

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN.

Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica.

Subdirección de Estudios de Posgrado.



**Efecto del Proceso Termomecánico en la  
Microestructura de un Acero de Fase Compleja  
(Complex Phase Steel, CP).**

Por

**LAURA FATIMA ZUÑIGA PINEDA.**

TESIS

Como requisito parcial para obtener el grado de maestro  
en **Ciencias de la Ingeniería Automotriz.**

Cd. Universitaria, San Nicolás de los Garza, N.L., diciembre 2020.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN.

Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica.

Subdirección de Estudios de Posgrado.



**Efecto del Proceso Termomecánico en la  
Microestructura de un Acero de Fase Compleja  
(Complex Phase Steel, CP).**

Por

**LAURA FATIMA ZUÑIGA PINEDA.**

TESIS

Como requisito parcial para obtener el grado de maestro  
en **Ciencias de la Ingeniería Automotriz.**

Cd. Universitaria, San Nicolás de los Garza, N.L., diciembre 2020.



**UANL**

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

**Universidad Autónoma de Nuevo León**  
**Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica**  
**Subdirección de Estudios de Posgrado**

Los miembros del Comité de Tesis recomendamos que la Tesis "Efecto del Proceso Termomecánico en la microestructura de un acero de fase compleja (Complex Phase Steel, CP)", realizada por el alumno **Laura Fatima Zúñiga Pineda**, con número de matrícula **1983200**, sea aceptada para su defensa como requisito para obtener el grado de **Maestría en Ciencias de la Ingeniería Automotriz**.

El Comité de Tesis

**Dra. Sugehedy Yaneth Carranza Bernal**  
Director

**Dr. Omar García Rincón**  
CoDirector

**Dra. Flor Esthela Palomar Pérez**  
Revisor

**Dr. Jesús Alejandro Sandoval Robles**  
Revisor

Vo. Bo.

**Dr. Simón Martínez Martínez**  
Subdirector de Estudios de Posgrado

San Nicolás de los Garza, Nuevo León, octubre de 2020



Ciudad Universitaria Pedro de Alba s/n, C.P. 66455, A.P. 076 Suc. "T"  
San Nicolás de los Garza, Nuevo León, México. Tels: (81) 8332 0903 /  
Conm.: 8329 4020 / Fax: (81) 8332 0904

# Dedicatoria.

*A mis Papás, Martha y Alfredo: Por darme la vida, por darme su apoyo en todo lo que hago y por su amor incondicional. A mis hermanos: por darme consejos y apoyo en tiempos difíciles. A Juan: por su apoyo y consejo en todo momento.*

*A Dios: por acompañarme y cuidarme en todo momento.*

*Dios: Gracias por darme la capacidad de cumplir mis metas y darme entendimiento y fortaleza para las cosas que no puedo cambiar, inteligencia para las cosas que si puedo cambiar y sabiduría y resiliencia para pensar en el futuro.*

# Agradecimientos.

Agradezco al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por el apoyo económico brindado y reconocer el importante trabajo que desempeñan en beneficio de la investigación en México.

A la Universidad Autónoma de Nuevo León y a la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, especialmente al posgrado en Ciencias de la Ingeniería Automotriz por haberme brindado la oportunidad de realizar mis metas profesionales.

Agradezco a mi asesora, la Doctora Sugeheidy Carranza Bernal por su apoyo, su supervisión y por sus consejos durante el proceso de desarrollo de la tesis. Gracias por compartir su conocimiento para impulsar y complementar mi desarrollo académico y mi desarrollo como profesionista.

Al Doctor Omar García Rincón, por su apoyo, supervisión y seguimiento en mi estancia en la empresa Ternium, que permitió el desarrollo de esta investigación, así como también fortalecer mi formación profesional.

A la empresa *Ternium* por permitirme formar parte del grupo de jóvenes profesionales en desarrollo, gracias por permitirme trabajar con un grupo multidisciplinario que hicieron posible el logro de esta investigación.

Al profesorado del posgrado en Ciencias de la Ingeniería Automotriz por transmitir su conocimiento y consejos que me complementan como, persona, como alumna y como profesionista.

A los técnicos y trabajadores del laboratorio de plata Pesquería, *TERNIUM*, por su apoyo al seguimiento de las pruebas que hicieron posible esta investigación. *Stefy Cuevas, Jacobo Paz y Víctor Zepeda.*

A todos mis amigos y compañeros que estuvieron conmigo durante mi formación profesional y en el desarrollo de esta investigación.

# Resumen.

La siguiente tesis de investigación pretende el estudio del efecto del proceso termomecánico en la transformación de fase de un acero de fase compleja de alta resistencia y elongación para la aplicación en la industria automotriz, realizando pruebas de torsión con el uso del simulador *Gleeble* y análisis por microscopía óptica y estudio por microscopio óptico para el análisis de la microestructura resultante en el acero.

Partiendo del análisis de la microestructura pre-estudiada con diagramas *TTT* (*Tiempo, Temperatura y Transformación*) y *CCT* (Continuous Cooling Transformation) simuladas con la ayuda del simulador *JMatPro*, se estudiarán los fenómenos metalúrgicos del acero durante el progreso de la laminación, el cual simulará con las pruebas de torsión tomando en cuenta valores de temperatura, deformación, velocidad de deformación y tiempo.

# Tabla de Contenido.

## Capítulo I: Introducción.

<b>1.1 Aceros Avanzados de alta resistencia, AHSS.</b>	<b>1</b>
1.1.1 Clasificación de aceros de aceros avanzados de alta resistencia.	2
<b>1.2 Laminación y proceso termomecánico.</b>	<b>3</b>
1.2.1 Proceso de laminación.	4
1.2.2 Proceso termomecánico.	6
<b>1.3 Etapas del proceso de laminación.</b>	<b>7</b>
1.3.1 Recalentamiento.	8
1.3.2 Desbaste.	9
1.3.3 Laminación Final.	10
1.3.4 Enfriamiento.	11
<b>1.4 Fenómenos metalúrgicos durante el proceso termomecánico.</b>	<b>11</b>
1.4.1 Recuperación estática.	13
1.4.2 Recristalización Estática.	13
1.4.3 Recuperación Dinámica.	14
1.4.4 Recristalización Dinámica.	14
<b>1.5 Efectos de los elementos de aleación en la lámina de rollos de acero.</b>	<b>15</b>
<b>1.6 Enfriamiento en condiciones continuas e isotérmicas de un acero.</b>	<b>17</b>

## Capítulo II: Antecedentes

<b>2.1 Investigación y experimentación de un acero de Fase Compleja.</b>	<b>20</b>
<b>2.2 Acero de fase compleja – CP.</b>	<b>21</b>
2.2.1 Proceso termomecánico para la obtención de un acero de fase compleja.	25
2.2.2 Simulación para la predicción de los microconstituyentes de un acero de fase compleja - CP	29
2.2.3 Prueba de torsión para la caracterización de un acero de fase compleja.	30
<b>2.3 Microconstituyentes de un acero de fase compleja.</b>	<b>35</b>
2.3.1 Definición de Bainita.	35
2.3.1.1 Proceso de obtención de la fase bainítica.	37
2.3.2 Definición de Martensita.	41
2.3.2.1 Proceso de obtención de la fase martensítica.	42
<b>2.4 Planteamiento del problema</b>	<b>44</b>
<b>2.5 Justificación de Proyecto</b>	<b>44</b>
<b>2.6 Hipótesis de la investigación.</b>	<b>45</b>
<b>2.7. Presentación de Objetivos.</b>	<b>45</b>
2.7.1 Objetivo General.	46
2.7.2 Objetivos Específico.	46

<b>Capítulo III: Metodología de la Experimentación</b>	
<i>3.1 Composición química y obtención del material.</i>	<b>47</b>
<i>3.2 Recopilación de información del proceso termomecánico.</i>	<b>48</b>
<i>3.3 Prueba de torsión en Gleeble.</i>	<b>49</b>
<i>3.3.1 Preparación y geometría de la muestra.</i>	<b>49</b>
<i>3.3.2 Equipo para la experimentación.</i>	<b>50</b>
<i>3.3.3 Diseño experimental para las pruebas de torsión en Gleeble.</i>	<b>51</b>
<i>3.3.4 Análisis metalográfico de probetas ensayadas con prueba de torsión en simulador Gleeble.</i>	<b>56</b>
<b>Capítulo IV: Resultados y discusión</b>	
<i>4.1 Estudio y análisis de las pruebas de torsión en Gleeble.</i>	<b>57</b>
<i>4.1.1 Obtención y análisis de la temperatura de no recristalización del material.</i>	<b>58</b>
<i>4.1.2 Análisis del efecto que tiene el proceso termomecánico industrial en la microestructura del acero de fase compleja.</i>	<b>67</b>
<i>4.1.3 Evolución microestructural durante el proceso de deformación en caliente: análisis de los fenómenos metalúrgicos.</i>	<b>76</b>
<i>4.2 Recomendaciones para realizar la prueba de torsión</i>	<b>85</b>
<b>Capítulo V: Conclusiones.</b>	<b>87</b>
<i>5.1 Trabajos a futuro de la experimentación.</i>	<b>88</b>
<b>Anexos.</b>	<b>89</b>
<b>Referencias.</b>	<b>93</b>
<b>Lista de Figuras.</b>	<b>98</b>
<b>Lista de Tablas</b>	<b>100</b>



# Capítulo I

## Introducción.

El presente trabajo de investigación reside en el desarrollo, análisis y prueba de un acero de fase compleja, (Complex Phase, CP por sus siglas en inglés) de la familia de aceros de alta resistencia, (AHSS, por sus siglas en inglés) para uso automotriz.

Para mayor entendimiento del trabajo, dentro de este capítulo se presenta la clasificación de aceros en el uso automotriz y la descripción de los procesos que envuelve la obtención del acero, como es el proceso de laminación en caliente, el proceso termomecánico y las características que los diferencian, así como los fenómenos metalúrgicos de transformación y la evolución microestructural que se llevan a cabo durante su fabricación.

### **1.1 Aceros Avanzados de alta resistencia, AHSS.**

La industria automotriz y su necesidad de desarrollo hacen que no se detenga en la búsqueda de nuevos materiales que ofrezcan mejores beneficios para su utilización en las carrocerías (*BIW*) y la forma en cómo impacta en su construcción [1,2].

Dentro del grupo de aceros avanzados de alta resistencia se pueden diferenciar los aceros de doble fase, (*DP*), aceros inducidos por plasticidad, *TRIP*, aceros de fase compleja, CP, aceros martensíticos, MS y aceros formados en caliente [3,4].

Clasificados dentro del grupo de AHSS de primera generación y se caracterizan por tener una microestructura base ferrita simple. Que en el proceso de su investigación se conformaron aceros con pequeñas adiciones de manganeso y aluminio y se nombraron aceros AHSS de segunda generación [5,6].

Esta gama de aceros fue mejorada con la adición de más elementos microaleantes favoreciendo sus propiedades mecánicas, creando materiales competentes para la fabricación de autopartes en la industria automotriz y logrando obtener aceros de tercera generación; los cuales pueden tener las propiedades mecánicas a través de la combinación de los fenómenos dados por los elementos dentro de su aleación química y la forma en la que son procesados [7,8].

En la figura 1.1 se presenta la distribución de los aceros por su alcance de formabilidad y resistencia.

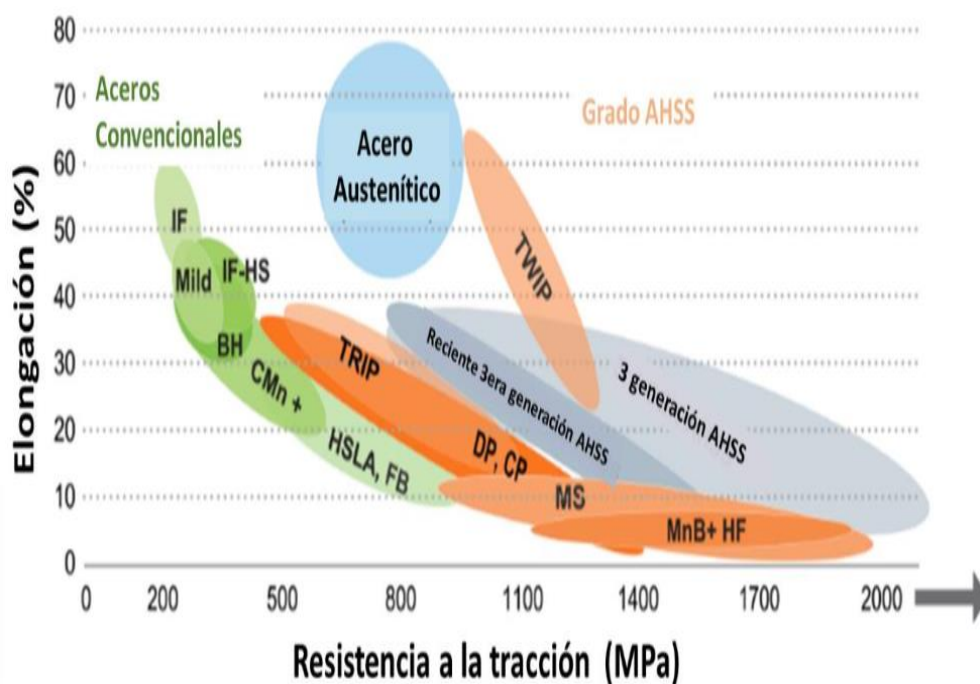


Figura 1. 1. Diagrama de formabilidad de los aceros AHSS [3].

### 1.1.1 Clasificación de aceros de aceros avanzados de alta resistencia.

Dentro de la industria automotriz se ha requerido la utilización de diversos materiales para emplearlos en diferentes aplicaciones, en el caso del acero de fase compleja, es un acero que cuenta con una alta resistencia a la ruptura y un nivel

considerado de elongación, favoreciendo el conformado de piezas con diversas y complejas geometrías que solo pueden ser obtenidas por métodos como la impresión, doblado de material y el proceso de embutición [9].

A continuación, se presenta la clasificación de los aceros para el sector automotriz por sus propiedades específicas y la microestructura que los caracteriza [3].

- Clasificados por su modo de empleo:
  - Aceros convencionales de baja resistencia.
  - Aceros convencionales de baja aleación, *HSLA*.
  - Aceros avanzados de alta resistencia, *AHSS*.
  
- Clasificación por su microestructura característica:
  - Doble Fase (*DP*).
  - Plasticidad Inducida por Transformación (*TRIP*).
  - Martensíticos (*MART*).
  - Fase Compleja (*CP*).
  - Ferríticos-Bainíticos (*FB*).
  - Plasticidad Inducida por deformación (*TWIN*).

### **1.2 Laminación y proceso termomecánico.**

En respuesta a las necesidades de la industria automotriz por la utilización de aceros avanzados que cuenten con alta resistencia y niveles considerables de tenacidad es necesario el uso de nuevas técnicas de fabricación que garanticen la calidad de las placas de acero y las propiedades mecánicas, siendo la combinación de los estándares de deformación en un proceso de laminación y el control de las temperaturas durante la evolución del proceso para el control de la microestructura del material.

Por lo que a continuación se describen las características y los diferentes procedimientos para la obtención de los rollos de acero.

### 1.2.1 Proceso de Laminación.

Debido a que los materiales a altas temperaturas pierden resistencia aumentando su ductilidad y facilitando la deformación, los trabajos en caliente han sido implementados para la conformación de piezas metálicas con el fin de cambiar su forma inicial realizando una deformación plástica y cambiando sus dimensiones por medio de trabajos aplicadas [10-12].

En el proceso para la obtención de láminas de acero se suelen seguir procesos como lo es la laminación, que es el conjunto de operaciones en donde se desarrolla la ciencia de la metalurgia del acero. En donde este proceso se conforma de diferentes etapas que contribuyen a la fabricación del acero, desde la extracción de la materia prima hasta la obtención de los rollos o placas de acero [13].

En la figura 1.2 se ilustra el principio de la laminación, aplicando la deformación por medio de los rodillos de trabajo hacia la barra de acero, donde se puede apreciar la disminución del espesor del elemento de entrada en comparación al de salida.

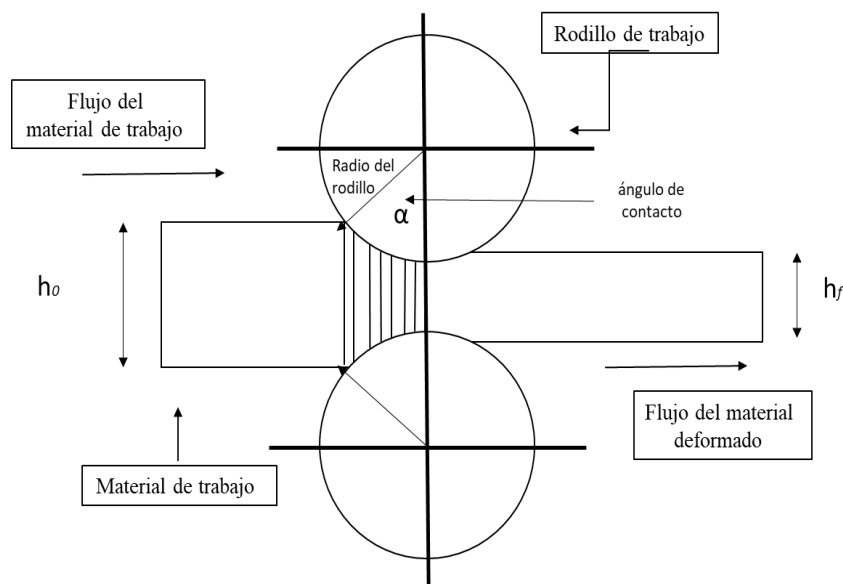


Figura 1. 2. Ilustración de la Deformación de una barra de Acero.

La laminación se puede realizar en caliente o en frío y dependerá de las características que se le quieran dar al acero. Este proceso, en la mayoría de los casos es continuo y automático, donde el material se reduce por medio de operaciones mecánicas de compresión [14,15].

El proceso de deformación del material, se realiza a una temperatura por encima de la temperatura crítica de transformación o también conocida como  $A_{c3}$ , en donde la fase del material pasa de fase ferrita a austenita ( $\alpha$ - $\gamma$ ) [16,17]. Esta temperatura crítica de transformación favorece la deformación del material, lo que propicia el proceso térmico de la laminación.

Donde la combinación de ambos procesos, térmico y mecánico contribuye a la laminación en caliente para la obtención de las placas de acero.

En el esquema de la figura 1.3 se ilustran las estaciones con las que cuenta un proceso de laminación.

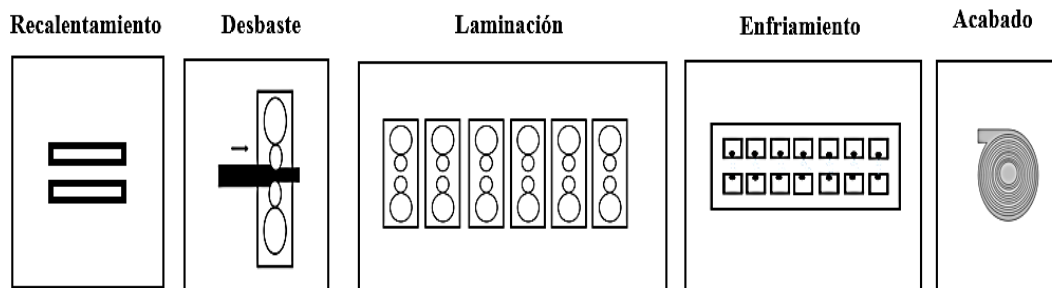


Figura 1. 3. Esquema del tren laminación en Caliente.

Dicho proceso desarrolla la deformación y el trabajo en caliente correctamente definido para controlar la microestructura en el material conforme el progreso del proceso de laminación [18].

Dentro del proceso térmico se toma en cuenta el conjunto de variables como temperatura, deformación y velocidad de deformación que favorecen la obtención de una microestructura austenítica recristalizada y óptima al salir del laminador [19].

El proceso de laminación en caliente consiste en recalentar el material a una temperatura donde la ductilidad del material permita realizar la deformación plástica con facilidad y en grandes volúmenes. Posteriormente el material es limpiado, desbastado y es preparado con un espesor requerido realizado por el molino canteador y reversible, el cual vuelve el planchón principal a una barra de transferencia

realizando la transformación de espesor por encima de sus temperaturas críticas, para proceder al proceso de laminación final realizado por el tren acabador.

En la laminación en caliente, se le puede llamar producto plano al material que ha sido modificado en su sección longitudinal, transversal y en su espesor [16,17].

El material resultante de un proceso de laminación en caliente, destinado a ser bobina o rollo caliente de acero, puede tener como característica un espesor desde 12 mm hasta el 1.5 mm.

### **1.2.2 Proceso Termomecánico.**

La laminación en caliente es un beneficio para la fabricación de placas de acero ya que reduce tiempos de fabricación y aumenta las posibilidades de obtener propiedades mecánicas favorables en el acero para una mejor aplicación.

Por lo que el estudio y análisis se ha vuelto una oportunidad para optimizar los procesos convencionales y optimizar los ciclos térmicos y mecánicos para la producción de los rollos de acero.

El proceso termomecánico es el conjunto de variables operacionales en el proceso de laminación en caliente por medio del cual se logra la microestructura deseada del material para la obtención y cumplimiento de propiedades mecánicas a temperaturas controladas, deformaciones establecidas, velocidades de deformación y ciclos de enfriamientos controlados [20,21].

La secuencia de proceso está constituida por la operación de hornos recalentadores, castillos de deformación y finalmente una cama de enfriamiento en donde se lleva a cabo el proceso de transformación para la microestructura final, como se mencionó en el apartado pasado.

Los cambios microestructurales del material son reflejados por el proceso de laminación en caliente durante todo el tiempo que pasa en el tren laminador hasta llegar a un enfriamiento controlado.

Por lo que, por su relevancia y características, el proceso termomecánico ha suplantando a la laminación convencional para la fabricación de acero de alta resistencia donde la laminación convencional a diferencia del tratamiento

termomecánico, requiere de la aplicación de un tratamiento térmico al material posterior a su fabricación.

En la Figura 1.4 se muestra la comparación del proceso termomecánico y el tratamiento térmico de normalizado.

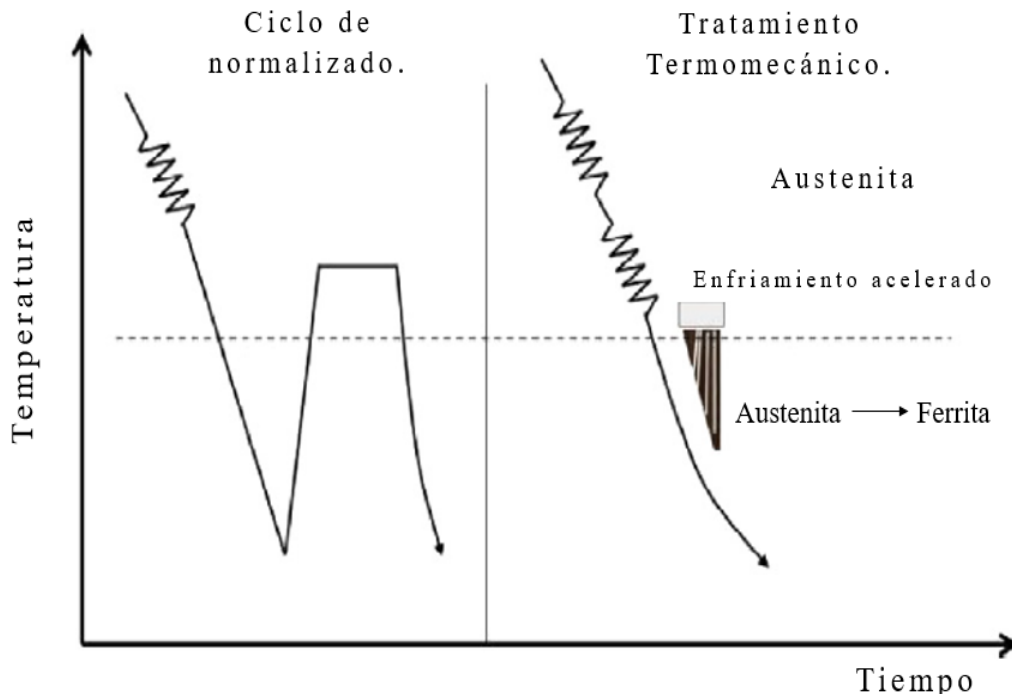


Figura 1. 4. Comparación del Ciclo de normalizado y el Proceso Termomecánico [19-22].

