z., Ding, H., An, X., Han, D., & Liao, X. (2015). Influence of Al content on the strain-hardening behavior of aged low-density Fe–Mn–Al–C steels with high Al content. *Materials Science and Engineering: A*, 639, 187-191.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.05.002>

[26] Choi, K., Seo, C., Lee, H., Kim, S., Kwak, J., Chin, K., Park, K., Kim, N. (2010). Effect of aging on the microstructure and deformation behavior of austenite base lightweight Fe–28Mn–9Al–0.8C Steel. *Scripta Materialia*, 63, 1028-1031.

<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2010.07.036>

[27] Mishra, B., Sarkar, R., Singh, V., Kumar, D., Mukhopadhyay, A., Madhu, V., Prasad, M. (2022). Effect of cold rolling and subsequent heat treatment on microstructural evolution and mechanical properties of Fe-Mn-Al-C-(Ni) based austenitic low-density steels. *Materials Science and Engineering: A*, 861, 144324.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.144324>

[28] Xie, Z., Hui, W., Zhang, Y., & Zhao, X. (2022). Effect of Cu and solid solution temperature on microstructure and mechanical properties of Fe-Mn-Al-C low-density steels. *Journal of Materials Research and Technology*, 18, 1307-1321.

<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.03.077>

[29] Song, H., Yoo, J., Kim, S., Sohn, S., Koo, M., Kim, N., Lee, S. (2017). Novel ultra-high-strength Cu-containing medium-Mn duplex lightweight steels. *Acta Materialia*, 135, 215-225.

<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.06.035>

[30] Kim, S., Kim, H., Kim, N. (2015). Brittle intermetallic compound makes ultrastrong low-density steel with large ductility. *Nature*, 518, 77–79.

<https://doi.org/10.1038/nature14144>

[31] Mishra, B., Singh, V., Sarkar, R., Mukhopadhyay, A., Gopinath, K., Madhu, V., & Prasad M. (2022). Dynamic recovery and recrystallization mechanisms in secondary B2 phase and austenite matrix during hot deformation of Fe–Mn–Al–C-(Ni) based austenitic low-density steels. *Materials Science and Engineering: A*, 842, 143095.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143095>

[32] Kuc, D., Niewielski, G., Bednarczyk, I. (2009). Structure and plasticity in hot deformed FeAl intermetallic phase base alloy. *Materials Characterization*, 60, 1185-1189.

<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2009.03.020>

[33] verhoeven, J., (1987). Precipitación a partir de soluciones sólidas. Fundamentos de la metalurgia física (pp.429-437). LIMUSA

[34] Breuer, J., Grün, A., Sommer, F. (2001). Enthalpy of formation of B2-Fe_{1-x}Al_x and B2-(Ni, Fe)_{1-x}Al_x. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 32, 913–918.

<https://doi.org/10.1007/s11663-001-0077-8>

[35] Rahnema, A., Kotadia, H., Sridhar, S. (2017). Effect of Ni alloying on the microstructural evolution and mechanical properties of two duplex light-weight steels during different annealing temperatures: Experiment and phase-field simulation. *Acta Materialia*, 132, 627-643.

<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.03.043>

[36] Kubaschewski, O. Iron—binary phase diagrams(1^ªed.), (1982), Springer-Verlag, Berlín.

[37] Yamaguchi, M., Inui, H., Ito, K. (2000). High-temperature structural intermetallics. *Acta Materialia*, 48, 307-322.

[https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(99\)00301-8](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00301-8)

[38] Pang, X., Wang, L., Tian, Y., Qin, G. (2022). The intrinsic high ductility in B2 intermetallic compound YAg: Causality clarified by ab initio study. *Materialstoday communications*, 105177.

<https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.105177>

[39] Sahoo, B., Srivastava, V., Chandan, A., Chowdhury, S. (2022). Enhancing the properties of Al–Ni added medium Mn steel by tailoring B2–NiAl precipitates through aging treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 837, 142757.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.142757>

[40] Hwang, J., Trang, T., Lee, O., Park, G., Zargarán, A., Kim, N. (2020). Improvement of strength – ductility balance of B2-strengthened lightweight Steel. *Acta Materialia*, 191, 1-12.

<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.03.022>

[41] Xu, X., Cheng, H., Wu, W., Liu, Z., Li, X. (2021). Stress corrosion cracking behavior and mechanism of Fe-Mn-Al-C-Ni high specific strength steel in the marine atmospheric environment. *Corrosion Science*, 191, 109760.

<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2021.109760>

[42] Andersson, J., Helander, T., Höglund, L., Shi, P., Sundman, B. (2002). Thermo-Calc & DICTRA, computational tools for materials science. *Calphad*, 26, 273-312.

[https://doi.org/10.1016/S0364-5916\(02\)00037-8](https://doi.org/10.1016/S0364-5916(02)00037-8)

[43] ThermoCalc, Database TCFE12

[TCFE12 Technical Information \(thermocalc.com\)](https://www.thermocalc.com/TCFE12-Technical-Information)

[44] Khaple, S., Golla, B., Prasad, V. (2023). A review on the current status of Fe–Al based ferritic lightweight steel. *Defence Technology*, 26, 1-22.

<https://doi.org/10.1016/j.dt.2022.11.019>

[45] Rawat, P., Prakash, U., Prasad, V. (2023). Microstructure and mechanical behaviour of Nb- containing high Al ferritic low density steels. *Materials Characterization*, 204, 113176.

<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.113176>

[46] Kimura, A., Sang, W., Han, W., Yabuuchi, K., Xin, Z., Luan, J., Dou, P. (2023). Twofold age-hardening mechanism of Al-added high-Cr ODS ferritic steels. *Journal of Nuclear Materials*, 575, 154223.