### 1.3 Etapas del proceso de Laminación.

Como se mencionó en la sección anterior, la laminación en caliente consiste en la reducción del material a altas temperaturas para aprovechar la ductilidad del material, la cual es uno de los principales factores, aunque no es la única. El conjunto de estaciones que contribuyen a la laminación participan de una forma notable para el manejo y trabajo del material, haciendo que los cambios físicos y microestructurales se logren y garanticen la obtención del producto final.

En la laminación convencional en caliente con la implementación del proceso termomecánico de productos planos, se divide en cuatro etapas que serán descritas en la siguiente sección.

Siendo que en cada una de las estaciones se lleva a cabo el control de variables como lo es la temperatura, las velocidades de deformación y las deformaciones que serán aplicadas al material durante todo el paso del material, lo que caracteriza al proceso termomecánico para obtener los cambios metalúrgicos deseados, así como obtener las propiedades mecánicas necesarias por la transformación de microestructura requerida y estas dependerán de los siguientes factores [23]:

- La composición química del material.
- El proceso termomecánico con el cual se realice la secuencia de laminación en caliente.
- Los ciclos de enfriamiento final del material.

Los factores anteriores son relevantes para la obtención de la microestructura gracias a la deformación en el material dentro del proceso termomecánico, los cuales están seguidos por las siguientes variables de operación [24]:

- Temperatura de recalentamiento del material.
- Desbaste inicial del material para la obtención del espesor para el inicio de la laminación.
- Homogenización de la temperatura en el material antes de la laminación final.
- Velocidad de deformación y deformación que se le aplicara al material en el tren laminador final.
- Tamaños de grano al final del tren laminador, el cual participa en la transformación de fases en el material.

### **1.3.1 Recalentamiento.**

El recalentamiento del material es la primera etapa o estación de la laminación convencional en caliente. En la cual la temperatura del material es elevada entre el rango de 1050°C a 1280°C por el tiempo que sea establecido [25]. Lo que contribuye a la obtención de beneficios operacionales y metalúrgicos para la fabricación de la lámina de acero.



Uno de los beneficios es aprovechar la ductilidad del material para iniciar el desbaste sin que el material se encuentre fuera de su zona dúctil evitando defectos por rupturas durante la evolución del proceso [26].

Otro beneficio de llevar el material a esas temperaturas es favorecer la disolución de elementos microaleantes en la composición química para obtener la microestructura deseada durante la laminación, lo que contribuirá a la obtención de propiedades mecánicas que caracteriza a cada tipo de acero [27]. Que, aunque sea positivo lograr la disolución de los elementos en la composición, el tiempo de recalentamiento al que se somete el material fomentara el crecimiento del tamaño de grano en la fase austenita [28]. Dicha evolución en el crecimiento del tamaño de grano puede ser perjudicial por la afectación directa a la tenacidad del material [29,30]. Donde el objetivo es obtener una microestructura recalentada y homogénea para el inicio de la laminación.

### **1.3.2 Desbaste.**

El desbaste del material es la segunda etapa en la laminación en caliente de productos planos, donde se lleva a cabo el refinamiento de la microestructura homogénea obtenida por el recalentamiento [26].

Este desbaste se lleva a cabo con el conjunto de pases de laminación, en los cuales se presentan los fenómenos metalúrgicos provocados por las deformaciones y las temperaturas críticas a las que se somete el material. Donde se llevan a cabo las deformaciones por encima de temperaturas en las que el material sufre un proceso de recristalización por los efectos de la deformación en donde también el material durante el proceso de deformación puede encontrarse en una zona de parcial recristalización por lo que se conocería que el material se encuentra en la zona de la temperatura de no recristalización ( $T_{nr}$ ), obteniendo los diferentes fenómenos de recristalización – deformación en la microestructura del material [31].

En esta estación se puede presentar en el material cambios gracias a la deformación y a la temperatura a la que se encuentra durante los pases de desbaste, como lo es el refinamiento, la recuperación y recristalización y el crecimiento en el grano austenítico [29]. Es en esta etapa en donde el planchón (pieza de acero obtenida por la colada continua) de acero que fue recalentada se transforma a una barra de transferencia, la cual tiene como característica un espesor de aproximadamente de 38 milímetros y un

largo de 70 metros al finalizar los pases de laminación. Se le llama pase laminación a la secuencia de trabajo que tiene el material cuando está siendo deformado.

### **1.3.3 Laminación Final.**

La etapa de laminación final o también conocida como acabado final es la última etapa en donde se deforma completamente el material. Las temperaturas en esta etapa en la laminación se encuentran por debajo de la  $T_{nr}$  pero que no pasan las temperaturas de transformación austenítica, que aproximadamente serían por encima de los  $750^{\circ}\text{C}$ .

En esta estación se sigue aprovechando la ductilidad para realizar las deformaciones y así evitar defectos en la lámina caliente que puedan afectar futuros procesos. El espesor del material característico en la etapa de desbaste, se reduce considerablemente hasta llegar a un espesor final que será de 5 a 8 milímetros y de largo 700 metros aproximadamente. Teniendo como producto final un rollo de lámina caliente (*LCA*).

Durante esta etapa la transformación física del material no es lo único que se desea obtener, sino que también se busca la obtención de propiedades mecánicas finales desarrolladas por los efectos metalúrgicos durante la laminación.

Como en esta etapa las características del material han cambiado, las velocidades, las temperaturas y las deformaciones intervienen en el comportamiento de la microestructura [32].

En donde el tamaño de grano que se consiguió en la estación de desbaste por el efecto recristalización – deformación se ve alterado ya que, por las velocidades de deformación, la deformación y la recristalización de la microestructura no es completa, lo que ocasiona la formación de una estructura con granos altamente deformados y alargados también conocidos como granos con efecto aplastado (*pancaked*) [33].

Otro de los fenómenos por la no recristalización y la deformación, es la formación de bandas de deformación dentro de los granos de austenita los cuales cuentan con sitios potenciales de nucleación.

Por lo que durante la deformación final y la temperatura se pueden obtener granos ferríticos refinados gracias a los sitios de nucleación disponibles en las bandas de deformación y los granos altamente aplastados en la microestructura, lo que ocasiona

que dicho tamaño de grano sea considerado para el futuro enfriamiento y proceso de transformación de la microestructura [33].

#### **1.3.4 Enfriamiento.**

Dentro del proceso de laminación el enfriamiento es un proceso que no se puede evitar, siendo que no existe otra estación de recalentamiento a parte de la estación inicial dentro del proceso y es ocasionado por toda la exposición y movimiento del material durante su procesamiento.

El enfriamiento de la “LCA” proporcionará la microestructura deseada, si se aplican los controles y las configuraciones necesarios. En el enfriamiento se pueden tener velocidades de enfriamiento dependiendo de las necesidades en la transformación de la microestructura y pueden ser aceleradas o retardadas.

El enfriamiento del material es la estación final del proceso para la obtención del rollo de acero con las características físicas finales, espesor, largo y ancho, así como también con características de microestructura que dependerán del tipo de material laminado y las características mecánicas que se desean obtener.

En los procesos industriales se pueden utilizar enfriamientos continuos y enfriamiento isotérmicos, lo cual dependerá de las limitaciones en los sistemas de enfriamiento y serán definidos dependiendo de la transformación de fase que se deseé obtener [26].

La velocidad de salida del material del proceso de deformación y el tamaño de grano obtenido en la laminación final son variables a considerar para la obtención de las propiedades mecánicas finales en el material [29], por lo que se deben tener en consideración durante la planeación de los ciclos de enfriamiento para la transformación microestructural.

### **1.4 Fenómenos metalúrgicos durante el proceso termomecánico.**

Debido a la participación de las variables críticas dentro del proceso termomecánico, se tienen como resultado fenómenos que participan en el comportamiento de la microestructura. En donde el control y entendimiento de estas variables en el proceso son clave para el desarrollo y la obtención del material ya sea

durante el recalentamiento, antes y después de la deformación, durante el tiempo entre cada pase de laminación y en donde es fundamental la temperatura para la obtención del acero laminado en caliente para uso automotriz, que al final definirán las propiedades del material [29-32].

En la figura 1.5 se presenta el esquema de la deformación del material y los cambios que presenta la microestructura. Estos cambios microestructurales forman parte de fenómenos metalúrgicos y son conocidos como, recuperación estática, recrystalización estática, recuperación dinámica y recrystalización dinámica [34].

Sin embargo, no son los únicos cambios que sufre el material, ya que la deformación y la presencia de dichos fenómenos contribuyen al refinamiento de grano y la posible presencia de las bandas de deformación e todo el material.

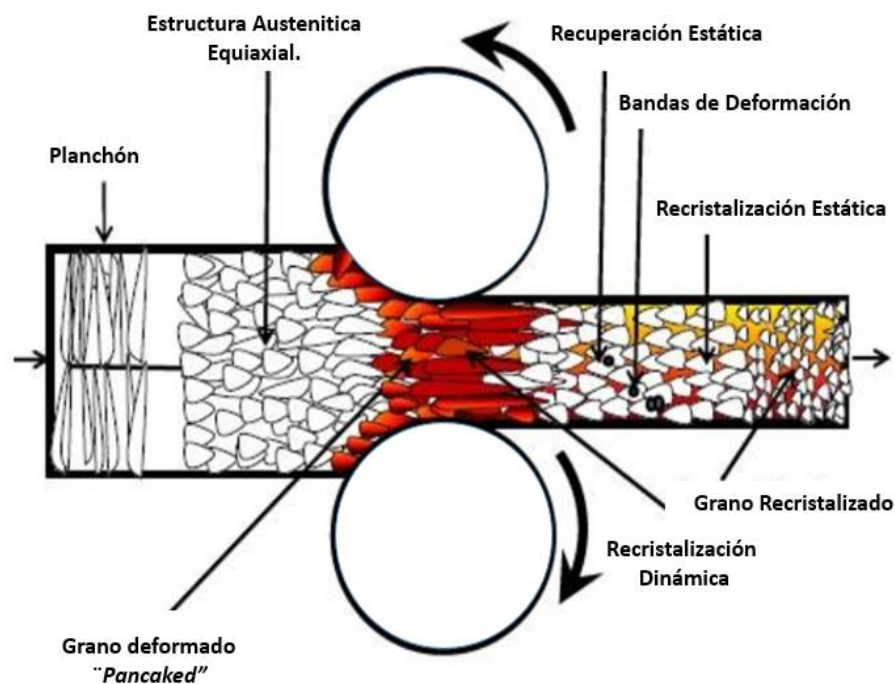


Figura 1. 5. Representación de los fenómenos metalúrgicos durante la deformación de una LCA [32].

Por ejemplo, el cumplimiento del fenómeno de refinamiento de grano depende de la temperatura y el tiempo que tenga el material entre cada pase de deformación. Por lo que la recrystalización de la microestructura se podrá dar si la temperatura del

material durante la deformación se encuentra por encima de la temperatura de no recristalización, ( $T_{nr}$ ) [35].

En el caso de la recuperación, es el fenómeno que depende completamente de la temperatura y se puede presentar durante a la deformación del material y se conoce como recuperación dinámica, en donde posterior a la deformación o entre los tiempos en cada pase de laminación este proceso se conoce como recuperación estática.

Teniendo el mismo proceso de para su manifestación, el fenómeno de la recristalización dinámica y estática, se pueden diferencia por los efectos que proporcionara cada una a los resultados en la microestructura, ya sea a favor o en contra de los resultados en las propiedades mecánicas del material [36].

A continuación, se describe cada uno de los fenómenos para su mejor reconocimiento y entendimiento durante el desarrollo y la fabricación de los rollos de acero.

#### **1.4.1 Recuperación estática.**

La cual se presenta después de la deformación dejando energía almacenada en la microestructura del material y que desaparecerá con el movimiento de las dislocaciones dentro de la estructura del material. La deformación, la temperatura, las velocidades de deformación y los elementos dentro de la aleación del material son factores principales que ayudan a la detección del porcentaje de recuperación que existe en el material.

La temperatura y la aplicación de tensión al material son dos variables que incrementan los valores de recuperación en la microestructura, ya que la presencia de la tensión en el material incrementa el movimiento en las dislocaciones en el material y la temperatura aumenta la energía de activación atómica [37-39].

#### **1.4.2 Recristalización Estática.**

Este fenómeno se puede presentar y asociar con el crecimiento de grano y la recuperación estática. En donde la recuperación y la recristalización estática son muy parecidas ya que se presentan después de la deformación. La recristalización estática

promueve la migración de límites de grano alto que aniquilan las dislocaciones, así como la liberación de la energía almacenada en la microestructura [38,39].

Por lo que la recristalización estática es un mecanismo de transformación de nucleación y crecimiento y está influenciada por la tensión, la velocidad de la tensión, la temperatura y el tamaño del grano presente en la microestructura del material. Donde la temperatura alta y la participación de la tensión influyen en las velocidades de intervención [29].

### **1.4.3 Recuperación Dinámica.**

La recuperación dinámica tiene básicamente el mismo comportamiento que la recuperación estática solo que se presenta durante la deformación por lo que la densidad de dislocaciones aumenta y produce la reorganización y la aniquilación de dislocaciones. En donde la aniquilación de las dislocaciones en la microestructura dependerá de la energía de estabilización que presente el material [38].

En metales con alto nivel de estabilización se presentan con mayor velocidad la recuperación del material, ya que las dislocaciones presentan un acomodo que les permite moverse por los diferentes tipos de mecanismos de deslizamiento. En el caso de los materiales que presentan bajo contenido de estabilización tienen diferente ordenamiento lo que permite suavizar o ablandar el material. Por lo que este fenómeno al igual que la recristalización dinámica está directamente asociados con la temperatura, la velocidad de deformación y la deformación [38].

### **1.4.4 Recristalización Dinámica.**

En este fenómeno los sitios de nucleación potenciales se encuentran en los límites de grano de alta densidad de dislocación, por lo que las bandas de deformación presentes durante la alteración del material son agentes potenciales para la nucleación de los granos. Por lo que mientras el material se encuentre sometido a una deformación y a una temperatura adecuada, como lo es la  $T_{nr}$ , se mostrara un remplazamiento en la microestructura inicial a una estructura final homogeneizada y refinada y el beneficio de su implementación dependerá de las propiedades y la microestructura que se desee obtener [38].

## 1.5 Efectos de los elementos de aleación en la lámina de los rollos de acero.

Una de las características de los aceros avanzados de alta resistencia y que los diferencian de otras categorías es que en su composición química cuentan con la adición de diferentes elementos que contribuyen a la transformación y a las propiedades mecánicas finales. Por lo que la composición química de un acero microaleado, además de contener un porcentaje de carbono (C) y hierro (Fe) pueden tener elementos de adición como lo son titanio (Ti), nitrógeno (N), cromo (Cr), molibdeno (Mo), manganeso (Mn), silicio (Si) y niobio (Nb) particularmente, estos en porcentajes necesarios que favorecen y contribuyan al desarrollo de los fenómenos metalúrgicos durante el termomecánico [40,41].

Adicional a la atribución que pueden presentar al resultado de las propiedades mecánicas, los elementos de aleación pueden generar cambios en las temperaturas de transformación, contribuir en la presencia de precipitados y carburos en la microestructura del acero [42]. Por ejemplo, para el estudio de un acero de fase compleja (*Complex Phase Steel, CP* por sus siglas en inglés) se tiene una composición química que cuenta con elementos de adición que contribuyen a la transformación del acero durante los trabajos de recalentamiento y deformación, estableciendo las temperaturas críticas en los puntos necesarios para lograr los cambios en la microestructura.

Como por ejemplo la combinación del carbono y el hierro en el acero, generan una solución sólida, donde el carbón participa como un estabilizador de la austenita, retardando la formación de perlita y bainita en los procesos de transformación, favoreciendo la templabilidad del acero y contribuyendo a la formación de la fase martensita, lo que incrementaría la dureza y la resistencia, pero disminuiría la ductilidad, la templabilidad y la soldabilidad del material.

En el caso del nitrógeno (N), como elemento de adición en la composición química de aceros bainíticos se puede presentar en porcentajes aproximadamente dentro del rango de 0.007%W - 0.004%W porque contribuye al endurecimiento del material y refinamiento de grano, teniendo compatibilidad con el titanio para formar precipitados y carborinitruros que son favorables el diseño y desarrollo de una acero de

fase compleja es necesario el control de los porcentajes de adición por que permiten aprovechar las ventajas de resistencia y elongación del material [42-44].

En la Tabla 1.1 se muestran las características que pueden mostrar al estar presentes en la composición química de un acero.

**Tabla 1. 1. Efecto de los elementos de adición en composiciones químicas para aleaciones de acero.**

<i>Elemento</i>	<i>Características en el acero.</i>
Manganeso (Mn).	Favorece la ductilidad, procesos de conformado, endurecimiento por deformación y a los niveles de resistencia de la aleación. Contribuye a la reducción de peso y resistencia a altos impactos. Esto dependerá del contenido de carbono en la aleación [45,46].
Fosforo (P).	En contenidos entre 0.005- 0.008 %W aumenta a resistencia, incrementa el endurecimiento por calentamiento aun que disminuye la ductilidad y la fragilidad [42]. En contenidos mayores de 0.008%W fomenta la ruptura por grietas intergranulares en la fase ferrítica. Por lo que este elemento puede favorecer o perjudicar dependiendo del porcentaje en la composición y de para qué sea su uso.
Azufre (S).	El azufre como elemento de aleación en porcentajes dentro 0.03- 0.05 disminuye la tenacidad y proporciona fragilidad al material además que puede verse también como una impureza. Aunque en porcentajes menores a 0.03 puede dar cualidades benéficas al material [42].
Aluminio (Al)	Elemento que participa como desoxidante que une el oxígeno restante como alúmina y puede reaccionar con el nitrógeno para formar nitruros de aluminio, favoreciendo el endurecimiento por precipitación. Actúa también como refinador de grano aumentando la tenacidad a la fractura, pero disminuyendo la resistencia a la fluencia.
Silicio (Si)	En contenidos entre 1.0 – 0.35 %W actúa como fortalecedor del acero y es un retardante en el ablandamiento, lo que puede disminuir la ductilidad provocando la aparición de grietas [47,48].



Cromo (Cr) Como elemento de adición se recomienda no exceder el 0.035% W ya que puede ser perjudicial para la aleación, ya que se puede utilizar para controlar estructuras de grano y prevenir el crecimiento del grano austenítico durante los trabajos en caliente o en tratamientos térmicos [49,50].

Por lo que en muchos casos se utiliza para aumentar la tenacidad, la resistencia al desgaste y la resistencia a la tracción y favorece la resistencia a la corrosión.

Molibdeno (Mo) Al igual que el cromo, el molibdeno funciona como un elemento que beneficia la resistencia a la corrosión en aceros. Puede también aumentar la templabilidad y la resistencia a la tracción [51,52].

Niobio (Nb) Se utiliza como elemento estabilizador de la ferrita. Sin embargo, en adiciones del arriba de 0.10 – 0.20 %W baja la temperatura A3 de transformación. En adición se utiliza para el control de la recristalización, el crecimiento de grano y la transformación de fase, así como la precipitación, lo cual contribuye a la mejora de las propiedades mecánicas y la evolución microestructural [53,54].

Debido a las características anteriores es necesario considerar las ventajas que cada uno de los elementos aporta a la microestructura y como contribuyen al comportamiento del acero posterior al tratamiento térmico al cual se ven sometidos.

Donde es importante considerar que estos elementos utilizados en conjunto en una composición pueden generar estabilidad y características favorables para un determinado uso.

## **1.6. Enfriamiento en condiciones continuas e isotérmicas de un acero.**

El acero es el resultado de la combinación de carbono con hierro y otros elementos de aleación, donde el contenido máximo del carbono es de 1.4% en peso. En donde el carbono como elemento de tipo intersticial afecta directamente a las propiedades mecánicas finales del material y dependerá del porcentaje que se encuentre en la aleación, por lo que se les conoce como aceros de bajo contenido de carbono o medio

contenido de carbono respectivamente [55,56]. Para el estudio del acero es necesario considerar los diferentes microconstituyentes que se pueden presentar a diferentes temperaturas de calentamiento y durante el enfriamiento. Estas microestructuras típicas de una aleación ferrosa están representadas en diagramas, como lo es el diagrama de hierro-carburo de hierro en condiciones en equilibrio y se utilizan para el conocimiento e investigación del acero y su transformación y así poder implementarlas durante el desarrollo del proceso termomecánico.

El enfriamiento del material como esta descrito en subtítulos anteriormente, es una acción inevitable durante el proceso de laminación, aunque al final de la deformación, el enfriamiento del material se genera intencionalmente para obtener la microestructura deseada y por consiguiente obtener las propiedades mecánicas del material. Si bien el cuidado del proceso termomecánico es necesario durante los procesos de deformación es para garantizar la obtención de la microestructura antes del proceso de enfriamiento y a la salida de la laminación final, garantizando una microestructura homogénea y necesaria para poder llevar a cabo la transformación durante la cama de enfriamiento y obtener las propiedades mecánicas deseadas en el material.

Durante el proceso de enfriamiento de un acero, se debe conocer cuales con los microconstituyentes que se le desean dar al material para poder tener el control de la temperatura y las velocidades de enfriamiento, dicho proceso puede suceder en condiciones isotérmicas o continuas.

Cabe mencionar que en un proceso industrial difícilmente se puede tener un enfriamiento isotérmico ya que se tiene la participación de variables como la velocidad del material en la línea de producción, los cuales son periodos cortos, por lo que, en la cama de enfriamiento, es necesario realizar la planeación de los tiempos y las velocidades de transformación que se requieren para poder obtener los microconstituyentes deseados.

Por lo regular en el estudio y diseño de un acero se requiere el estudio y simulación de los procesos de transformación para predecir y poder garantizar la microestructura que tendrá el material. Este tipo de estudio se puede realizar a través de ecuaciones matemáticas o simulaciones de transformación con ayuda de diagramas con enfriamiento continuo (*Continuous Cooling temperature, CCT*) y con diagramas de

tiempo temperatura y transformación (*Time, temperatura Transformation, TTT*) [57-59].

Con la ayuda de estos diagramas se identifican las temperaturas críticas de transformación y los microconstituyentes que se obtendrán al procesar el material. Aunque como todo tipo de simulaciones y cálculos es necesario llevar a cabo pruebas experimentales para su validación.

El diagrama de enfriamiento continuo conocido como diagrama *CCT*, es un diagrama que representa la transformación de la austenita de la aleación ferrosa a velocidades de enfriamiento continuas, que pueden ser lentas o aceleradas y dependerán de la microestructura que se desea obtener.

El diagrama conocido como *TTT*, es un diagrama conocido también como transformación isotérmica, en el cual se puede revisar la temperatura a la cual se obtendrá la transformación de la austenita y el tiempo que puede tomarse esa transformación. Estos diagramas han sido generados en base a la experimentación de probetas con condiciones de transformación de la austenítica, en las cuales se examinó el comportamiento que tiene al someterse a diferentes cambios de temperaturas a diferentes velocidades [60].

# Capítulo II.

## **Antecedentes.**

En este capítulo se presentarán el desglose de las características de un acero de fase compleja y sus generalidades. Además, se tomarán en cuenta investigaciones en las que se han desarrollado aceros y la aplicación de los mismos en el sector automotriz.

Así como también se declararán los objetivos de estudio y realización de esta tesis experimental, el planteamiento del problema a resolver y la hipótesis de la investigación.

### **2.1 Investigación y experimentación de un acero de fase compleja.**

En la búsqueda de nuevos materiales y desde el comienzo con el programa *W-1 Ultra Light Steel Body (ULSAB)*, proseguido del proyecto *S-6 BIW- Body In White*, se creó un cambio en la forma de ver el estudio de los materiales [5].

En donde se han generado diferentes publicaciones en función del estudio de los materiales ferrosos, como lo es el acero, en donde el programa *Future Steel Vehicle W-2* generado por la corporación *WorldAutoSteel* fomentando la aparición de los aceros de alta resistencia y su desarrollo hacia nuevos niveles de resistencia y ductilidad.

Lo que ha hecho que centros de investigación privados y también del tipo universitario trabajen con el estudio de nuevos materiales como lo es el acero de fase compleja (*CP, Complex Phase*) que tenga como características las de un nivel de elongación y resistencia como los de la categoría de *AHSS*.

El estudio y desarrollo del acero de fase compleja empieza con una serie de pruebas y técnicas de análisis que ayuden a caracterizar por completo el material. Así como lo estableció *Krauss G [60]*, en su publicación sobre el estudio de aceros y su transformación para la obtención de propiedades mecánicas y las cualidades que puede presentar ante diferentes condiciones de transformación y con la participación de elementos de aleación en la composición.

Por ejemplo, investigaciones generadas en *The Colorado School of Mines* han sido en función al estudio y comprensión de los procesos para la obtención de los aceros, así como la comprensión de las propiedades mecánicas obtenidas a partir de ciertos elementos de aleación que favorezcan la resistencia a la ruptura, resistencia a la fatiga, entre otras cualidades mecánicas, así como la comprensión del efecto que tiene el proceso de laminación en aceros del tipo doble fase (*DP*). En dichos trabajos se ha descrito la obtención de aceros multifase, acero que presenta similitudes con las características del diseño y procesamiento del acero de fase compleja.

Por lo que la descripción del acero de fase compleja, las pruebas para su obtención y las técnicas para su caracterización serán descritas a continuación.

## **2.2 Acero de fase compleja – CP.**

Dentro de los aceros que forman parte de la nueva generación de innovación y contribución al ahorro de gasolina y a la disminución del peso en los automóviles se encuentran los aceros de alta resistencia. Los cuales se distinguen de los aceros convencionales por su alto nivel de resistencia a la fractura y el contenido de microaleantes en su composición química [7,8].

Los aceros *AHSS* se han investigado y se han desarrollado para cumplir y satisfacer necesidades industriales en cuanto a resistencia al impacto, tal es el caso de los aceros del tipo doble fase (*DP*) y los aceros *TRIP*, aceros de transformación inducida por

plasticidad, que son aceros que cuentan con un alto nivel de resistencia a la fractura y nivel de elongación considerable, pero sus microestructuras están compuestas por microconstituyentes que sin embargo, cuanto mayor es la resistencia, mayor es la sensibilidad a la fractura, lo que dificulta el diseño eficiente de la pieza y la tecnología de estampado.

Por lo que el desarrollo y la investigación de los aceros de fase compleja, ha brindado resultados convenientes para el desarrollo y formabilidad de pieza de un alto nivel de dificultad por los valores de resistencia y elongación que llegan a presentar.

Los aceros de fase compleja (*CP*), son un tipo de acero bainíticos que se caracteriza por tener una composición química a bajo carbono además de los elementos de aleación comunes, como el manganeso (*Mn*) y el silicio (*Si*), aunque también cuentan con pequeñas cantidades de niobio (*Nb*), titanio (*Ti*) o vanadio (*V*), que como se mencionó en el apartado anterior, los elementos de aleación contribuyen a la transformación de su microestructura durante su procesamiento [61,62].

Las características que presenta el uso de los elementos de aleación en un acero de fase compleja son [63]:

- a) Generación de un efecto retardante en la fase austenita para su transformación a fase ferrita.
- b) Formación de precipitados en la microestructura.
- c) Refinamiento de grano austenítico.
- d) Forma del grano después de su procesamiento.
- e) Efecto retardante en la recristalización del material durante la deformación.

Los aceros de fase compleja se caracterizan por ser aceros que cuentan con una microestructura multifásica que consiste en una matriz fina de ferrita y microconstituyentes como, bainita (*B*), martensita (*M*) y en ciertas ocasiones austenita retenida en pequeña cantidad [64,65].

En donde la presencia de la fase bainítica (*B*) en los aceros de fase compleja (*CP*), se encuentra en un 75% proporcionando así los niveles de alta resistencia a la tracción y un alargamiento entre el 10 - 15% [63-65].

En la figura 2.1 se muestra un esquema representativo de la microestructura de un acero de fase compleja.

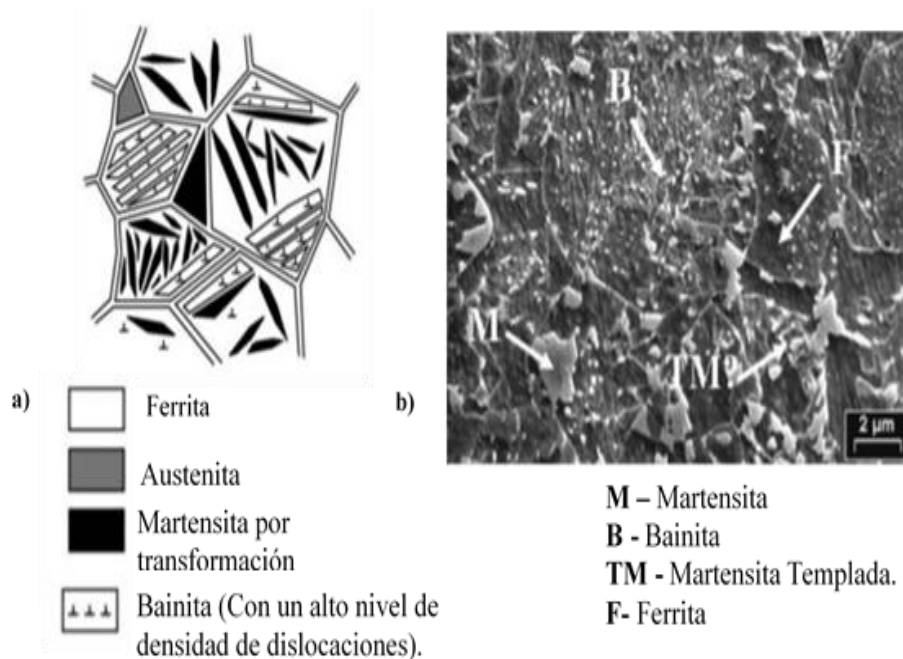


Figura 2. 1. a) Esquema representativo de la microestructura de un acero de fase compleja (Complex Phase Steel, CP). b) Ejemplo de una metalografía de un acero de fase compleja [2].

La formación de precipitados y el refinamiento del grano contribuyen a la formación de la microestructura adecuada para obtener los valores de resistencia y elongación que caracterizan a un acero de fase compleja [66].

En la figura 2.2 se muestra la ubicación del acero de fase compleja en niveles de elongación y resistencia a comparación de otros grados de acero [64].

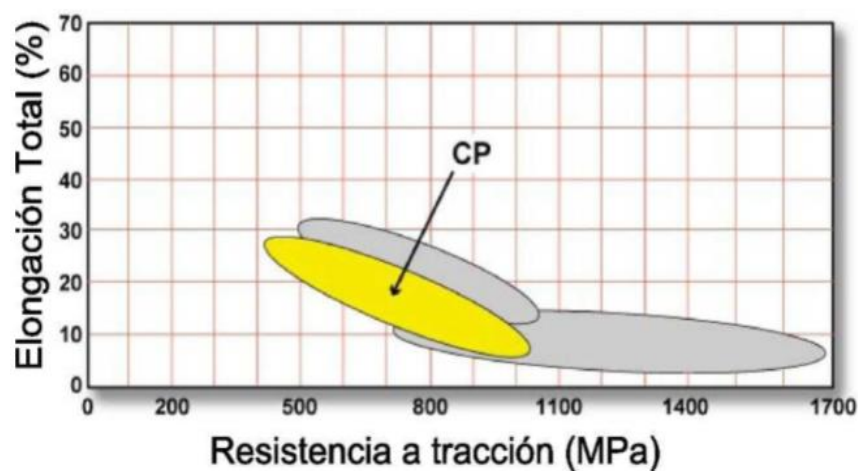


Figura 2. 2. Ubicación del acero de fase compleja (Complex Phase Steel, CP) en cuanto a nivel de resistencia y elongación [64].

Por las propiedades mecánicas que pueden ofrecer gracias a sus características físicas, los aceros de fase compleja son materiales empleados para la construcción de piezas de alta absorción de energía utilizados en áreas de impacto de la carrocería, como lo son refuerzos de pilares “B” y parachoques, ejemplos de estos se muestran en la figura 2.3 [67].



Soporte del asiento.  
CP 600, 1.5 mm



Brazo de suspensión  
CP 800, 3.1 mm



Defensa de carro.  
CP 1000.



Soporte de Tipo B para puerta.  
CP 1000, 2 mm

*Figura 2. 3. Ejemplo de partes de la carrocería en donde es utilizado el acero de fase compleja (Complex Phase Steel. CP) [67].*

Es importante destacar que la obtención de un material como el acero de fase compleja es a través de un procesamiento a base de trabajo en caliente y enfriamientos controlados.

Por lo anterior es que las propiedades resultantes del acero de fase compleja dependerán de la composición química y el proceso termomecánico al cual sea sometido.

### **2.2.1 Proceso termomecánico para la obtención de un acero de fase compleja - CP.**

En general la fabricación de un acero de alta resistencia AHSS, se obtienen mediante un proceso de deformación en caliente. Aunque en la actualidad el procesamiento de los aceros de fase compleja también se puede realizar



implementando el trabajo en frío, en donde existiría un proceso de recocido para promover la obtención de la bainita como microconstituyente.

Las características microestructurales que presenta un acero de fase compleja se obtienen a partir de la implementación de un proceso termomecánico. En donde el objetivo es obtener los microconstituyentes que caracterizan a este tipo de acero a partir del control y el cuidado de las variables de operación como lo es la temperatura de calentamiento, la deformación, velocidades de deformación y los ciclos de enfriamiento que contribuyen a la obtención del material, así como también dependerá del comportamiento de los elementos de aleación durante su procesamiento.

En donde la evolución microestructural durante el proceso termomecánico para la obtención de un acero de fase compleja se conforma de las siguientes características [68,69]:

- a) Crecimiento de grano de austenita durante el recalentamiento
- b) Refinamiento de grano durante los procesos de desbaste.
- c) Fenómenos de recristalización y recuperación de la microestructura.
- d) Tamaños y morfologías de los granos después de la laminación final.
- e) Descomposición de austenita durante el enfriamiento y el enrollado del material.

La ruta de procesamiento de los aceros de fase compleja es similar al procesamiento de los aceros del tipo doble fase y de los aceros inducidos por plasticidad. Solo que las características de la microestructura de los aceros de fase compleja no vuelven complicados los ciclos de enfriamiento, ya que no es necesaria la obtención de la austenita retenida dentro de la microestructura.

Las variables a considerar para el proceso termomecánico son las siguientes:

- (a) Temperatura de recalentamiento. Temperatura de austenización necesaria para realizar la restauración microestructural. Generalmente es por encima de la temperatura crítica  $A_{C3}$  del acero.
- (b) Tiempo de recalentamiento para realizar el crecimiento del tamaño de grano austenítico.

- (c) Establecer cargas de deformación necesarias para realizar los primeros desbastes del material. Son las primeras deformaciones que recibe el material para prepararlo para la laminación final. En este punto se aprovecha la ductilidad obtenida por el recalentamiento del material
- (d) Tiempo y velocidad en los pases de desbaste. Por lo regular la velocidad que tiene el material está dado por las deformaciones que realiza el desbastado alargando el material.
- (e) Deformaciones y velocidades de deformación finales para la obtención de la microestructura del material.  
En este punto la temperatura del material es aproximadamente entre 980°C a 750°C, lo cual dependerá de la velocidad del material y el tiempo que este expuesto durante el procesamiento.
- (f) Ciclo de enfriamiento para la obtención de los microconstituyentes y obtener propiedades mecánicas deseadas.  
Por lo regular el material llega a este punto a una temperatura de 750°C, lo cual dictará la transformación que tendrá el material.

En la figura 2.4 se muestra la evolución microestructuras que tiene el material al someterse a las diferentes etapas del proceso, en las cuales la microestructura sufre los diferentes cambios ocasionados por la temperatura, la deformación, la velocidad del material.

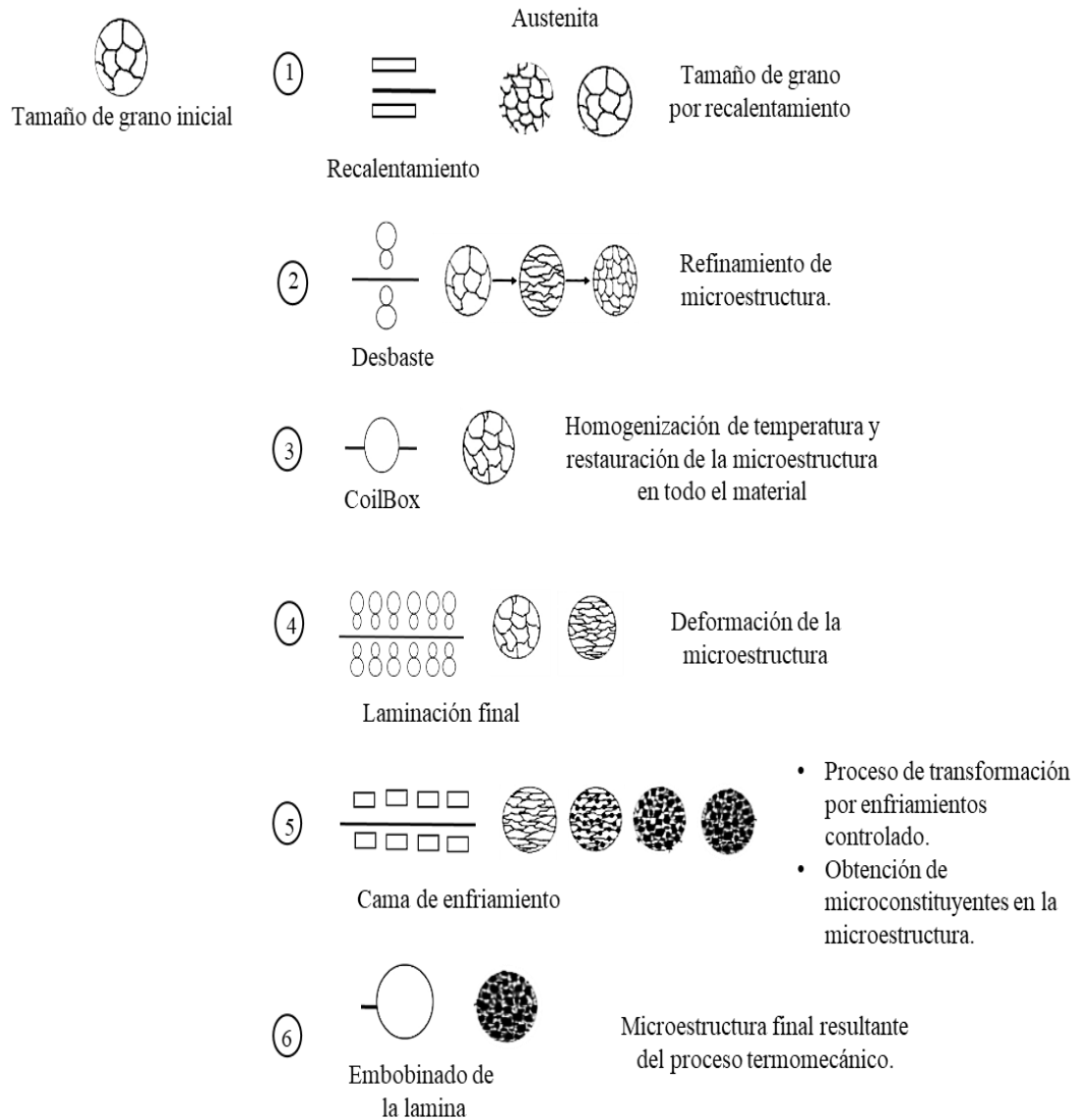


Figura 2. 4. Esquema de la evolución microestructural durante el procesamiento de un acero.

La planeación y la definición de los valores de dichas variables se realizan con el fin de realizar un trabajo en caliente que garantice la microestructura deseada

Para el procesamiento de un acero de fase compleja es necesario establecer las variables de operación para la obtención de la microestructura como lo son las velocidades de deformación, temperaturas de recalentamiento y deformaciones, entre otras ya mencionadas.

El acero de fase compleja tiene la característica de contar con un porcentaje de los microconstituyentes de Bainita y Martensita entre un 75% y 25%, respectivamente

además de contar con una matriz ferrítica. Aunque en ocasiones la microestructura de un acero de fase compleja puede tener austenita retenida [65]. En donde el uso de nuevas tecnologías permite la realización de análisis por medio de programas de simulación que permita manipular la temperatura inicial para la transformación, tamaño de grano y la composición química correspondiente. El uso de simulaciones del comportamiento del material a diferentes velocidades, permite realizar el estudio de propiedades de los materiales, en el cual se puede realizar el análisis de transformación de los microconstituyentes dentro de la microestructura.

En la figura 2.5 podemos observar el diagrama de tiempo, temperatura y transformación (Time, Temperature, Transformation) de un acero eutectoide en el cual se observan los microconstituyentes durante su transformación. Cabe mencionar que el porcentaje de cada uno de ellos dependerá de las velocidades y los tiempos estables de temperatura que se tengan en la transformación y la composición química del acero.

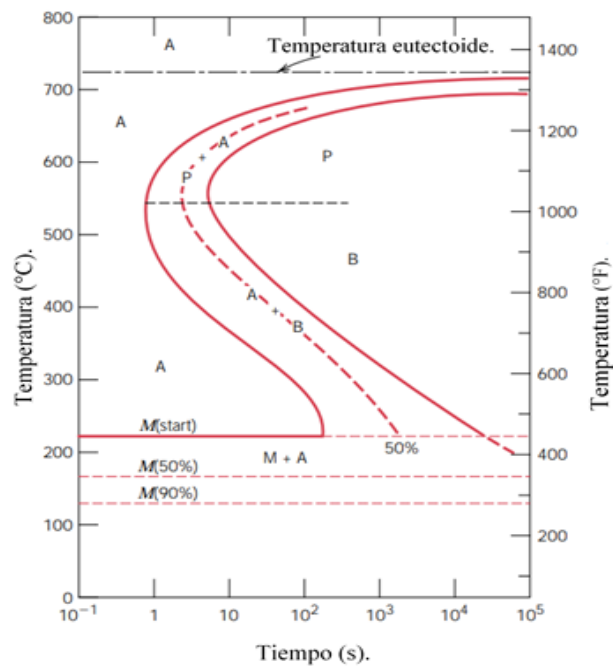


Figura 2. 5. Diagrama tiempo temperatura y transformación de un acero eutectoide [17].

Para la implementación de los ciclos de transformación en el proceso termomecánico se realiza el estudio de transformación en condiciones continuas a partir del análisis de diagramas de CCT (*Cooling Continuous Transformation*).

El estudio y análisis de estos diagramas favorecerán y garantizan el procesamiento y la obtención de las propiedades finales en el material. Cabe mencionar que las

características reales dependerán de todo el control industrial durante el proceso termomecánico.

### **2.2.2 Simulación para la predicción de los microconstituyentes de un acero de fase compleja - CP.**

Dentro del diseño y el desarrollo de un acero de alta resistencia se deben tomar en cuenta las características que se buscan obtener para cada tipo de acero. Por lo que es necesario realizar predicciones de comportamiento durante la deformación y después del trabajo en caliente.

Características como nivel de resistencia a la tensión, el comportamiento microestructural para la obtención de fase y valores de dureza con características que se pueden predecir y simular para revisar si la composición química se va a utilizar es la mejor a considerar para obtener óptimos resultados [70]. Se inicia con el estudio químico del acero, este tipo de análisis se realizan a través de simulaciones de transformación químicas en el acero, partiendo de temperaturas de autenticación y tamaños de grano de austenita que ayuden a la revisión del comportamiento del material y la obtención de fases, ya que son variables que contribuyen a la obtención del acero trabajado en caliente.

Existen diferentes métodos que se pueden utilizar para la predicción de las temperaturas críticas de transformación y las propiedades mecánicas, las cuales pueden ser validadas con pruebas y experimentos de laboratorio que comprueben su funcionalidad [71]. Cabe mencionar que tanto el análisis a través de diferentes software y las predicciones realizadas a través de cálculos matemáticos experimentales pueden tener su margen de error, aunque es considerable para la investigación tener un punto de partida para iniciar a diseñar el plan experimental.

Para estos casos ayuda utilizar diagramas en condiciones de equilibrio que muestren las microestructuras que formaran a diferentes enfriamientos.

Por ejemplo, en la figura 2.6 se observa el diagrama de hierro- carburo de hierro (Fe- Fe<sub>3</sub>C) que refleja las microestructuras obtenidas a partir de un enfriamiento lento en condiciones en equilibrio de un acero con 1% de carbono y muestra el ejemplo de la transformación desde la fase austenítica hasta la obtención de la perlita, obtenida por transformación continua.

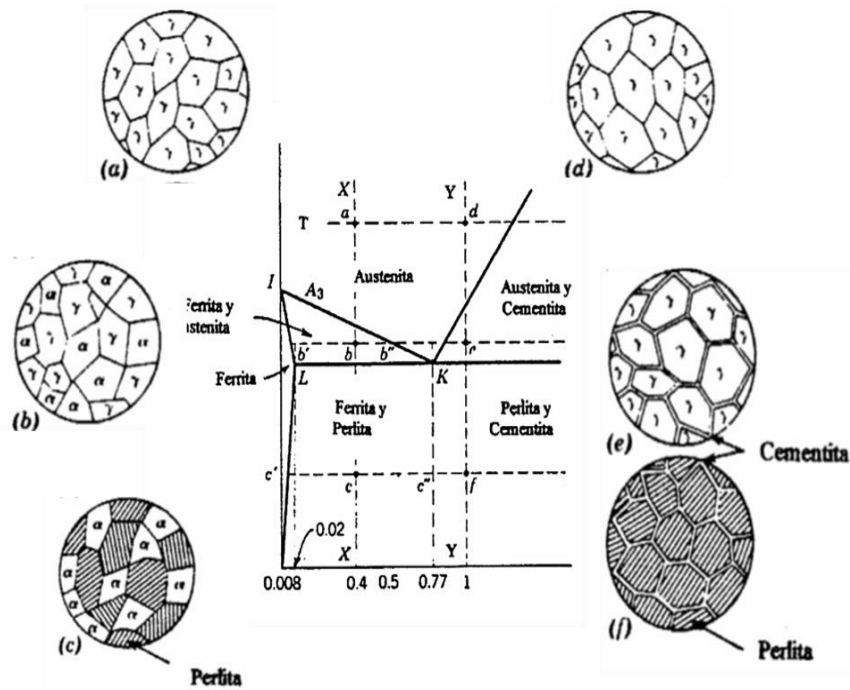


Figura 2. 6. Microestructuras obtenidas por el enfriamiento lento de un acero con contenido de 1% de Carbono [72].

Obsérvese que a partir de fase austenita y dependiendo del enfriamiento lento la precipitación del material se presentará de forma distinta y el porcentaje de formación de la perlita también dependerá, donde en el caso (f) se observa la formación de la perlita en todo el grano de austenita [73,74].

Así como también la transformación y el porcentaje de fases que va a tener el acero si se utilizan las mismas condiciones para su producción que en la simulación. Apoyarse de herramientas como los son los simuladores ayudan a prevenir el comportamiento del material y benefician al no generar desperdicios y fallas durante la experimentación.

### 2.2.3 Prueba de torsión para la caracterización de un acero de fase compleja.

Para la fabricación de un tipo acero además de realizar la configuración de su proceso de laminación con las variables necesarias y los ciclos de enfriamientos requeridos para su transformación, se requiere que una vez obtenido el material final se realicen prueba mecánica que pueden ser destructivas o no destructivas para validar los valores de resistencia a la fractura, la elongación, dureza entre otras [75].

Las pruebas destructivas se utilizan para validar las propiedades mecánicas del material; y como su nombre lo dice son pruebas que necesitan destruir o dañar la muestra a probar, esto quiere decir que la prueba cambia las características iniciales de la muestra generando ruptura fracturas, rechupes, ralladuras o desgastes. Para estudiar las propiedades de resistencia y elongación de los aceros usualmente se realizan pruebas como pruebas de tensión, tracción en caliente, torsión, microdurezas entre otras [76].

En algunas pruebas se requiere la preparación metalográfica del material y para otras no, también hay pruebas como la prueba de tracción en donde es necesario elaborar probetas con especificaciones estandarizadas para que los resultados estén en base a norma, haciéndolos seguros y confiables.

Así como existen pruebas para evaluar las propiedades mecánicas del material existen análisis que son para evaluar los materiales microestructuralmente, como lo son la prueba de dilatometría y el análisis químico [77]. En donde el proceso de caracterización de un material es el conjunto de pruebas y técnicas que ayudan en el estudio de las propiedades mecánicas y físicas dentro de la investigación de un acero. La prueba de torsión es una técnica que ayuda a conocer el flujo de la evolución microestructural durante el desarrollo del proceso termomecánico, además de que es útil para el conocimiento de los puntos de transición durante el proceso de deformación con respecto a la temperatura [78,79].

La prueba de torsión consiste en torcer un espécimen alrededor de su propio eje en una sola dirección para determinar la capacidad de soporte a la deformación plástica del material. [80,81]. Donde torsión es el efecto que se genera al aplicar un torque o momento en un eje. El efecto que genera en el espécimen en ensayo es la deformación parcial o permanente posterior a la prueba [81].