<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2022.154223>

[47] Song, H., Kwon, Y., Sohn, S., Koo, M., Kim, N., Lee, B., Lee, S. (2018). Improvement of tensile properties in (austenite+ferrite+ κ -carbide) triplex hot-rolled lightweight steels. *Materials Science and Engineering: A*, 730, 177-186.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.06.003>

[48] Mapelli, C., Villa, G., Barella, S., Gruttadauria, A., Mombelli, D., Veys, X., Duprez, L. (2021). JMAK model applied on the κ -carbide precipitation in FeMnAlC steels. *Journal of Materials Research and Technology*, 15, 3386-3398.

<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.09.139>

[49] Sohn, S., Song, H., Suh, B., Kwak, J., Lee, B., Kim, N., Lee, S. (2015). Novel ultra-high-strength (ferrite + austenite) duplex lightweight steels achieved by fine dislocation substructures (Taylor lattices), grain refinement, and partial recrystallization. *Acta Materialia*, 96, 301-310.

<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.06.024>

[50] Lu, W., Zhang, X., Qin, R. (2015). κ -carbide hardening in a low-density high-Al high-Mn multiphase steel. *Materials Letters*, 138, 96-99.

<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2014.09.104>

[51] Kies, F., Wu, X., Hallstedt, B., Li, Z., Haase, C. (2021). Enhanced precipitation strengthening of multi-principal element alloys by κ - and B2-phases. *Materials & Design*, 198, 109315.

<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.109315>

[52] Hu, X., Ding, H., Liu, J. (2023). Deformation behaviors and microstructure evolution of a novel multiphase medium Mn high Al lightweight steels with excellent strength-ductility combinations. *Materials Science and Engineering: A*, 883, 145478.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145478>

[53] Shlyakhova, G., Barannikova, S., Zuev, L. (2019). On the Use of Atomic Force Microscopy in Metallography. *Russian Metallurgy*, 1040–1044.

<https://doi.org/10.1134/S0036029519100240>

[54] Martín, M., Raposo, M., Prat, O. (2017). Pearlite Development in Commercial Hadfield Steel by Means of Isothermal Reactions. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 6, 591–597.

<https://doi.org/10.1007/s13632-017-0391-4>

[55] Mozumder, Y., Rakshit, R., Ghosh, D., Marandi, L., Mandal, S. (2022). Nano-mechanical properties and onset of plasticity in Fe–Mn–Al–Ni–C duplex lightweight steel processed by high temperature compression. *Materials Science and Engineering: A*, 849, 143487.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143487>

[56] Basinski Zbigniew Stanislaw , Hume-Rothery William and Sutton A. L. 1955The lattice expansion of iron. *Proc. R. Soc. Lond. A* 229, 459–467

<http://doi.org/10.1098/rspa.1955.0102>

TITULO

“REFORZAMIENTO DE UN ACERO DE MEDIO MANGANESO DE BAJA DENSIDAD MEDIANTE PRECIPITACION DE FASE B2”

Nombre Memorista: Christopher Antonio Manosalva Neira

Modalidad	Presencial	Profesor(es) Patrocinante(s) Dr. David Eduardo Rojas Jara
Concepto		
Calificación		
Fecha		

	Ingeniero Supervisor Dr. Angelo Giovanni Oñate Soto
	Institución Universidad de Concepción
Comisión (Nombre y Firma)	
Dr. Nicolás Ignacio Araya Rivera	Dr. Felipe Abner Sanhueza Gomez

RESUMEN

A lo largo de los años, los aceros al manganeso han sido ampliamente utilizados en la industria automotriz debido a sus destacadas propiedades mecánicas. Estas propiedades se derivan de los mecanismos de refuerzo que exhiben cuando se someten a deformaciones. Dependiendo de su composición, se pueden identificar tres tipos principales de aceros: aquellos que experimentan la transformación martensítica inducida por deformación, conocida como el efecto TRIP; aquellos que presentan maclas inducidas por deformación o el efecto TWIP; y aquellos que utilizan

mecanismos de endurecimiento por precipitación, lo que conlleva la formación de precipitados que obstaculizan el avance de las dislocaciones durante la deformación.

Actualmente, se ha centrado una mayor atención en los mecanismos de endurecimiento por precipitación, ya que no requieren necesariamente un alto contenido de manganeso, lo que permite reducir los costos de producción sin comprometer las propiedades mecánicas del acero, lo que lo hace especialmente atractivo para la industria automotriz.

Para llevar a cabo este estudio y fabricar una aleación de medio manganeso con efecto de endurecimiento por precipitación, utilizando precipitados de Al/Ni tipo B2 en una matriz austenítica, se realizó una exhaustiva investigación en conjunto con simulaciones computacionales utilizando el software ThermoCalc. Los resultados de estas investigaciones llevaron a la obtención de una aleación con la composición Fe-18,1%Mn-8,6%Al-4,6%Ni-1,1%Cu-0,8%Si-0,6%C (porcentaje en peso).

Las muestras en estudio se sometieron a dos líneas de tratamientos térmicos. Un grupo se sometió a un recocido a 580°C durante dos y seis horas, mientras que al otro grupo se le aplicó un tratamiento termomecánico de laminación en caliente a 1000°C antes de someterlo al recocido, también por dos y seis horas. Los resultados más favorables se obtuvieron en las muestras tratadas con laminación en caliente, especialmente en el caso de la muestra sometida a un tratamiento de seis horas. Esta muestra exhibió una matriz austenítica con la presencia de ferrita, cementita y B2 en sus límites de grano. Además, es importante destacar que estas muestras exhiben notables propiedades mecánicas, alcanzando valores de resistencia a la tracción (UTS) que superan los 900 MPa y límite elástico (Ys) sobre 30%.