La prueba se implementa con la confiabilidad de que se puede deformar a diferentes pasos y velocidades sin tener un encuellamiento y rompimiento como lo son las pruebas de tracción realizadas en máquinas universales, por la geometría y las características de la prueba. El desarrollo de esta prueba se lleva a cabo en simuladores en donde se pueda tener el control de las variables que caracterizan al proceso termomecánico.

El uso del simulador termomecánico *Gleeble* es prometedor para este tipo de pruebas ya que se pueden controlar velocidades de deformación, deformaciones, velocidades de calentamiento y de enfriamiento de acuerdo a los rangos de alcance para los que fue diseñado. La máquina cuenta con un alcance de temperaturas de calentamiento y enfriamiento que cumple las características del proceso a replicar.

En la Tabla 2.1 se muestran los datos de especificaciones con las que opera el simulador termomecánico *Gleeble* [82].

**Tabla 2. 1. Especificaciones de operación del Simulador Termomecánico [82].**

<i>Fuerza</i>	<i>Fuerza de compresión máxima</i>	<i>20 Tons-m</i>
<i>Desplazamiento</i>	Fuerza máxima de tensión – Estándar Gleeble 3800-GTC	10 Tons-m
	Fuerza máxima de tensión –Gleeble 3800 GTC-20/20	20 Tons-m
	Distancia de desplazamiento máxima	125 mm
	Velocidad de desplazamiento máximo	2000 mm/seg
	Velocidad de desplazamiento mínimo.	0.001 mm/seg
<i>Control de Temperatura</i>	Temperatura máxima	3000°C
	Taza de calentamiento máximo	10000°C/seg
	Taza de enfriamiento máximo	10000 °C7seg
	Medida máxima de la probeta	20 mm de diámetro

Las variables a utilizar para la programación del plan experimental para el desarrollo de la prueba de torsión se requiere la conversión y adaptación de datos para obtener de manera correcta los resultados y la prueba se pueda desarrollar de la forma correcta, ya que se requieren valores de temperatura, radianes, tiempo durante el enfriamiento y tiempo entre cada uno de los pases. En la figura 2.7 se muestra el diagrama del ciclo térmico y mecánico aplicado para la prueba de torsión en el que es posible llevar a cabo el seguimiento del efecto que tiene el proceso termomecánico en la evolución microestructural durante las deformaciones del material, por la



deformación de la microestructura y las zonas de recrystalización y no recrystalización en el material.

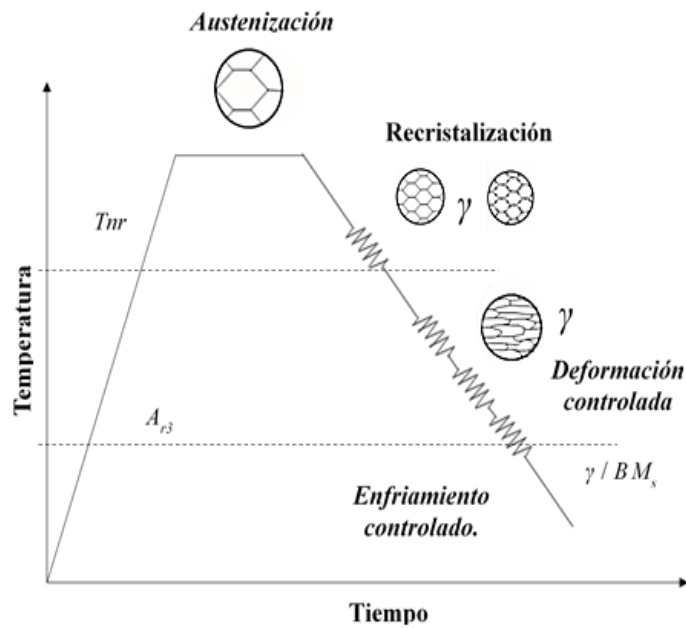


Figura 2. 7 Ciclo térmico y mecánico para la prueba de torsión para el estudio de un acero.

En la figura 2.8 se muestra el ejemplo de una gráfica esfuerzo deformación como resultado de la prueba de torsión, en donde se puede observar la forma particular que caracteriza a las curvas generadas por la prueba.

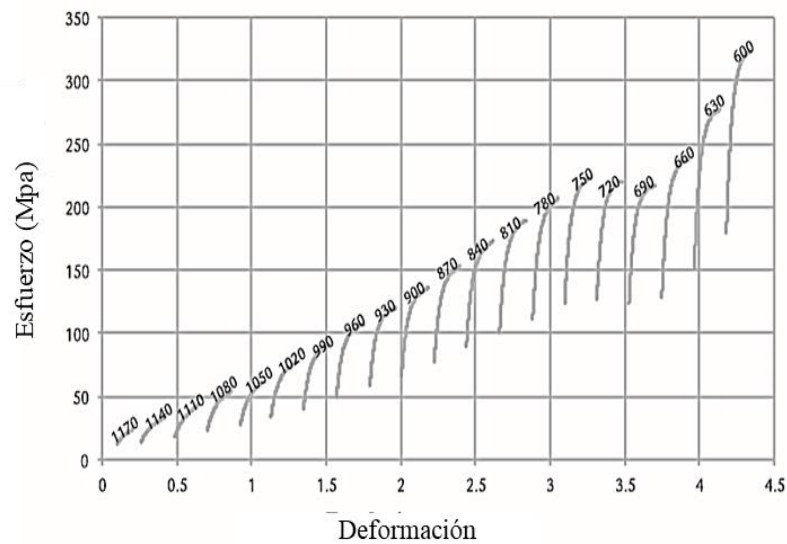


Figura 2. 8. Ejemplo de grafica Esfuerzo - Deformación obtenida de la prueba de torsión [83].

Para la obtención de estos valores es necesario la conversión de torque y torsión obtenidos en la prueba, para poder generar la gráfica y conocer los puntos importantes derivados de la temperatura y la deformación, que son la temperatura de no recristalización ( $T_{nr}$ ), temperatura de transición de ferrita-austenita  $A_{r3}$  y la temperatura en donde la microestructura se encuentra en la fase ferrita ( $\alpha$ )  $A_{r1}$ , estos resultados se pueden manipular en diferentes software para su interpretación [78,79]. La variación en la formación de las curvaturas representa los cambios microestructurales dados por la recristalización del material durante la deformación y los cambios en la proyección de cada una de las curvas representan el término de la etapa de recristalización por lo que el flujo de tensión será creciente y continuo hasta el fin de la prueba.

En el ejemplo de la figura 2.9 se puede observar la gráfica obtenida del cálculo del  $MFS$  para a la determinación de la  $T_{nr}$  de cierto material a analizar.

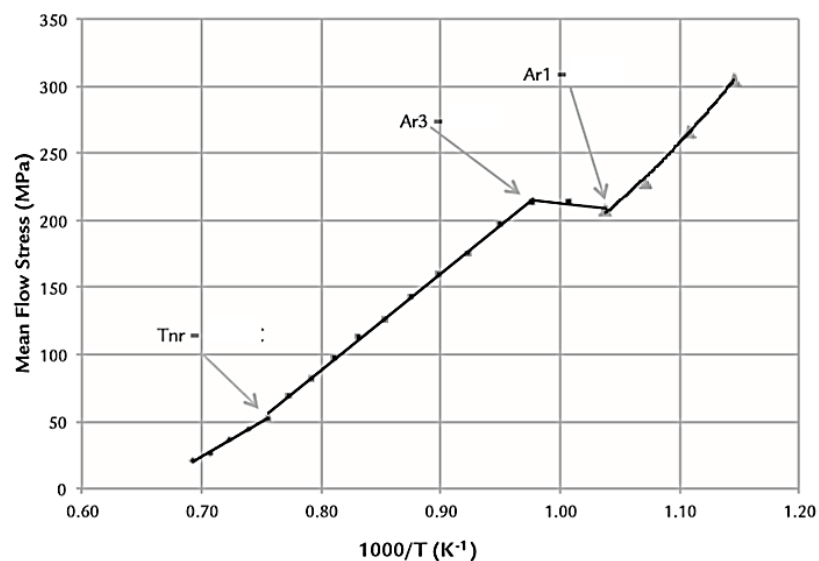


Figura 2. 9. Ejemplo de la gráfica del  $MFS$  de un acero para obtener la  $T_{nr}$  [83].

Se dice que el primer cambio en la curvatura progresiva de la gráfica es el cambio en donde se puede ubicar la temperatura de no recristalización ( $T_{nr}$ ) el siguiente cambio es la temperatura  $A_{r3}$  y el último cambio que se encuentra en la gráfica es la  $A_{r1}$ .

En esta gráfica se pueden observar los saltos en la recta los cuales se reconocen por los cambios ruscos que presentaron los datos del  $MFS$  calculado de dicho ejemplo,

así como también se pueden reconocer las temperaturas críticas del material las cuales ayudaran a diseñar los procesos termomecánico para la fabricación del acero.

## 2.3 Microconstituyentes de un acero de fase compleja.

### 2.3.1 Definición de Bainita.

Como parte del desarrollo de un acero de fase compleja es esencial llevar acabo el estudio de sus microconstituyentes como lo es la bainita, la cual prevalece en un 70-75 % en su microestructura.

La bainita es una microestructura formada por la descomposición de la austenita a una temperatura que está por encima de  $M_s$ , pero debajo de la temperatura a la que se forma la perlita fina [84,85].

Se considera como una microestructura en forma de placa que se forma en los aceros a temperaturas entre los 550°C y los 125°C dependiendo del tipo de composición química que presente la aleación.

*E.S Davenport y Edgar Bain* [85], describieron esta microestructura como uno de los resultados que se obtienen cuando la austenita se enfría más allá de una temperatura en la que ya no es termodinámicamente estable con respecto a la ferrita, cementita o ferrita y cementita. Describieron este tipo de estructura como una microestructura “de apariencia similar” a la de la martensita templada.

La bainita es definida como la microestructura que se encuentra entre la perlita y la martensita completamente desarrollada.

Fue descrita por los primeros investigadores alemanes como “*Zwischenstufengefüge*” [85], que significa estructura del tipo intermedia.

La aparición de la estructura bainítica esta propensa en aceros con alto contenido de elementos microaleantes.

A partir de las investigaciones y aportaciones realizadas sobre la fase bainita se considera que es una mezcla de ferrita y cemento, pero la cementita no tiene ordenamiento de placas paralelas, si no que se presenta en forma de precipitados

irregulares dentro de pequeños granos de ferrita que están llenos de otros defectos como lo son las dislocaciones.

La bainita forma agujas o placas dependiendo de la temperatura de transformación y está compuesta de una matriz ferrítica y de partículas alargadas de cementita. La fase que rodea las agujas es martensita en donde si existiera un tratamiento térmico, la microestructura se transformaría en cien por ciento bainita.

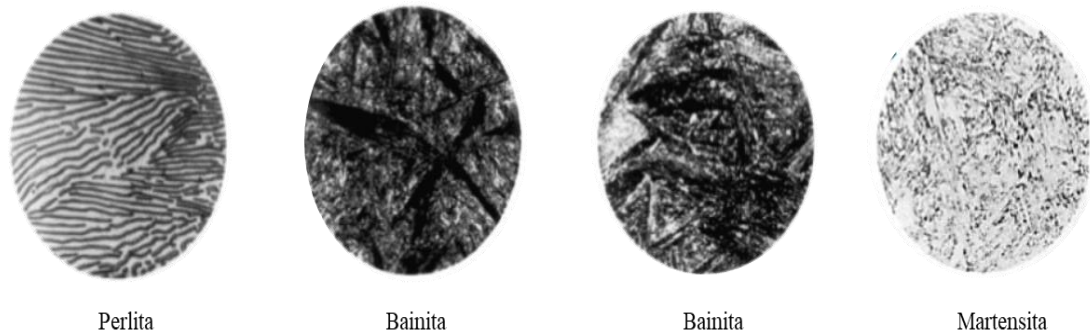
Esta microestructura es un caso de estudio relevante porque a pesar de puede definirse las microestructuras que se pueden dar durante la transformación, la bainita es una microestructura a la que se le han dado nombres como se muestra en la tabla a continuación, lo que hace que su estudio e identificación sea confusa y difícil de nombrar [86].

**Tabla 2. 2. Definiciones de la bainita por investigaciones anteriormente realizadas [86].**

*Términos y definiciones para describir la morfología de la bainita.*

<i>Bainita Superior</i>	Bainita I
<i>Bainita inferior</i>	Bainita II
<i>Bainita a alta temperatura</i>	Bainita III
<i>Bainita a baja temperatura</i>	
	Bainita ordinaria
<i>Bainita de bloque columnar</i>	Bainita aparente
<i>Bainita de bloque</i>	Estructura como se forma la bainita.
<i>Bainita Columnar</i>	
<i>Bainita Granular</i>	Bainita templada
<i>Islas de Bainita</i>	Bainita templada superior
<i>Bainita aireada</i>	Bainita templada inferior
<i>Bainita Acicular</i>	Bainita libre de carburos.

La morfología de la microestructura descrita es la mostrada en la figura 2.10 en donde se puede observar la morfología inicial es la de la perlita, los tipos de bainita y al final se muestra la martensita.



**Figura 2. 10. Representación esquemática de la morfología de la estructura bainita en un proceso de transformación.**

Esta morfología del tipo bainítica dependerá de las velocidades de enfriamiento y las temperaturas a las que se haga la transformación durante la descomposición de la austenita [84-86].

### **2.3.1.1 Proceso de obtención de la fase bainítica.**

Para la formación de la bainita se considera que las velocidades de enfriamiento no suelen ser aceleradas, por que formaría martensita y no suele ser lenta porque se formaría una mezcla de ferrita y cementita, lo que resulta en perlita [85].

En el caso de un acero al carbono de composición eutectoide en donde existe una transición directa de austenita a ferrita y cementita en donde en enfriamientos lentos y rápidos se obtendrían [75]:

- En enfriamientos lentos:

Granos de perlita grandes completamente desarrollados.

- En enfriamientos acelerados:

Martensita de grano fino. En donde se considera un enfriamiento acelerado a 105 °C/s.

En donde en el intermedio de la transición se obtiene la bainita [87].

Considérese que por encima de 900°C y dependiendo de la composición química de la aleación, un acero típico bajo carbono se encuentra en base austenita, fase que

cuenta con una estructura cristalina cubica centrada en las caras (*FCC, Face Cubic Centred*) que al someterse al enfriamiento o en transformación isotérmica a temperaturas en donde la microestructura se encuentre cerca del equilibrio, se transforma a una mezcla de ferrita alotriomórfica, que es la perlita y cementita; lo que dependerá de la cinética química durante la transformación. Sin embargo, la transformación de la austenita a perlita es una transición dependiente del tiempo, ya que se requiere del movimiento de los átomos del hierro y carbono.

Aunque el carbono intersticial se difunda con facilidad, la auto-difusión del hierro se vuelve lenta a temperaturas inferiores a 600°C. Teniendo como consecuencia de un enfriamiento acelerado la no transformación de la perlita y haciendo una reacción incompleta y la austenita sobrante se encuentre termodinámicamente inestable. En el caso de transformación de austenita con enfriamiento acelerado se obtendría la estructura de la martensita [88].

En donde en medio de los dos procesos se encuentra la transformación de la bainita, compuesta de ferrita y cementita. En donde la falta de ordenamiento de la cementita, se muestra en forma de precipitados irregulares dispersos en los granos de ferrita que se llenan también de defectos conocidos como dislocaciones [89].

En la figura 2.11 se muestra la evolución de la transformación de la estructura perlítica, en donde el inciso *a)*, muestra una estructura de austenita en donde el proceso de transformación se da en medida en que aumenta la velocidad de enfriamiento, y la estructura perlítica se vuelve fina y evoluciona a una estructura de grano fino, en las cuales se da la presencia de precipitados de cementita, mostrados en el inciso *b)*.

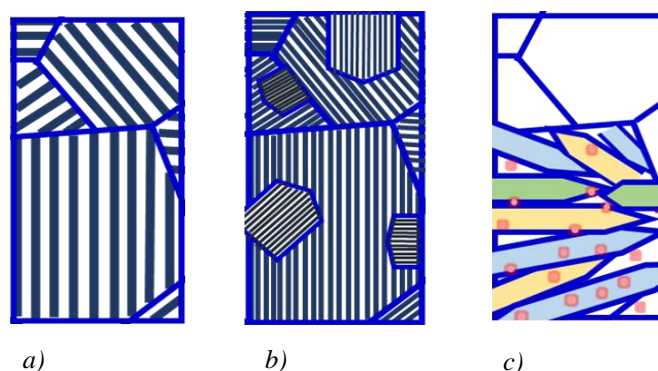


Figura 2. 11. Evolución microestructural de un acero de bajo carbono en función al enfriamiento.

Seguido del enfriamiento, muchos granos de la microestructura ferrítica nuclean dentro de los granos de austenita y comienzan a crecer simultáneamente en diferentes direcciones y de forma entrelazada a los cuales se les conoce como “*paquetes*” de ferrita, que con el paso del tiempo y el cambio de temperatura se formaran precipitados de cementita en los límites de grano y en varios lugares con morfología alargada o acicular, como en el ejemplo del inciso *c*), en donde a esta estructura se le conoce como bainita [75].

La reacción bainítica presenta características difusivas y deslizantes. Como fase intermedia entre la perlita y la bainita se relaciona con mecanismos que intervienen en la transformación martensítica y perlítica, del tipo (i) difusivos y (ii) desplazante [85-87].

- (i) Transformación difusiva que caracteriza a la transformación perlítica:

Implica una reconstrucción completa de la nueva red cristalográfica por la migración descoordinada de átomos.

- (ii) Formación desplazante de martensita:

Transformación sin difusión, pero solo un cambio de red por los movimientos coordinados de los átomos de hierro y de sustitución.

Esta ocupa una región entre los dos procesos de transformación en un rango de temperatura en donde la auto-difusión hierro es limitada, pero es suficiente para la transformación martensítica. Donde la bainita, así como la martensita crecen sin difusión, pero el carbono se reparte en austenita residual o precipita como cementita.

El proceso de transformación de la bainita, cual a diferentes temperaturas obtendrá diferente morfología por lo que se le conoce como (i) bainita superior, (ii) bainita inferior [86,87].

- (i) Bainita Superior:

Este tipo de morfología se forma en un rango de temperatura entre los 500°C a los 400°C.

Los núcleos de ferrita crecen en cierta dirección cristalográfica en la matriz de austenita produciendo morfologías alargadas conocidas como plumas. En donde cada pluma es paralela y de la misma orientación. El carbono precipita en los límites de grano y se acomoda en forma de agujas. Creándose la transformación por todas las zonas de los granos austeníticos donde los granos alargados de ferrita están determinados por la orientación de los granos de austenita [87].

(ii) Bainita Inferior.

Esta estructura se forma en el rango de temperatura entre 400°C y 250°C y toma morfologías similares a la morfología obtenida en la bainita superior, solo que la cementita precipita dentro de los granos de ferrita por las temperaturas a las que se da la transformación y se ha considerado con apariencia similar a la de la martensita [90].

En donde se pueden distinguir las dos clases de precipitados de cementita:

- a) Los que crecen a partir de la austenita enriquecida en carbono y separan las placas de ferrita.
- b) Los que parecen precipitar a partir de la ferrita sobre-saturada.

En la figura 2.12 se puede observar el esquema representativo de la formación de cada una de las estructuras en el proceso de obtención de la fase bainítica

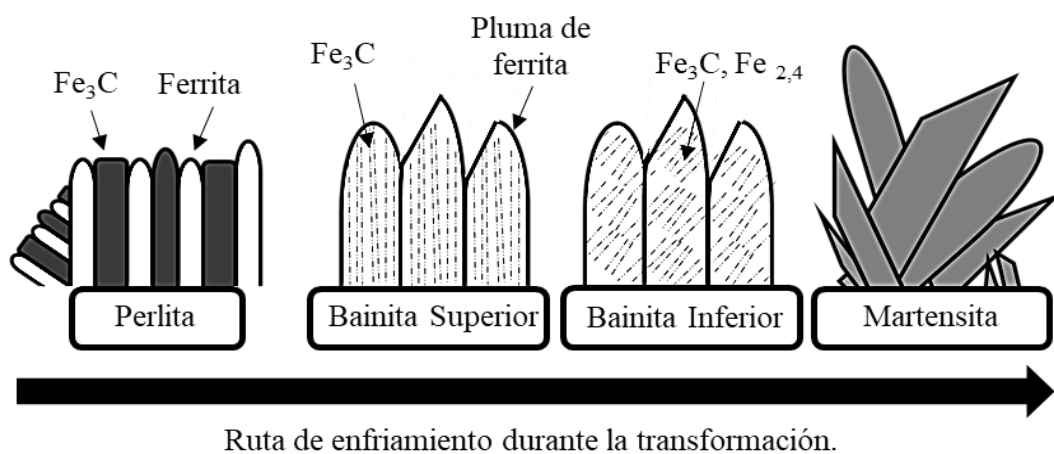


Figura 2. 12. Morfologías de transformación de las estructuras, perlítica, bainítica y martensítica respectivamente.



Así como en la figura 2.13 se presentan la fotografía representativa de la morfología de la bainita superior e inferior, cada una con sus respectivas cualidades por la transformación.

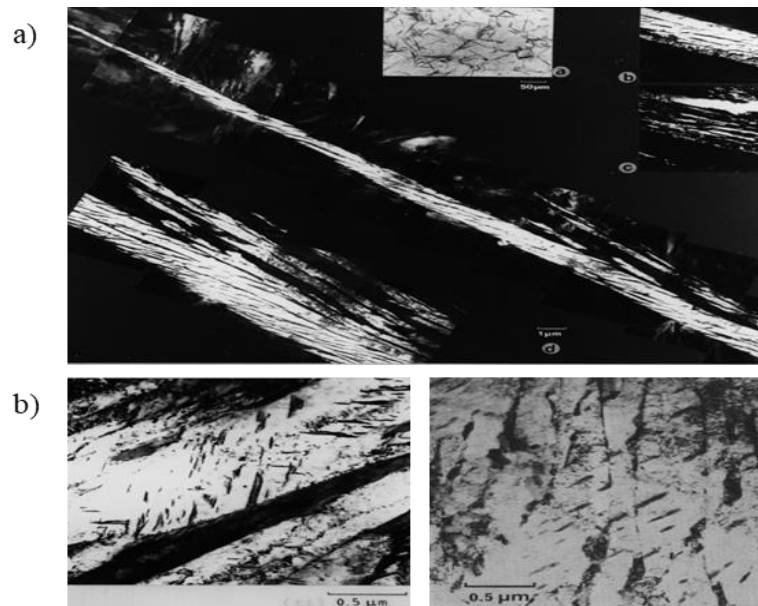


Figura 2. 13. Imagen característica de las morfologías de la bainita. a) Bainita superior, b) bainita inferior. Fotografías a 0.5 μm en microscopio electrónico de barrido [90].

### 2.3.2 Definición de Martensita.

Como constituyente secundario de la microestructura de un acero de fase compleja, la martensita se presenta en un 20 – 25 % en la microestructura final del acero.

La martensita es una fase dura de estructura cristalina la cual se forma sin difusión, nombrada así por su descubridor *Adolf Martens*.

Está conformada por una solución sólida sobresaturada de carbono y se obtiene por enfriamiento rápido de los aceros desde su estado austenítico a altas temperaturas [88].

Se conoce que la estructura de la martensita es una fase metaestable de estructura tetragonal, por lo que no es considerada en el diagrama de hierro-Carburo de Hierro (Fe-Fe<sub>3</sub>C). La morfología de la martensita está representada en la figura 2.14, en donde se puede observar los listones, dentro de los paquetes de martensita dentro del grano principal de austenita [91].

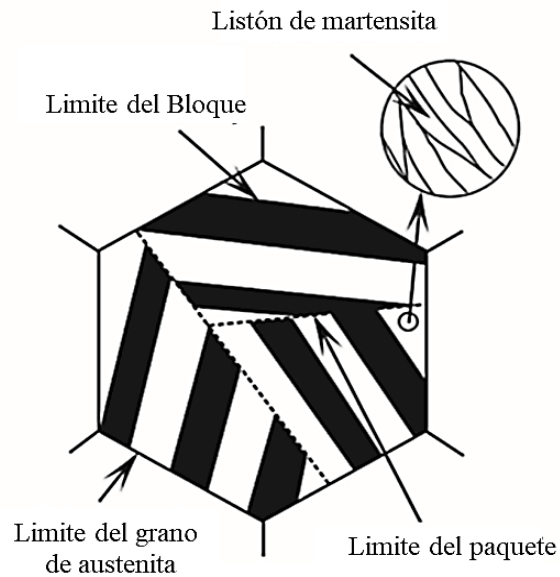


Figura 2. 14. Esquema Representativo de la morfología de la martensita [91].

La estructura ha sido descrita como una estructura que se aprecia en agujas o fibras rectilíneas aún más finas y orientadas en direcciones paralelas y separadas.

### 2.3.2.1 Proceso de obtención de la fase Martensítica.

Para la obtención de la estructura de la martensita se realiza la transformación desde la fase austenita.

La austenita ( $\gamma$ -Fe, hierro de fase gama) es una solución sólida cristalina de hierro y elementos de aleación. Como resultado del enfriamiento, la austenita cúbica centrada en las caras se transforma en una estructura tetragonal centrada en el cuerpo altamente saturada por el carbono existente, nombrada por **Martens** como Martensita.

La reacción martensítica comienza durante el enfriamiento cuando la austenita alcanza la temperatura de inicio de la martensita  $M_s$  (*Martensite Start*) y la austenita inicial se vuelve inestable [92].

A medida que la muestra se enfría el porcentaje de transformación de austenita a martensita aumenta hasta que llega a  $M_f$  (*Martensite Final*) donde la transformación de la austenita está finalizada.

En el esquema representado en la figura 2.15 se muestra la gráfica de transformación representativa a la estructura martensítica [93].

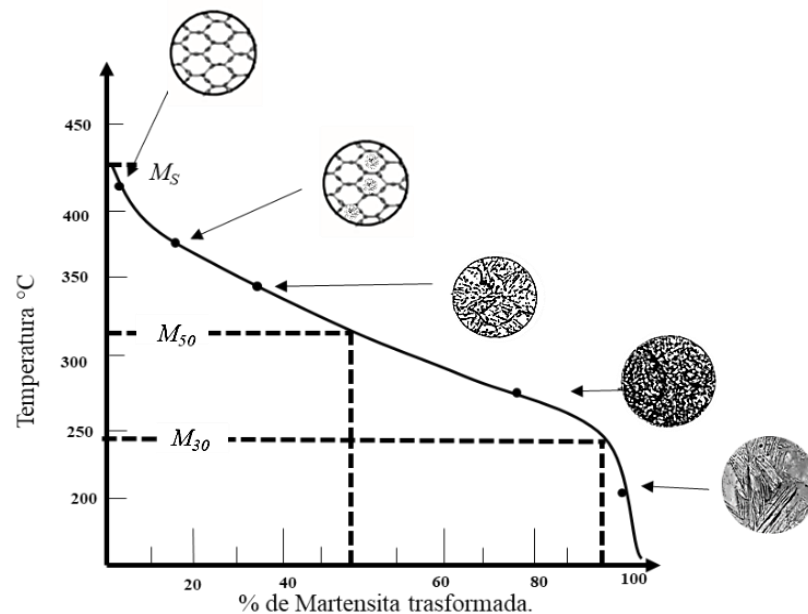


Figura 2. 15. Grafica de transformación de la estructura martensítica [92].

En donde este fenómeno es observable para la cantidad de carbono en las aleaciones, en donde si el contenido es alto se aprecian la estructura de martensita fina y es más difícil identificarla a la vista, en diferencia con un contenido de carbono menor, donde se apreciarán completamente los listones de martensita.

En la figura 2.16 se parecían las morfologías distintivas respectivas al contenido de carbono en una aleación de hierro.

**Morfología de la Martensita dependiendo del contenido de  
Contenido de carbono Wt%**

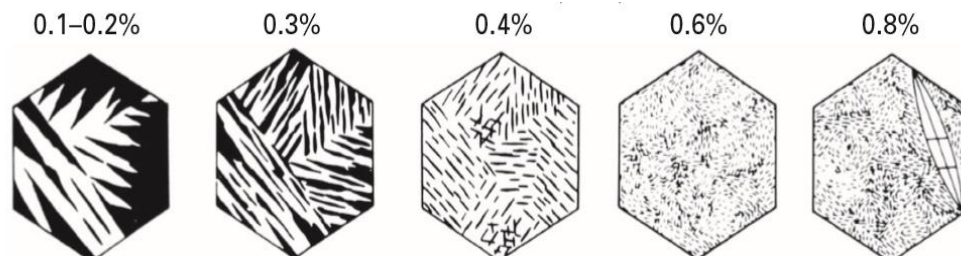


Figura 2. 16. Representación esquemática de los granos de austenita transformados a la estructura martensítica dependiendo del contenido de carbono en la aleación [92]

## 2. 4 Planteamiento del Problema.

En la fabricación de piezas para las carrocerías en la industria automotriz se utilizan materiales que cuenten con propiedades que permitan que el proceso de conformado y soldadura y diversas funciones, que se lleve a cabo sin presentar problemas de no soldabilidad o de *Springback*.

Por lo que se requiere la adquisición de materiales que puedan ser manejados sin que requieran pre-procesos o post tratamiento, para su utilización, por ejemplo, para el conformado de una hoja de acero para formar un soporte de tipo B, se requiere que el material no se deforme y genere efecto de deformación después de su impresión. Por lo que la falta de producción de este tipo de materiales deja un amplio camino para el sector productor de materiales acero.

En el caso del sector industrial producir tipos de acero que cuenten con propiedades mecánicas especiales es un área de oportunidad en el estudio del proceso industrial, porque no se tienen establecidos los parámetros para el desarrollo del material. Y la falta de producción de este tipo de grados de acero deja fuera en el mercado de la innovación y la competencia en el sector comercial para la industria automotriz. Por lo que el trabajo constante de mejorar los procesos y procedimientos para la producción de tiras de acero es un área en investigación para lograr producir un acero con características especiales para uso automotriz.

## 2. 5 Justificación del Proyecto.

Gracias al inevitable crecimiento del sector automotriz ha surgido la necesidad de desarrollar y utilizar materiales que cumplan con especificaciones estructurales y se ha buscado optimizar, innovar y desarrollar nuevos grados de acero que tengan mayor resistencia y elongación para garantizar la optimización de los procesos de conformado y producción, reduciendo así los efectos de recuperación o ruptura, etc.

Esta investigación se desarrolla con el fin de estudiar el efecto del proceso termomecánico en el diseño de un acero que cumpla con las características de diseño y las propiedades mecánicas necesarias para poder ser implementadas.

Donde a partir de los ensayos realizados y la evaluación de lo obtenido se proceda a desarrollar aceros de alta resistencia, que gracias a sus cualidades brinden un alto

nivel de resistencia a la ruptura y alto nivel de elongación para los procesos de conformado, para así competir y participar en el mercado de la industria automotriz y cubrir las necesidades que esta demanda.

## **2. 6 Hipótesis.**

Es posible conocer el efecto termomecánico para el diseño de una fase compleja que tenga resistencia a la ruptura y elongación para materiales de uso automotriz, simulando los procesos de deformación y transformación en pruebas de torsión ensayadas en el simulador *Gleeble*.

## **2.7. Presentación de Objetivos.**

### **2.7.1 Objetivo General**

Determinar el efecto que tiene el proceso termomecánico en la microestructura de un acero de fase compleja durante el proceso de laminación en caliente considerando sus temperaturas críticas de transformación.

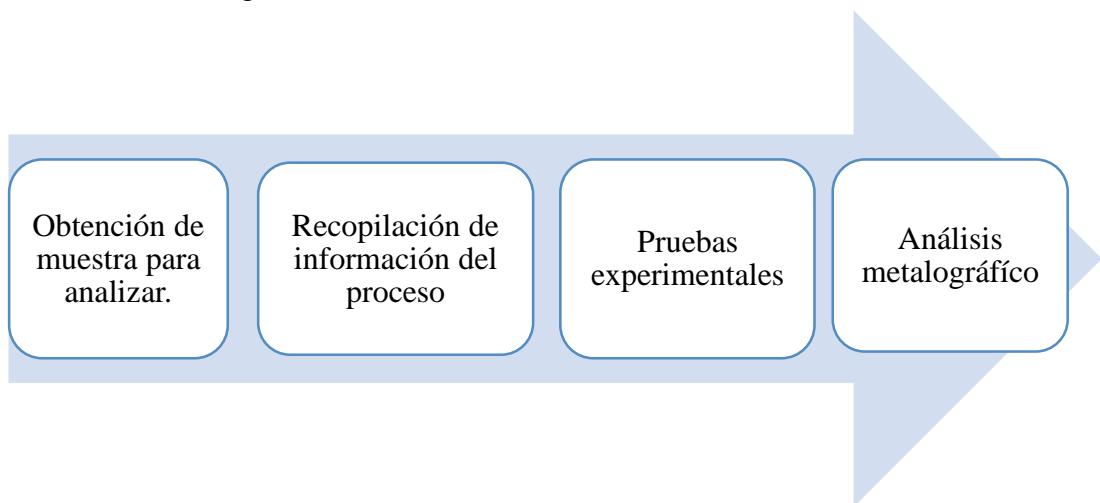
### **2.7.2 Objetivos Específicos.**

- Estudiar las variables del proceso termomecánico (deformación, velocidad de deformación, fuerzas de laminación y temperaturas) actual para usar la información como referencia.
- Analizar ciclos de enfriamiento y transformación de fase con simulador *JMatPro*.
- Elaborar plan experimental para pruebas de torsión en simulador *Gleeble* y realizar la simulación del proceso industrial.
- Caracterizar las probetas obtenidas por los ensayos realizados en simulador *Gleeble* y evaluar la microestructura obtenida y los fenómenos de transformación.

# Capítulo III.

## Experimentación.

En este capítulo se desglosará el proceso de experimentación realizado al material obtenido para la investigación, así como el equipo que se utilizó para realizar las simulaciones del proceso termomecánico y los ciclos experimentales a los cuales fueron sometidas las probetas. También se mencionarán las técnicas que se utilizaron para la caracterización del material para analizar la microestructura obtenida por la experimentación. La secuencia de trabajo para el desarrollo de esta experimentación se muestra en la figura 3.1.



*Figura 3. 1. Esquema de representación del desarrollo experimental.*

### 3.1 Composición química y obtención del material.

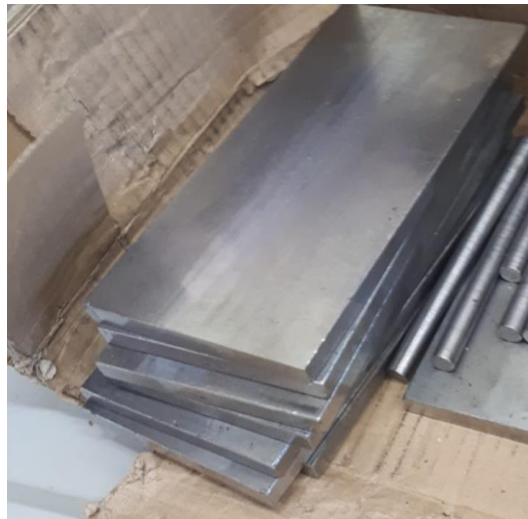
La composición química a utilizar en esta investigación está mostrada en la Tabla 3.1, la cual fue simulada con el programa *JMatPro* para revisar los resultados de las propiedades mecánicas y características de transformación que presentarían después de su laminación y que fuera óptimo para su implementación en la industria automotriz.

**Tabla 3. 1. Composición química de experimentación.**

% en peso de cada elemento en la aleación.

<i>Elemento</i>	<i>%C + Mn</i>	<i>%P</i>	<i>%S</i>	<i>%Al</i>	<i>%Si</i>	<i>%Cr + Mo + Ti</i>	<i>%Nb</i>	<i>%N</i>
<i>Análisis colada</i>	1.73	0.005	0.004	0.02	0.13	0.95	0.06	0.004

Se obtuvieron placas (barra de acero obtenida por colada piloto) a partir de un proceso de fusión controlado y reducido en condiciones no controladas. Las placas se recibieron con las siguientes dimensiones: largo 110 mm por 230 mm de ancho con 12 mm de espesor. La imagen de dichas placas de acero está mostrada en la figura 3.2.



**Figura 3. 2. Imagen de las placas obtenidas del proceso de colada y reducción no controlada para la experimentación de esta investigación.**

### 3.2 Recopilación de información del proceso termomecánico.

Para conocer el efecto que tiene el proceso termomecánico en la microestructura de un acero de fase compleja fue necesario la obtención de información del proceso industrial de la fabricación de rollos laminados en caliente y así poder replicar el proceso de manera experimental y definir las variables que determinan el proceso termomecánico para la obtención de dicho material.

La información obtenida ayudo a la comprensión del proceso de laminación en caliente y facilitó el diseño de los ciclos experimentales con los cuales se desarrolló esta investigación.

La recopilación de información se realizó por medio de la base datos arrojada en tiempo real por la producción de la línea de *Laminación en caliente de la planta Ternium Churubusco, Molino Caliente No.3 (MC3)*.

Donde las variables a contemplar para el proceso experimental son las siguientes:

- Diagrama de la línea del proceso de laminación en caliente.
- Largo y ancho del planchón (materia prima para la obtención de la lámina caliente)
- Temperatura y tiempo de recalentamiento del planchón.
- Tiempo de recalentamiento.
- Especificación de la deformación durante el proceso de laminación.
- Temperatura durante la deformación del material.
- Tiempo de laminación.
- Velocidad del material durante la laminación.
- Temperatura al finalizar la deformación.
- Especificaciones de ancho, largo y el espesor de salida del material.

Siendo que la información recopilada fue administrada y preparada para ser utilizadas en el proceso experimental para no propiciar el error durante el análisis del material y generar un mejor control de la información.



### 3.3. Prueba de torsión en Gleeble.

Para el estudio y diseño de un acero de fase compleja se optó por utilizar el ensayo de torsión en el simulador *Gleeble* porque se puede replicar el proceso de laminación aplicando la deformación al material y no presenciar rompimiento o falla del mismo, así como también someterlo a altas temperatura para la observación y comprobación de los fenómenos metalúrgicos durante el proceso.

#### 3.3.1 Preparación y geometría de las muestras.

Para las pruebas de torsión se utilizaron las probetas con el material mostrado en la figura 3.2, las placas que fueron obtenidas del proceso de colada y reducción no controlada para la experimentación de esta investigación.

Para el ensayo de torsión en el módulo de torsión del simulador *Gleeble* se requiere el uso de una probeta con la geometría establecida por el probador, la cual se muestra en la figura 3.3, en donde se especifican los requerimientos y dimensiones de la probeta.

Cabe mencionar que por la cantidad de material obtenido para la prueba se optó por utilizar una probeta de torsión de 8 mm de diámetro, optimizar el uso del material y elevar la cantidad de probetas resultantes posterior al maquinado, ya que para poder realizar la prueba de torsión se pueden utilizar probetas con medidas de 8 mm, 10 mm y 14 mm.

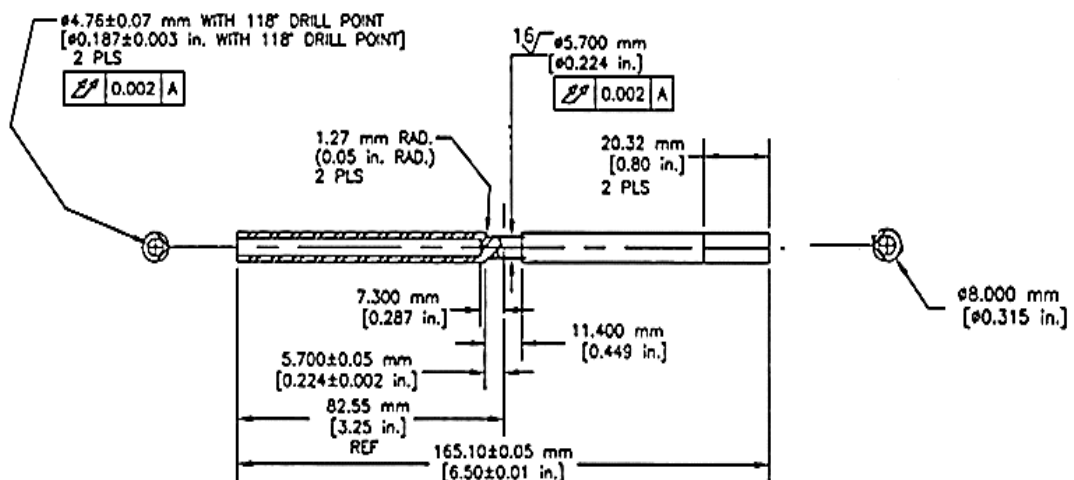


Figura 3. 3. Esquema de la geometría de la probeta para el ensayo en el módulo de torsión del simulador *Gleeble*.

El maquinado de la probeta se realizó siguiendo las especificaciones del patrón y se trató de obtener las probetas con las dimensiones lo más parecidas para no afectar el proceso de prueba.

En el esquema de la figura 3.4 se muestra el ejemplo de la probeta obtenida para el ensayo de torsión de 8 mm.

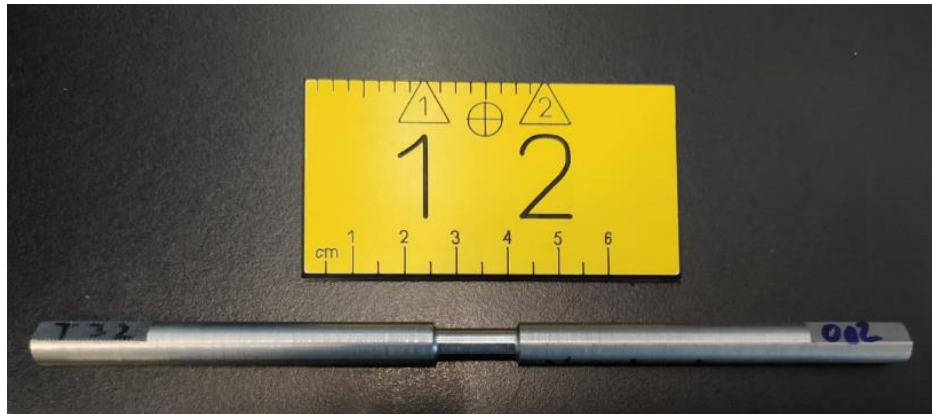


Figura 3. 4. Probeta para el ensayo de torsión en el módulo del simulador Gleeble.

### 3.3.2 Equipo para la experimentación.

Para realizar la réplica del proceso de laminación en caliente y evaluar la microestructura resultante por la aplicación de deformación en caliente se utilizó el simulador termomecánico *Gleeble*, el cual permite la programación y la inspección de las simulaciones, controlando todas las variables en la prueba, tanto térmicas como mecánicas. Cuenta con una interfaz que exporta los resultados en tiempo real durante la simulación al software encargado en llevar a cabo la recopilación y lectura de todos los datos de la prueba durante la prueba para poder realizar la interpretación.

En el simulador *Gleeble*, el sistema de calentamiento funciona a partir del efecto joule, donde se tiene la participación de termopares para la lectura de cada dato en la prueba. El enfriamiento de las probetas se realiza a partir de mordazas enfriadas por agua que sostienen la muestra, por lo que se pudieron realizar enfriamientos a altas velocidades. Cabe mencionar que la velocidad de enfriamiento está determinada por el tamaño, la forma, la temperatura y la composición química de la muestra.

Para generar la deformación en el espécimen, el simulador es capaz de aplicar un torque hasta de  $100\text{ Nm}$  y durante la prueba, las muestras pueden calentarse y enfriarse en cualquier momento para realizar la prueba, permitiendo desarrollar simulaciones con flexibilidad e impacto.

En la figura 3.5 se muestra el simulador *Gleeble* con el módulo de torsión, donde se pueden apreciar los sistemas que componen toda la máquina y que permite el desarrollo de simulaciones de gran magnitud.



Figura 3. 5. Cámara de vacío del simulador termomecánico Gleeble.

### 3.3.3 Diseño experimental para la prueba de torsión en Gleeble.

Los ciclos para las pruebas de torsión que replicaran el proceso del laminado en caliente se platearon en base a los datos de línea que se recopilaron al inicio de la investigación. Los cuales están diseñados para que con el simulador *Gleeble* puedan generar la deformación que sufre el material a las diferentes velocidades y temperaturas de línea.

Se establecieron grupos y repeticiones de cada uno de los ciclos de prueba para probar y validar los resultados obtenidos en cada una. En donde a continuación se mencionan los ciclos térmicos y mecánicos aplicados en el material.

- a) Obtención de la temperatura de no recristalización del material ( $T_{nr}$ ).

En el esquema termomecánico mostrado en la figura 3.6 se muestra la secuencia del ciclo para la indagación de la temperatura de no recristalización del material.

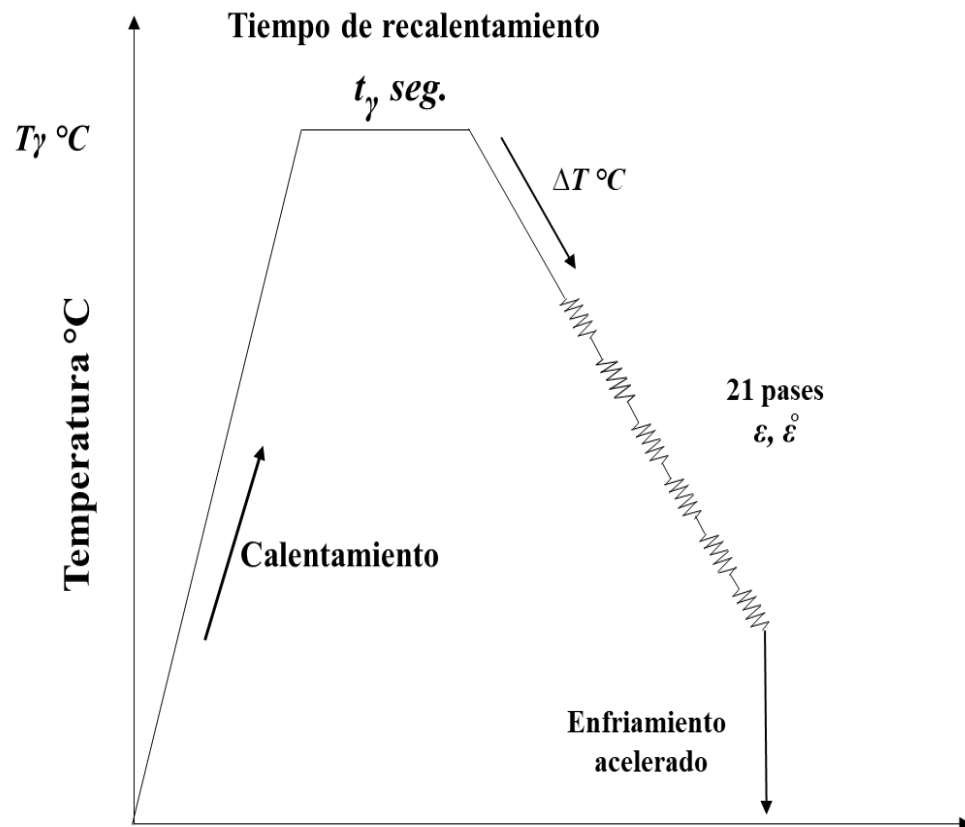


Figura 3. 6. Ciclo termomecánico para la obtención de la  $T_{nr}$ .

Para la búsqueda de la  $T_{nr}$  se establecieron cuatro ciclos de experimentación con condiciones diferentes replicando el ciclo termomecánico que se muestra en la figura 3.6, los cuales están diseñados con una deformación, velocidad de deformación temperatura y pases de laminación específicos.

- b) Simulación del proceso de laminación en caliente industrial para evaluar el efecto que tiene el proceso termomecánico en la microestructura del acero CP 1000.

Para este grupo de simulación se diseñó el siguiente ciclo termomecánico en el cual se establecieron los seis pases de laminación a los que se somete el material antes de ser producto final con las temperaturas y velocidades de enfriamiento reales de la línea.

El esquema del ciclo termomecánico está representado en la figura 3.7 con las temperaturas y velocidades de enfriamiento reales de la línea para la transformación correspondiente de la microestructura hasta temperatura ambiente.

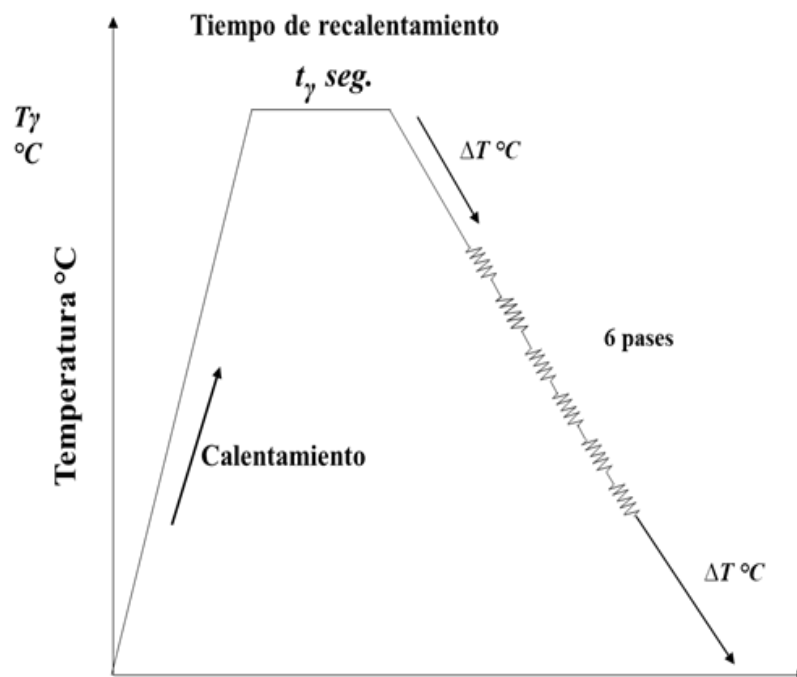
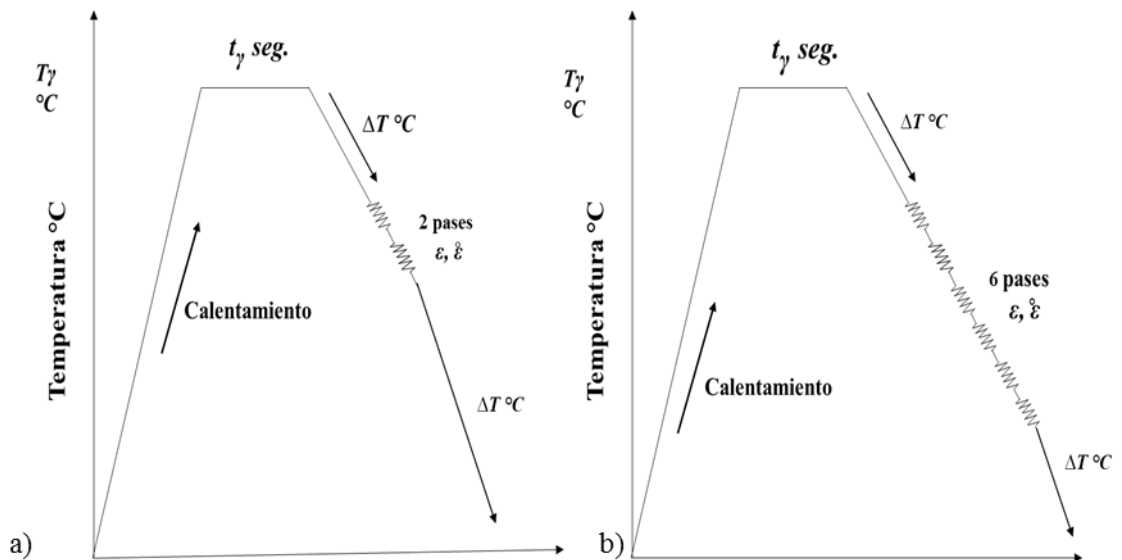


Figura 3. 7. Ciclo termomecánico para el análisis del efecto del proceso de laminación en la microestructura del material durante la laminación.

- c) Evolución de la microestructura durante el proceso de deformación en caliente industrial del acero de fase compleja CP 1000. Para este ciclo de prueba se plantearon las siguientes condiciones de simulación:
  - i) Análisis de la microestructura desde el calentamiento hasta los dos primeros pases de laminación con las temperaturas y las velocidades correspondientes entre cada deformación y con un enfriamiento final acelerado.

- ii) Análisis microestructural desde el calentamiento hasta el cuarto pase de laminación con las temperaturas y las velocidades correspondientes entre cada deformación y con un enfriamiento final acelerado.
- iii) Análisis microestructural desde el calentamiento hasta el sexto pases de laminación con las temperaturas y las velocidades correspondientes entre cada deformación y con un enfriamiento final acelerado.

El esquema mostrado en la figura 3.8 representan los ciclos termomecánicos a los que fue sometido el material de los primeros cuatro pases de laminación respectivamente.



**Figura 3. 8. Ciclos termomecánicos para el análisis de la evolución microestructural del acero durante el proceso a) esquema de los primeros dos pases de laminación. b) Esquema del ciclo completo de laminación.**

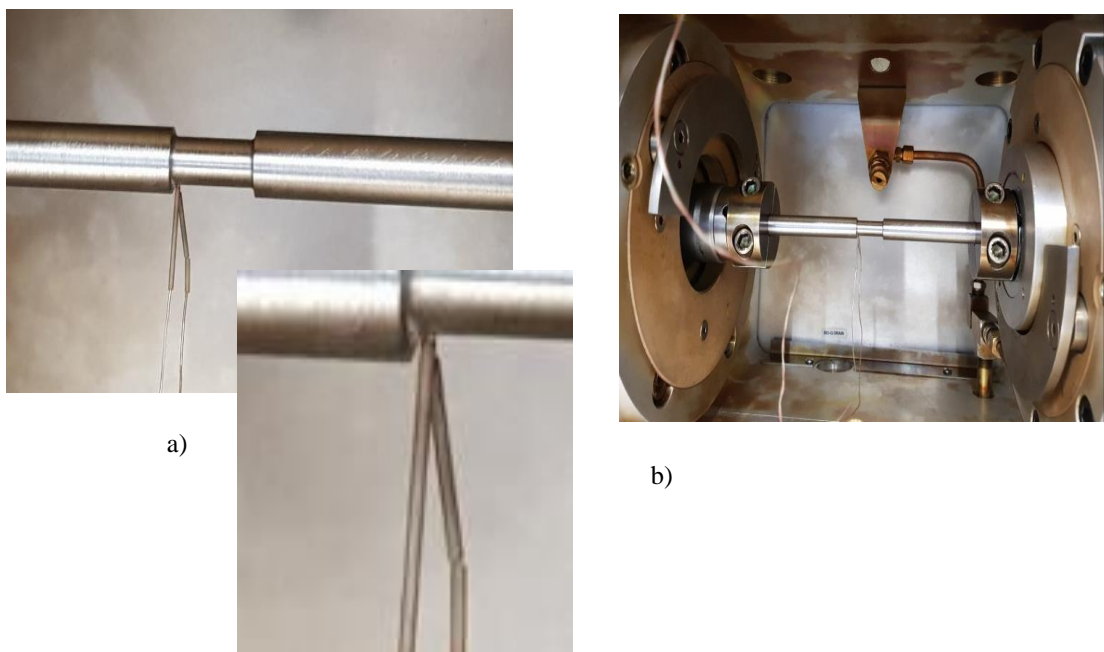
En cuanto al esquema de la condición ii), se utilizó el mismo ciclo térmico de la figura 3.8 inciso b) pero con la condición de simulación del recalentamiento y los cuatro pases de laminación y su respectivo enfriamiento.

En donde las condiciones de simulación en sus diferentes casos se simularon con sus respectivas pruebas de tipo duplicado para la validación de los resultados.

Además de que se establecieron dos diferentes tiempos durante el recalentamiento para analizar el efecto que presentaba la microestructura ante a deformación. Los

tiempos establecidos fueron de 30 segundos y 50 segundos. En donde en total se sometieron 16 probetas a simulación del proceso termomecánico y 8 probetas para el análisis de la temperatura  $T_{nr}$ .

En la figura 3.9 se muestra una recopilación fotográfica del proceso que se le dio a la probeta antes de ser probada. En el inciso *a*) se muestra la probeta con los termopares soldados antes de ser montada en la cámara de vacío, el inciso *b*) muestra la probeta de 8 mm montada y lista para realizar la prueba de simulación en la *Gleeble*, el cual se utilizó para llevar a cabo estos ciclos experimentales.



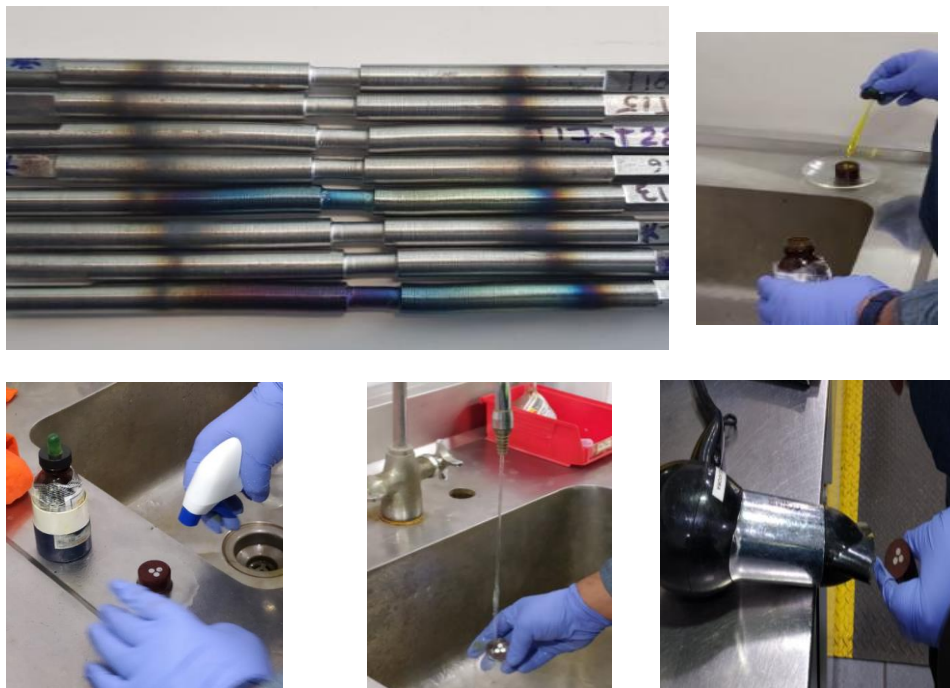
*Figura 3. 9. Preparación de probeta de torsión para ser ensayada en simulador Gleeble.*

### 3.3.4 Análisis metalográfico de probetas ensayadas con prueba de torsión en simulador Gleeble.

Para realizar el análisis de la evolución microestructural durante el proceso de simulación del proceso termomecánico en caliente en probetas de torsión de 8 mm, se realizó el montaje de las probetas para llevar a cabo el análisis metalográfico por medio de microscopía óptica.

Las probetas fueron cortadas, devastadas y pulidas de acuerdo al proceso de realización del análisis metalográfico utilizando un reactivo químico, para el análisis en microscopio óptico, de Nital a un 2%.

En la figura 3.10 se muestra el procedimiento que se le dio a las probetas ensayadas para su caracterización.



*Figura 3. 10. Proceso para caracterización de las probetas de 8 mm ensayadas en simulador Gleeble.*



# Capítulo IV.

## Resultados y discusión.

En este capítulo se describirán y analizarán los resultados obtenidos de las pruebas experimentales de torsión aplicadas al material del acero de fase compleja.

Se debatirán los resultados en función a los fundamentos del estudio del acero que envuelven el proceso de laminación en caliente y se abrirá la discusión respecto al tema en cada uno de los casos.

### 4.1 Estudio y análisis de las pruebas de torsión en *Gleeble*.

De acuerdo a la experimentación realizada en el simulador *Gleeble* y los resultados obtenidos, se planteará el estudio y la discusión de los datos obtenidos para el análisis de la  $T_{nr}$ , los efectos en la microestructura y el análisis de la evolución microestructural del material.

**4.1.1 Obtención y análisis de la temperatura de no recristalización del material.**

Interpretando los datos obtenidos del desarrollo de las pruebas de torsión respecto a la experimentación planteada en el capítulo anterior, se obtuvieron las gráficas para el análisis de la temperatura de no recristalización del material.

En la Tabla 4.1 se muestran las condiciones de deformación, velocidad de deformación, temperatura y la cantidad de pases de laminación a las que se realizaron las simulaciones en las probetas de torsión de 8 mm.

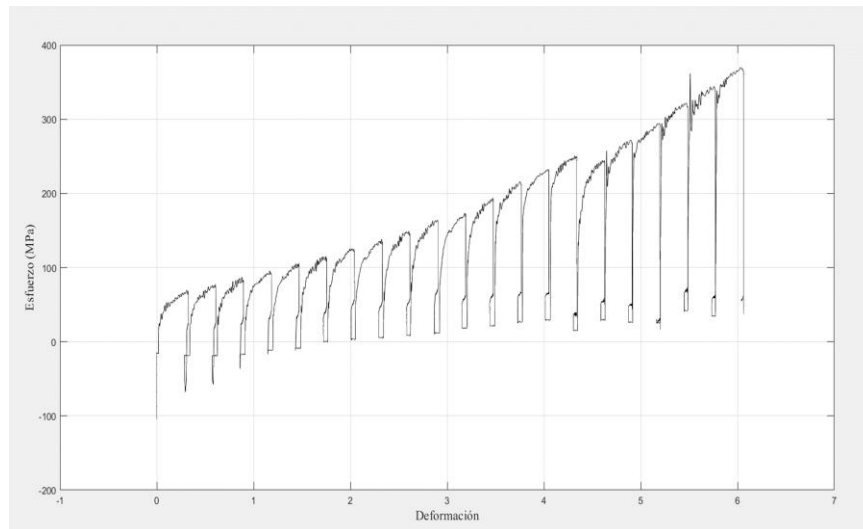
**Tabla 4. 1. Valores para las pruebas del análisis de Tnr del material.**

<i>Condición</i>	<i>Deformación</i>	<i>Velocidad de deformación</i> <i>s-1</i>	<i>Temperatura</i> <i>°C</i>	<i>Pases de laminación</i>
1	0.30	5.02	1200-700	21
2	0.30	7.50	1200-775	18
3	0.50	5.00	1200-775	18
4	0.50	7.50	1200-775	18

Para hacer la presentación de los resultados se seleccionaron las gráficas de las probetas que no presentaron alteraciones durante la prueba para la obtención de los datos, tanto de temperatura como de torque durante la simulación.

En donde para determinar la temperatura de no recristalización del material se exponen las cuatro gráficas obtenidas por los datos arrojados por la interfaz del simulador y las cuatro gráficas de las ocho pruebas que se presentaron en la experimentación, las cuales son funcionales para el análisis y que se obtuvieron a partir de la interpretación y transformación de los datos de cada una de las pruebas realizadas en la maquina *Gleeble*.

En la figura 4.1 se observa la gráfica de los datos obtenidos de la simulación del proceso de deformación con la condición No. 1, en la que se puede observar el comportamiento del esfuerzo ante la deformación durante toda la prueba.



**Figura 4. 1. Gráfica de esfuerzo deformación obtenida de los datos de simulación en Gleeble condición No. 1.**

En la figura 4.2 se observa la gráfica de los datos obtenidos con los cuales se calculó el *MFS* del material para realizar el análisis de la *Tnr* y en la que se pueden observar los puntos determinantes de cambio en la pendiente de la temperatura con respecto al flujo de deformación durante el proceso.

El análisis se realizó a partir de las tendencias que existen entre los puntos para identificar los cambios o quiebres en la pendiente, por lo que fue necesario realizar el trazo de líneas rectas (líneas de color rojo) desde el punto inicial hasta el punto final de los puntos que siguen la misma tendencia. Con las flechas rojas se indica el punto de cruce y en el que se localiza la temperatura crítica respectivamente. Técnica que ha sido implementada en diversas investigaciones para la determinación de la temperatura de no recristalización del material, un ejemplo es el trabajo que muestra el autor **Homsher [78]**.

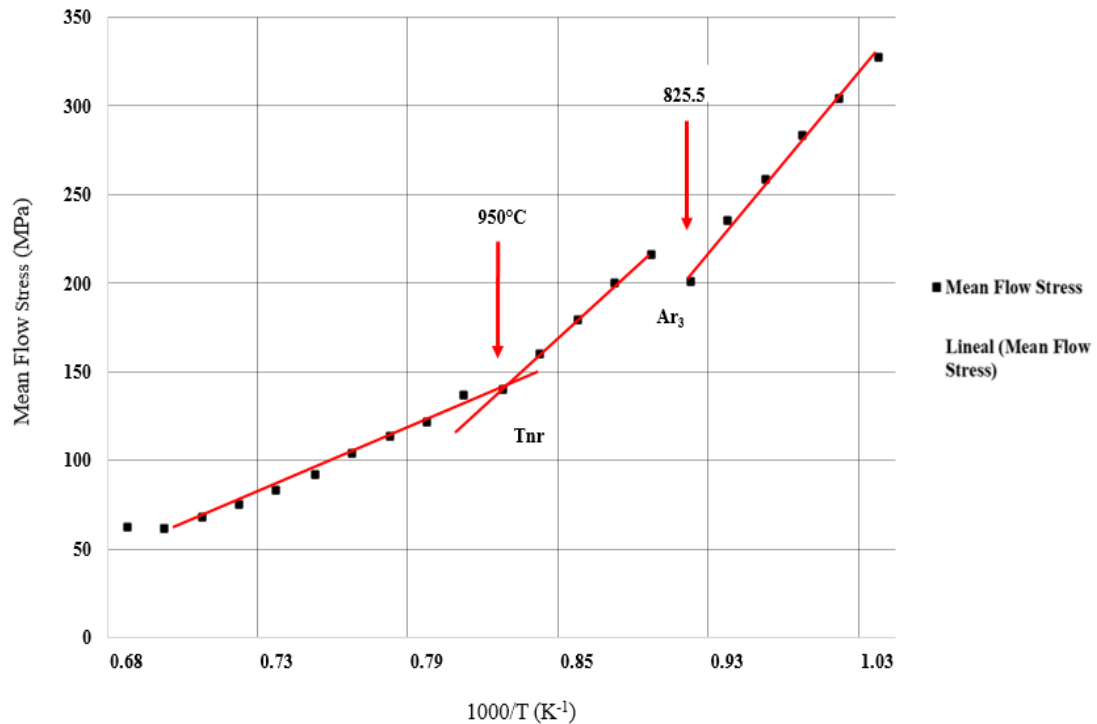


Figura 4. 2 Gráfica del esfuerzo de fluencia promedio (Mean Flow Stress, MFS) con respecto a la temperatura en la condición No. 1.

En esta gráfica se observa los valores de la prueba realizadas a una velocidad de deformación de  $5.02 \text{ s}^{-1}$  con una deformación de 0.30, en donde se obtienen el comportamiento en el que se demuestra el aumento progresivo del *MFS* con respecto a la disminución de la temperatura, por lo que se puede detectar el punto en donde se encuentra el primer cambio drástico, que según *Siciliano* y *Jonas* es la manifestación de la *Tnr* del material. Se dice que en este punto se pasa de un área de recristalización a un área de endurecimiento, que son áreas en las que existe recristalización parcial. También en la gráfica de la figura 4.2 se logró identificar de la temperatura *Ar<sub>3</sub>*, la cual se muestra en el segundo cambio de la pendiente en la que se da el cambio de austenita ( $\gamma$ ) a ferrita ( $\alpha$ ) y que es también conocida como área intercrítica de acuerdo a lo establecido en el diagrama de hierro carburo de hierro y que es respaldado por los autores *Solhjo* y *Ebrahimi* [72].

De igual forma que se presentó para la condición No.1 se presenta en la figura 4.3, la gráfica de estrazo deformación de los datos obtenidos por la simulación de la condición No. 2.

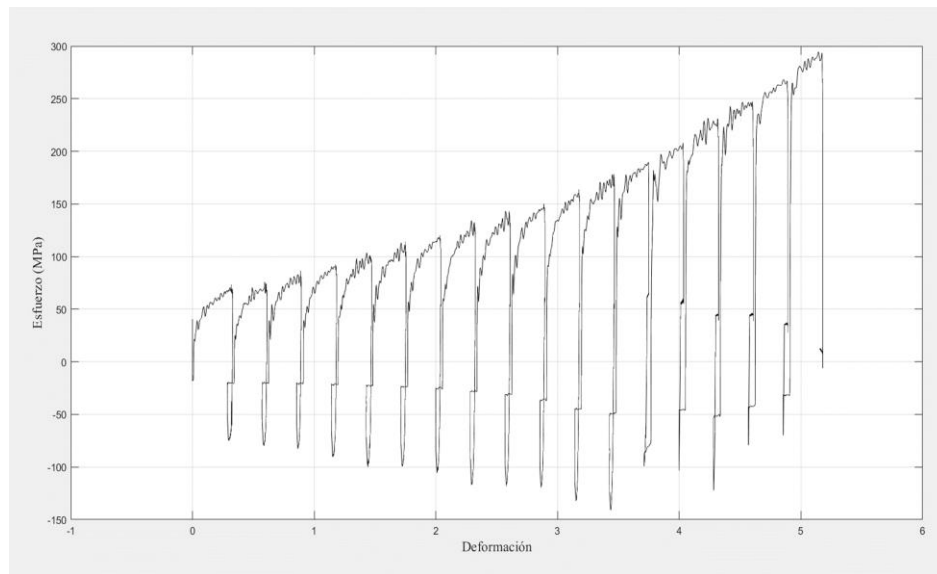


Figura 4. 3. Grafica de esfuerzo deformación obtenida de los datos de simulación en Gleeble condición No. 2.

En la gráfica mostrada en la figura 4.4 se muestra la condición No. 2, en la que se utilizó la misma técnica para la detección de los cambios en la recta que en el análisis de la condición No. 1, mostrada anteriormente [78].

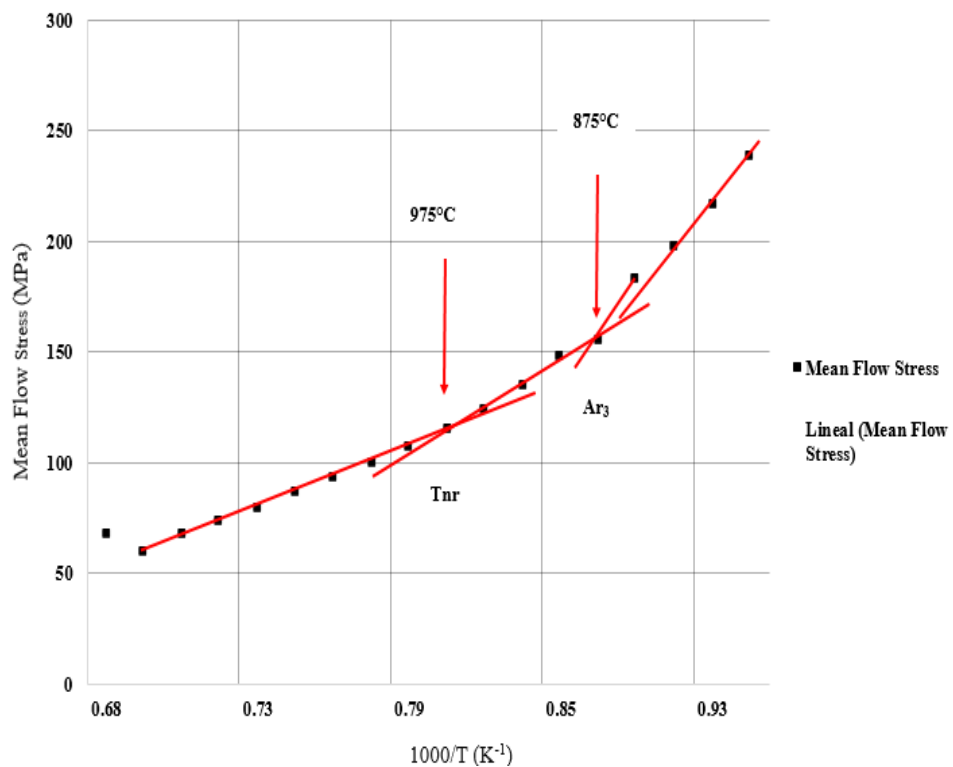
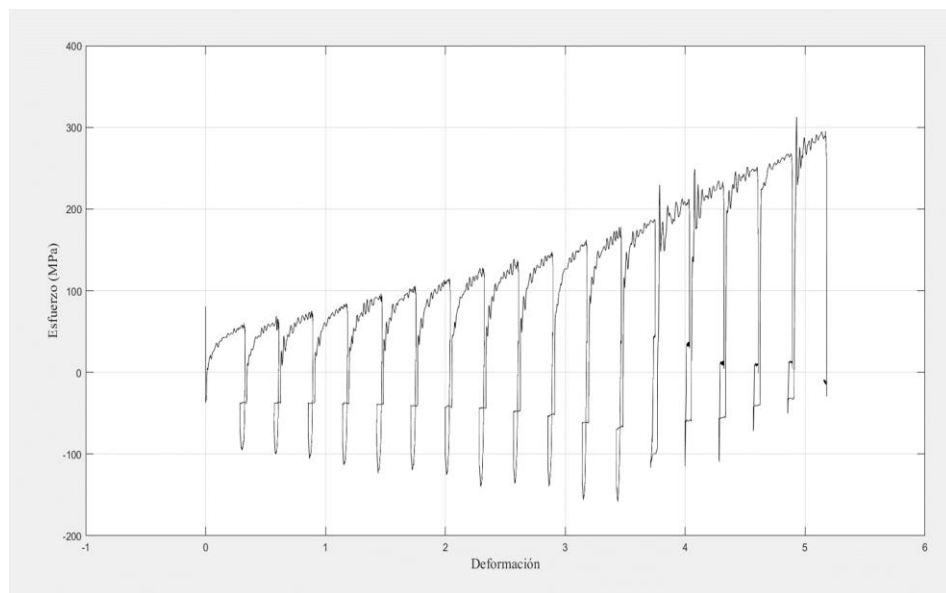


Figura 4. 4 Grafica del esfuerzo de fluencia promedio (Mean Flow Stress, MFS) con respecto a la temperatura en la condición No. 2.

En esta grafica se puede detectar visualmente que no presenta cambios drásticos en la pendiente durante el aumento del esfuerzo de fluencia promedio (*MFS*) con respecto a la temperatura. Pero realizando el análisis trazando las líneas rectas de punto a punto con respecto a la tendencia de cada uno, se puede detectar la intersección de cada una de las zonas de cambio. Esta simulación de deformación se realizó a una velocidad de deformación de  $7.50 \text{ s}^{-1}$  con una deformación de 0.30 en donde se manifiesta la *Tnr* y la *Ar<sub>3</sub>* y se identifican así por la temperatura a la que se están identificadas,  $975 \text{ °C}$  y  $875 \text{ °C}$  respectivamente.

La grafica mostrada en la figura 4.5 muestra el comportamiento del esfuerzo y la deformación de los datos obtenidos por la condición No. 3.



**Figura 4. 5. Grafica de esfuerzo deformación obtenida de los datos de simulación en Gleeble condición No. 3.**

En la figura 4.6 se muestra la gráfica del *MFS* de la condición 3, en la cuales se aprecia una manifestación continua y nula en la recta con respecto a la manifestación al *MFS* y a la temperatura.

En esta condición de simulación se establecieron valores de deformación de 0.50 y una velocidad de deformación de  $5 \text{ s}^{-1}$ .

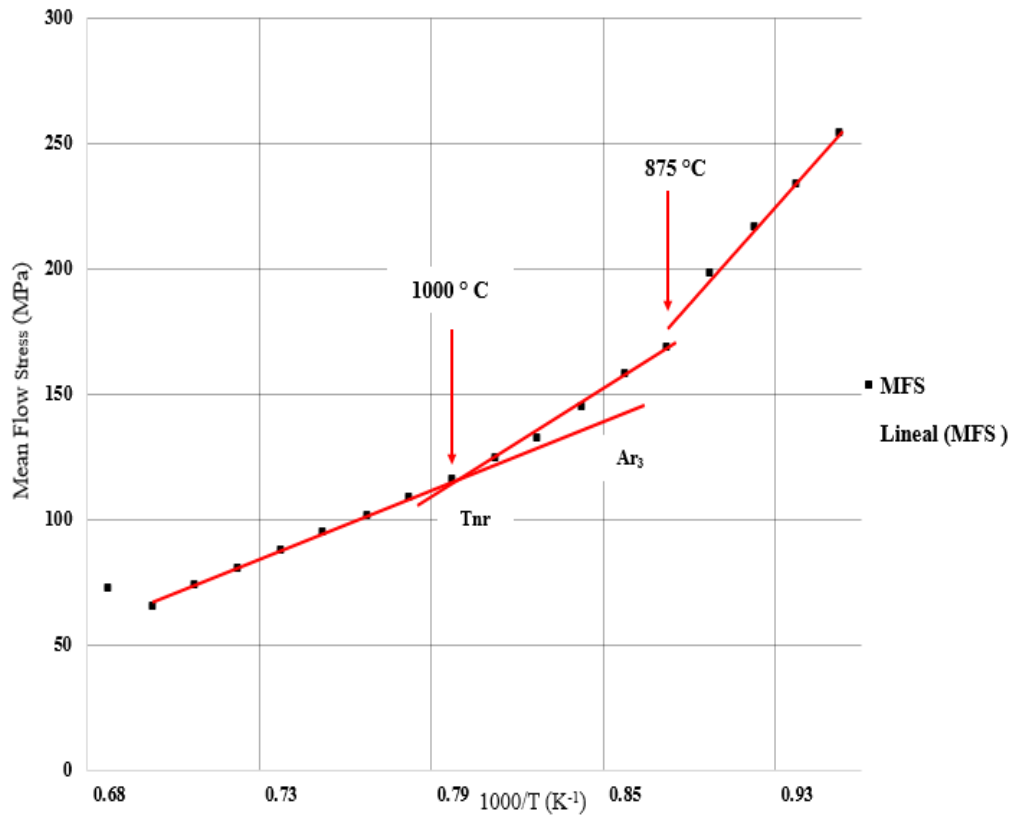


Figura 4. 6 Grafica del esfuerzo de fluencia promedio (Mean Flow Stress, MFS) con respecto a la temperatura en la condición No. 3.

En donde trazando las rectas de tendencia se logra identificar los cruces en los que la temperatura se encuentra entre 1000 °C y 875 °C y por lo que se identifican como  $T_{nr}$  y  $Ar_3$  respectivamente.

Por ultimo en la figura 4.7 se muestra la última grafica de esfuerzo deformación obtenida de los datos de simulación de la condición No. 3, los cuales se utilizaron para el cálculo del  $MFS$  de la gráfica mostrada en la figura 4.8 en la que la condición de simulación la deformación se estableció a 0.50 y la velocidad de deformación de  $7.50 s^{-1}$ .

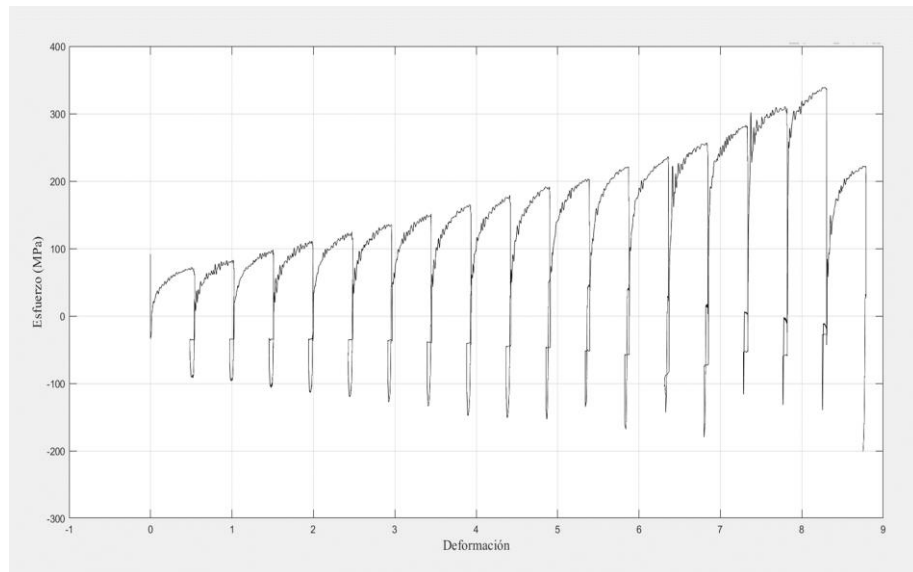


Figura 4. 7. Grafica de esfuerzo deformación obtenida de los datos de simulación en Gleeble condición No. 4.

En donde se manejaron las mismas técnicas de análisis para la identificación del cambio en la pendiente y que a primera vista no se aprecian manifestaciones de los cambios bruscos en la pendiente de la relación *MFS* y temperatura, de los cuales se pueden identificar los valores de *T<sub>nr</sub>* a 950°C y *Ar<sub>3</sub>* a 850°C.

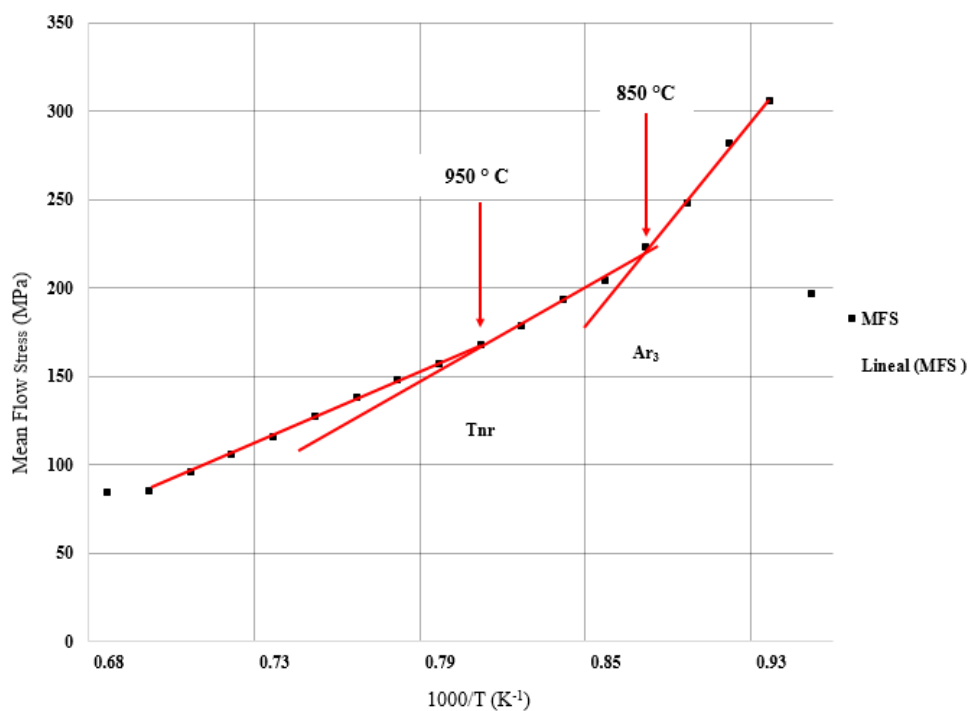


Figura 4. 8. Grafica del esfuerzo de fluencia promedio (Mean Flow Stress, MFS) con respecto a la temperatura en la condición No. 4.

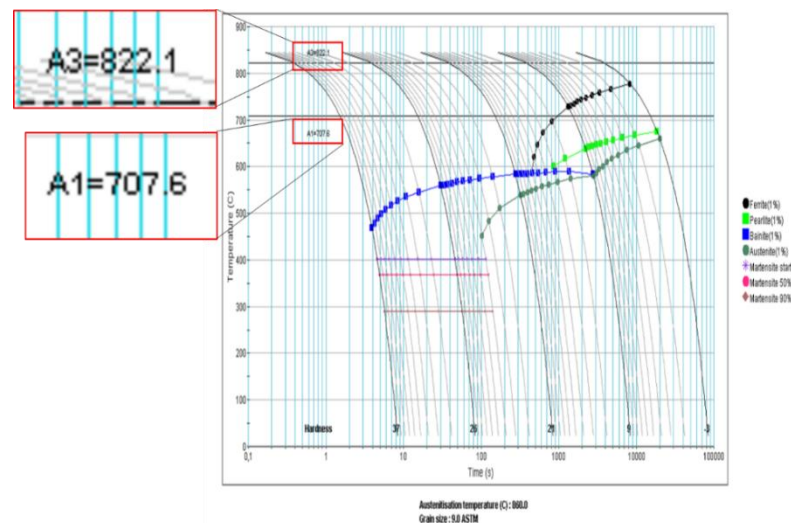


Y de acuerdo a los resultados obtenidos de las gráficas, se realizó el análisis por comparación de las temperaturas para su mejor comprensión. En la Tabla 4.2 se enlistan las temperaturas críticas  $T_{nr}$  y  $Ar_3$  de las simulaciones del proceso de deformación.

**Tabla 4. 2. Comparación de las temperaturas críticas de transformación en las diferentes condiciones de simulación.**

Condición	Deformación	Velocidad de deformación $s^{-1}$	$T_{nr}$ °C	$Ar_3$ °C	$Ar_1$ °C
1	0.30	5.02	950	825	-
2	0.30	7.50	975	875	-
3	0.50	5.00	1000	875	-
4	0.50	7.50	950	850	-

Para la validación de los valores en la tabla de las temperaturas  $Ar_3$  que se obtuvieron en las gráficas anteriormente presentadas, se realizó la simulación de la composición química del acero en condiciones de equilibrio considerando una temperatura de austenización, que es la temperatura de donde el programa comienza a evaluar los microconstituyentes y las velocidades de transformación a las que se presentaran.



**Figura 4. 9. Grafica obtenida en JMatPro para la validación de la  $T_{nr}$  del material**

En la figura 4.9 se muestra la gráfica de las curvas *CCT* en la que se aprecia la transformación de la composición química y las temperaturas en las que existen los cambios durante el calentamiento y que revelan el valor de  $Ar_3$  y  $Ar_1$ , que validan los resultados obtenidos de las simulaciones. En el caso de la  $Ar_3$  se identificó como el segundo cambio drástico en la pendiente, por los valores de temperatura en los que se mostró el cambio y que es respaldado por la gráfica de la *CCT* en la figura 4.9. En cuanto a la temperatura  $Ar_1$ , que en la búsqueda de la *Tnr* no es relevante, no se tuvieron manifestaciones en las gráficas, ya que por las condiciones experimentales y el rango de temperatura en el que se encuentra  $Ar_1$ , no se llegó a la trascendencia del punto crítico de transformación de ferrita ( $\alpha$ ) a cementita ( $Fe_3C$ ).

Finalmente, con la recopilación de los datos de las temperaturas de las simulaciones se evaluó cual es la condición que revela los valores más a cercados a la simulación para la obtención de la *Tnr*.

La condición No.1, con un valor de deformación de 0.3 y una velocidad de deformación de  $5.02 s^{-1}$ , muestra un resultado satisfactorio para la identificación de la temperatura de no recristalización, que para el material analizado el valor de temperatura es de  $950^{\circ}C$  según lo obtenido experimentalmente.

La conclusión de haber tomado este valor de temperatura fue que a partir del análisis de que a menor deformación y a menor velocidad de deformación se someta el material durante el proceso de la simulación, existe una mayor manifestación de los cambios en la microestructura durante el proceso de deformación que se encuentran directamente relacionados con la recristalización y la recuperación, los cuales se ven reflejados en el comportamiento del *MFS* con respecto a la temperatura por lo que se pueden apreciar de mejor forma los cambios brusco en la recta.

Por lo que la importancia de detectar el valor de la temperatura de no recristalización de un material se encuentra en que se conocerán las zonas o rangos de temperatura en las que la microestructura del material muestre fenómenos de recristalización, crecimiento de grano y nucleación durante los proceso de deformación para así poder obtener la microestructura deseada durante la laminación que garantice las propiedades mecánicas del material.

Cabe mencionar que el proceso termomecánico al que se someta el material requiere tener la configuración de las temperaturas críticas de transformación para que los fenómenos metalúrgicos se lleven a cabo y se cumplan los efectos requeridos en la microestructura.

#### **4.1.2 Análisis del efecto que tiene el proceso termomecánico industrial en la microestructura del acero CP 1000.**

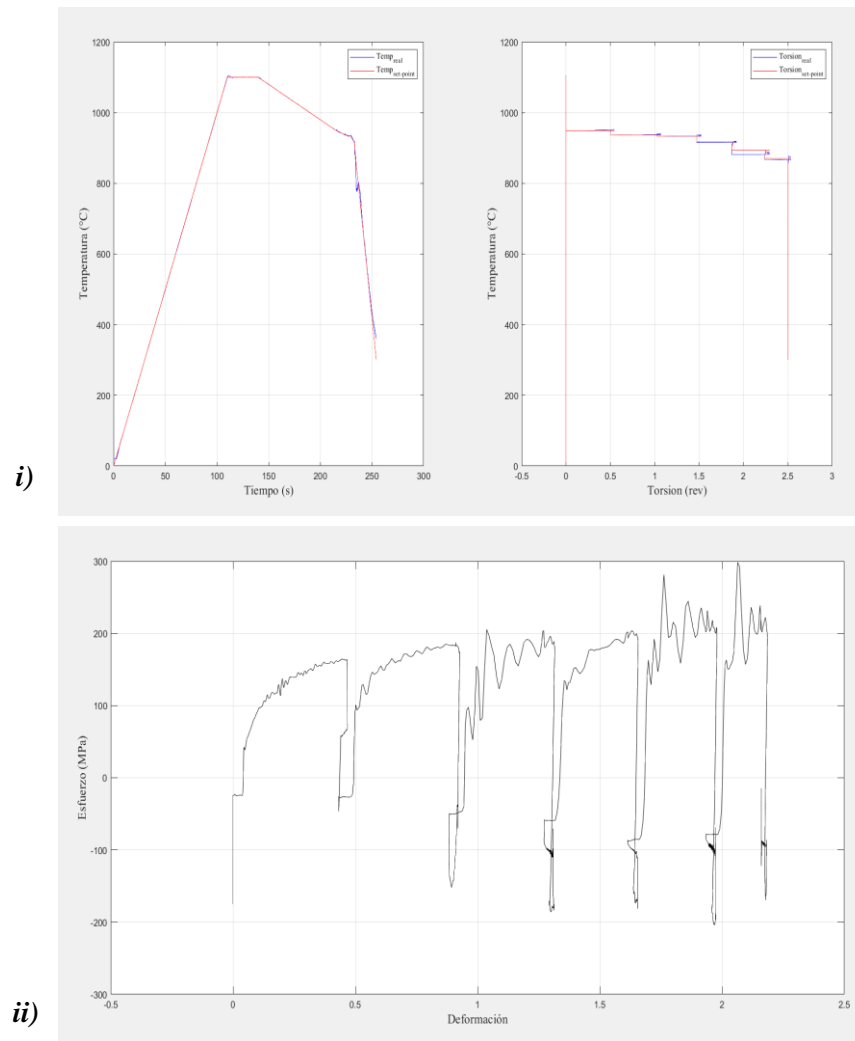
Como resultado de los ciclos experimentales de la simulación del proceso de laminación caliente y el proceso de caracterización a los que se sometió el material, se muestran los resultados obtenidos del análisis metalográfico, con los que se podrá evaluar el comportamiento de la microestructura ante las variables de deformación y temperatura, así como las propiedades mecánicas resultantes en material.

En la Tabla 4.3 se muestran las condiciones de simulación que se utilizaron para esta condición de prueba.

**Tabla 4. 3. Condiciones de simulación LAC industrial.**

<i>Pases</i>	<i>Deformación</i>	<i>Velocidad de deformación s<sup>-1</sup></i>	<i>Temperatura °C</i>
1	0.44	5.03	949
2	0.45	11.36	937
3	0.39	20.00	934
4	0.35	20.00	917
5	0.32	20.00	894
6	0.22	20.00	870

Donde de la prueba de simulación se extrajeron los datos, para así obtener los valores y poder generar las gráficas mostradas en la figura 4.10, en las cuales se muestran las gráficas del ciclo térmico y de esfuerzo-deformación resultantes de las simulaciones del proceso.

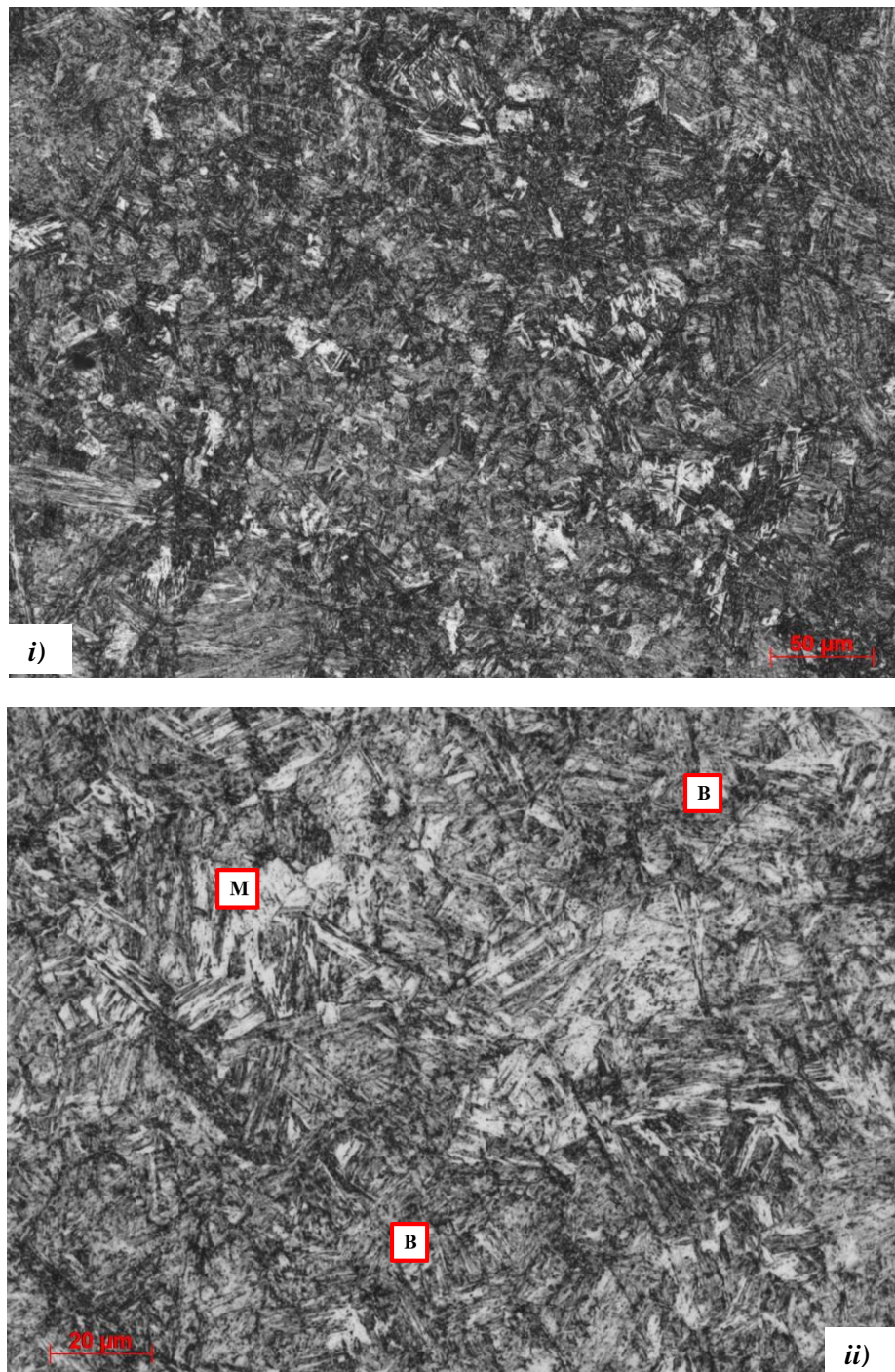


**Figura 4. 10. i) Seguimiento de temperatura durante el proceso de deformación. ii) Grafica de esfuerzo deformación obtenida del proceso de simulación.**

Para la evaluación microestructural se exponen en los casos *a)* y *b)*, las micrografías obtenidas de las dos diferentes condiciones de experimentación. En las cuales se realizará el análisis de las micrografías de acuerdo a los tiempos de recalentamiento para interpretar el efecto que tiene el proceso termomecánico en el material y revisar los valores de elongación y resistencia obtenidos por la simulación.

- a) Microestructura obtenida a partir de un recalentamiento de 30 segundos.
- b) Microestructura obtenida a partir de un recalentamiento de 50 segundos.

- a) Microestructura obtenida a partir de la simulación del proceso termomecánico con un recalentamiento inicial de 30 segundos.



**Figura 4. 11. Microestructura obtenida a partir del proceso termomecánico. i) imagen con una magnificación de 200X. ii) imagen con magnificación de 500X.**

En el caso del inciso *a)* se muestra las micrografías de la simulación que consistió en un recalentamiento en donde el espécimen pasa de estar en fase ferrita a fase austenita hasta una temperatura de 1100°C por 30 segundo. En donde el material, por el tiempo de recalentamiento a esa temperatura adquirió un tamaño de grano austenítico antes de ser deformado de *61 mirones (5.5 ASTM)*. Durante la deformación el material no muestra características potenciales ante los procesos de recristalización y crecimiento de grano. Al finalizar los procesos de deformación el material obtiene una microestructura con granos deformados con un tamaño de grano de *7.56 micrones (11.5 ASTM)*. Las imágenes de simulación del proceso termomecánico en *JMatPro* se encuentran en los anexos. Para validar los microconstituyentes presentes en el material se realizaron simulaciones de acuerdo a los enfriamientos dados en la experimentación y las características de tamaño de grano al finalizar los procesos de deformación, lo que mostraron los microconstituyentes como se muestran en las micrografías de la figura 4.11. Se puede apreciar la predominación de la fase bainítica en la microestructura del material, en donde por los enfriamientos la martensita tiene menor presencia, así como también se encontró en bajo porcentaje a la ferrita en la microestructura del material. En la figura 4.12 se muestra la gráfica de comprobación de los microconstituyentes obtenidos por la condición de experimentación a la que se sometió el material.

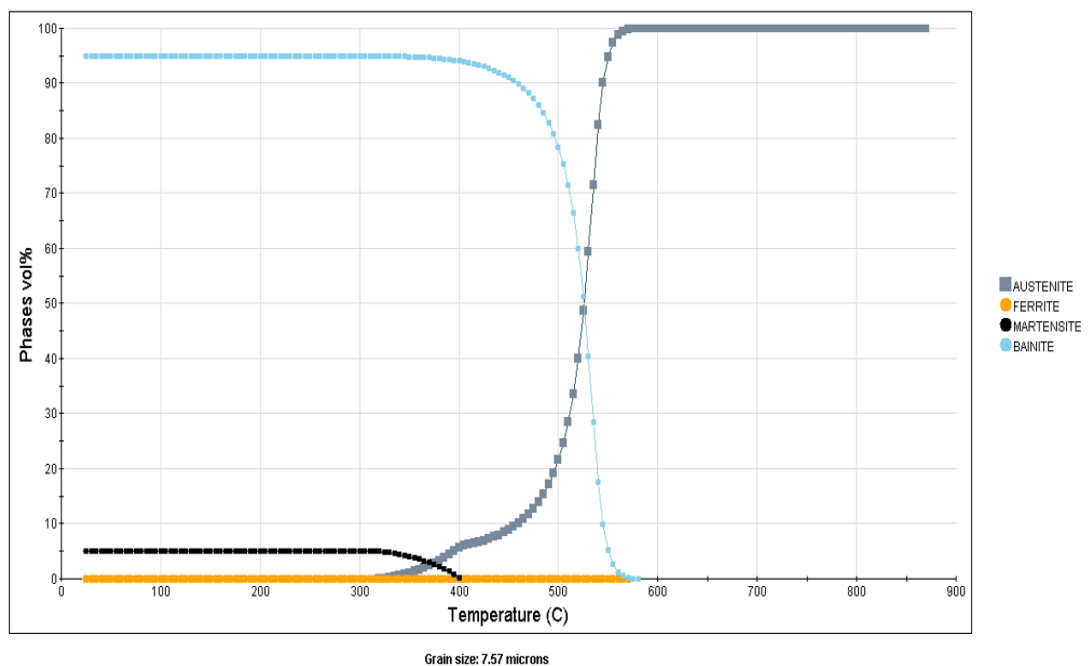


Figura 4. 12. Microconstituyentes obtenidos por la aplicación de propiedades de enfriamiento a 20°C/s en *JMatPro*.

En donde por el proceso termomecánico y la obtención de los microconstituyentes mostrados en la figura 4.12, el material presenta valores de resistencia a la tracción y de elongación a prueba a un 0.2%, como los mostrados en la figura 4.13.

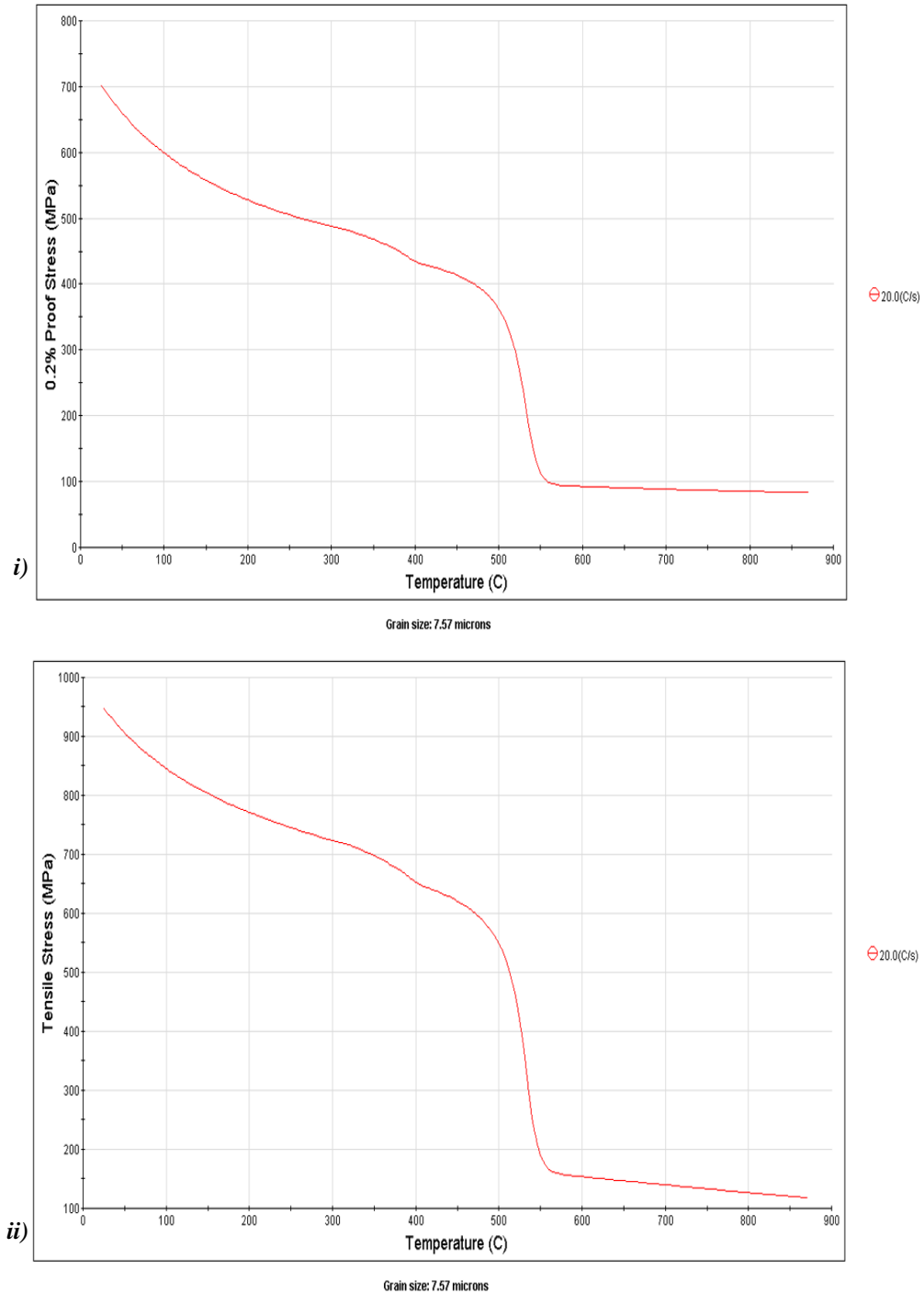
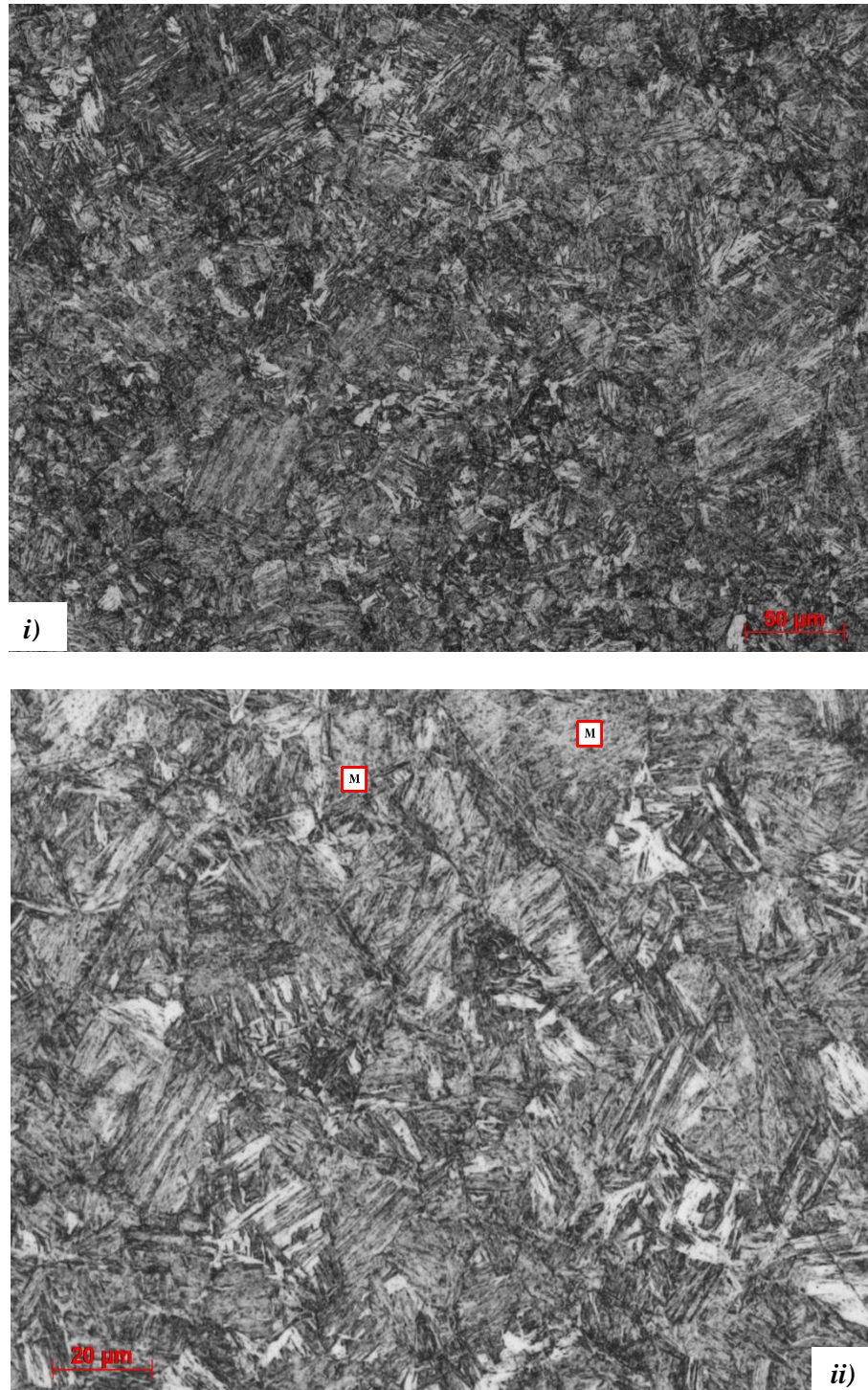


Figura 4. 13. Graficas de las propiedades mecánicas de la materia. i) Valores de elongación. ii) Valores de resistencia a la tensión.

- b) Microestructura obtenida a partir de la simulación del proceso termomecánico con un recalentamiento inicial de 50 segundos.



*Figura 4. 14. Microestructura obtenida a partir del proceso termomecánico. i) imagen con una magnificación de 200X. ii) imagen con magnificación de 500X.*

En el inciso *b)* se muestra las micrografías de la simulación que consistió en un recalentamiento a 10°C/s hasta una temperatura de 1100°C por 50 segundos donde a



esa temperatura adquirió un tamaño de grano austeníticos antes de ser deformado de 68.5 mirones (5.1 ASTM), este valor fue obtenido por la simulación del tiempo y la temperatura en el software *JMatPro*. Durante la deformación el material no muestra características potenciales ante los procesos de recristalización y nucleación, que es similar al caso mostrado en el inciso a). Al finalizar los procesos de deformación el material obtiene una microestructura con granos deformados con un tamaño de grano de 7.58 micrones (11.49 ASTM) obtenido por simulación. Las imágenes de simulación del proceso termomecánico en software *JMatPro* se encuentran en los anexos.

Para validar los microconstituyentes presentes en la microestructura de la figura 4.14, se realizaron las simulaciones de las propiedades de enfriamiento en el software *JMatPro* utilizando los enfriamientos dados en la experimentación, los cuales se realizaron a una velocidad de 20 °C/s y utilizando también el tamaño de grano que se obtuvo a partir de la simulación al finalizar el proceso de deformación para validar los procesos de transformación durante el enfriamiento. En la figura 4.15 se muestra los microconstituyentes obtenidos del ciclo de experimentación a 50 segundos de calentamiento.

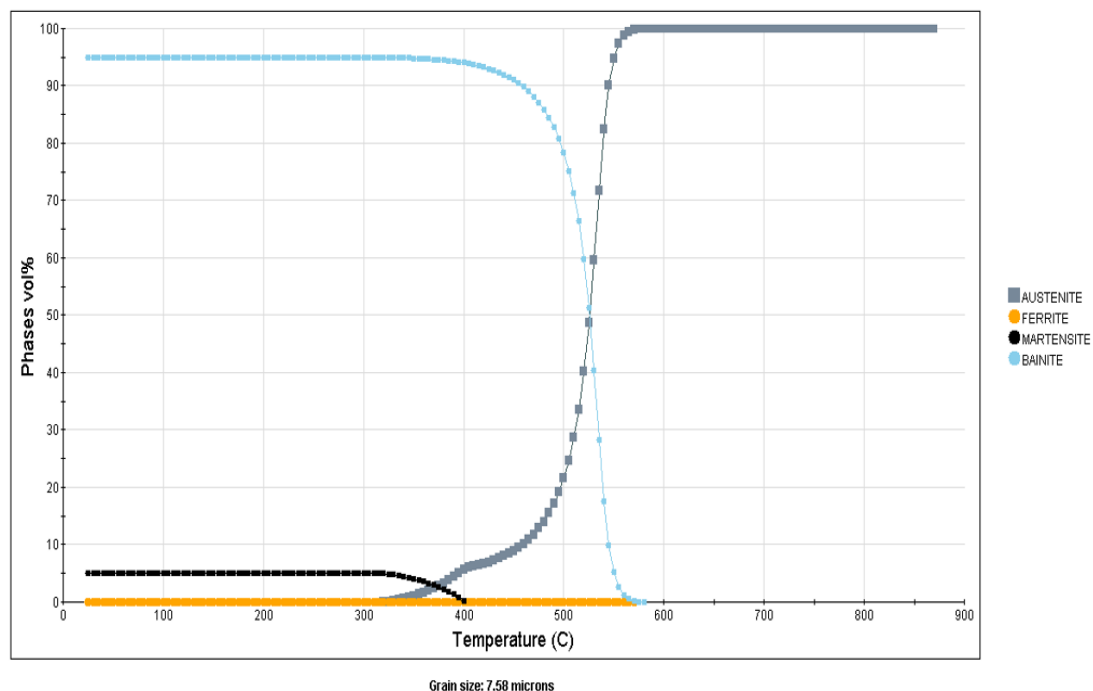


Figura 4. 15. Microconstituyentes obtenidos por la aplicación de propiedades de enfriamiento a 20°C/s en *JMatPro*.

Cabe mencionar que el caso del inciso *b*,) al igual que en el caso del inciso *a*) con un calentamiento a 30 segundos y un enfriamiento a 20°C/s muestran los mismos porcentajes tanto de bainita, de martensita, así como también de ferrita, en donde por los efectos de la simulación la microestructura se observa deformada. Por lo que hasta este punto de experimentación se plantea que el tiempo de recalentamiento para el crecimiento del grano austenítico durante el recalentamiento del material, no genera un cambio considerable en el tamaño de grano a la salida del proceso de deformación y en la obtención de los microconstituyentes.

Por lo que los valores de resistencia a la tracción y los valores de elongación a un 0.2% del material son iguales en caso del inciso *a*) en la figura 4.13, así como los del caso *b*) en la figura 4.15.

Considérese que las simulaciones del proceso termomecánico y las simulaciones del proceso de transformación ante ciertas velocidades de enfriamiento y tamaño de grano en el simulador *JMatPro* toma ambientes en equilibrio y condiciones estables para realizar los análisis.

Entonces se conoce el efecto que tiene el aplicar el proceso termomecánico con la temperatura de recalentamiento, deformación, velocidades de deformación y velocidades de enfriamiento del proceso industrial, el cual produce un material con características de microconstituyentes los cuales corresponden a un acero bainítico en un 95% con un valor de resistencia a la tensión de 950 MPa y una elongación a un 0.2 % de prueba de 700 MPa con la composición química correspondiente a un acero de fase compleja con características mecánicas a 1000 MPa. Por lo que se concluye que la eficiencia del proceso termomecánico ante esta composición química no es funcional para la obtención tanto de los microconstituyentes que caracterizan a un acero de fase compleja en los porcentajes bibliográficamente proporcionados, así como tampoco cumple los valores esperados en las propiedades mecánicas del material, utilizando las características de simulaciones mencionadas en la metodología de la experimentación.

Por lo que para el cumplimiento de las características microestructurales y las propiedades mecánicas del material se propone que ante las condiciones mostradas anteriormente, el material durante el enfriamiento se someta a una velocidad de enfriamiento mayor que la usada actualmente (20°C/s) por ejemplo 50°C/s. En la

figura 4.16 se muestran las simulaciones obtenidas en el software *JMatPro* de los microconstituyentes obtenidos y las propiedades mecánicas a una velocidad de  $50^{\circ}\text{C/s}$  utilizando el mismo tamaño de grano a la salida del proceso de deformación obtenido de la simulación del proceso termomecánico.

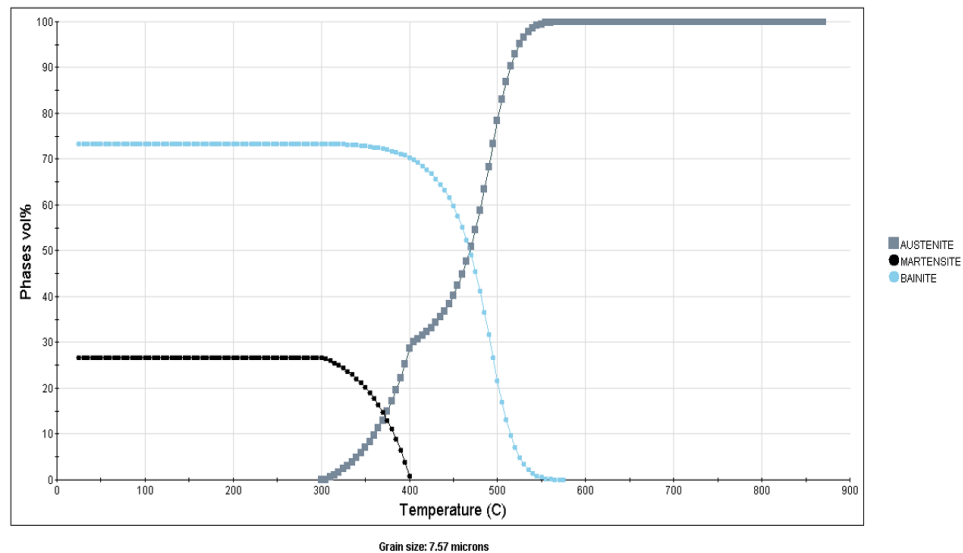
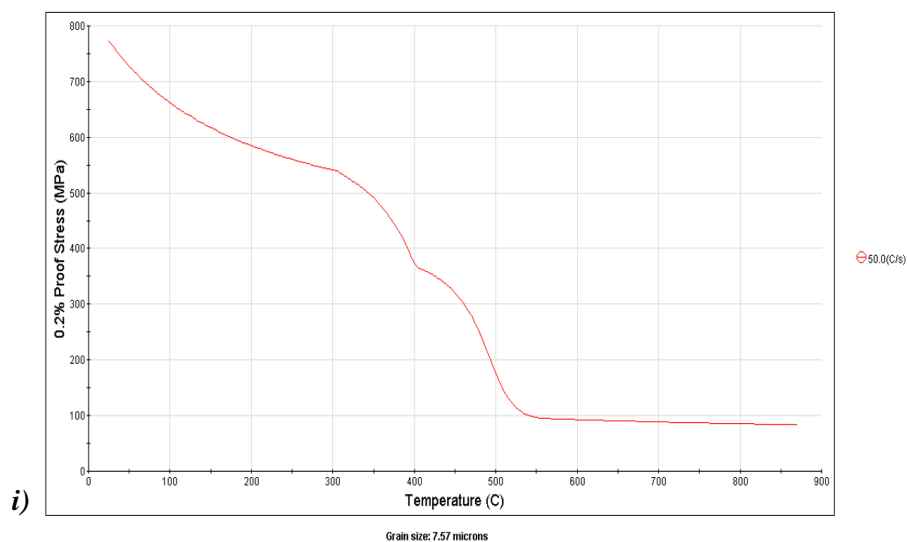


Figura 4. 16. Simulación del enfriamiento propuesto a una velocidad de enfriamiento  $50^{\circ}\text{C/s}$ .

En la gráfica se puede apreciar que a una velocidad de enfriamiento a  $50^{\circ}\text{C/s}$  se obtiene un 26% de martensita y un 75% de bainita los cuales son los porcentajes característicos para un acero de fase compleja.

En la figura 4.17 se muestra las gráficas de las propiedades mecánicas que caracterizan al material por los procesos de deformación y de transformación.



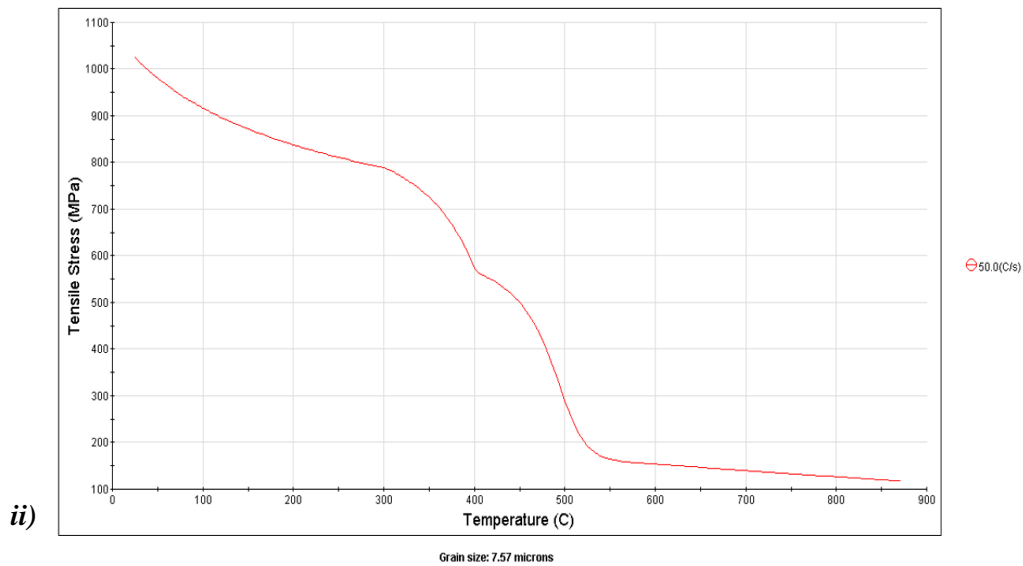


Figura 4. 17. Propiedades características del material con los enfriamientos propuestos.

Por lo que los resultados mostrados en la figura 4.16 y 4.17 son características correspondientes a un acero de fase compleja con propiedades mecánicas considerables obtenidas de características especiales de transformación de fase de acuerdo a una velocidad de enfriamiento y un tamaño de grano al final de laminación para la obtención de un material para la implementación como un acero de alta resistencia en el *BIW*.

#### 4.1.3 Evolución microestructural durante el proceso de deformación en caliente: análisis de los fenómenos metalúrgicos.

Para evaluar el comportamiento de la microestructura se realizó un análisis secuencial de las micrografías para la demostración del cambio durante el proceso de deformación. Se mostrarán las micrografías de las dos condiciones establecidas de recalentamiento las cuales corresponden a 30 y 50 segundos respectivamente, realizando la comparación en cada uno de las etapas de laminación a las que se sometió el material en las cuales se analizarán, a) recalentamiento y dos pases de laminación, b) recalentamiento y cuatro pases de laminación, c) recalentamiento y seis pases de laminación, en las que en cada caso se presentara el ciclo térmico y la gráfica de esfuerzo deformación de cada una de las condiciones de simulación. Se analizará la importancia del tiempo de recalentamiento en influencia con los cambios que existieron durante el desarrollo del proceso termomecánico, así como también se

realizará la discusión de las características y la conclusión y comentarios en cada uno de los casos. Por último, se mostrará el esquema del proceso de laminación y las micrografías correspondientes a cada dos pases de deformación para visualizar los cambios en la microestructura.

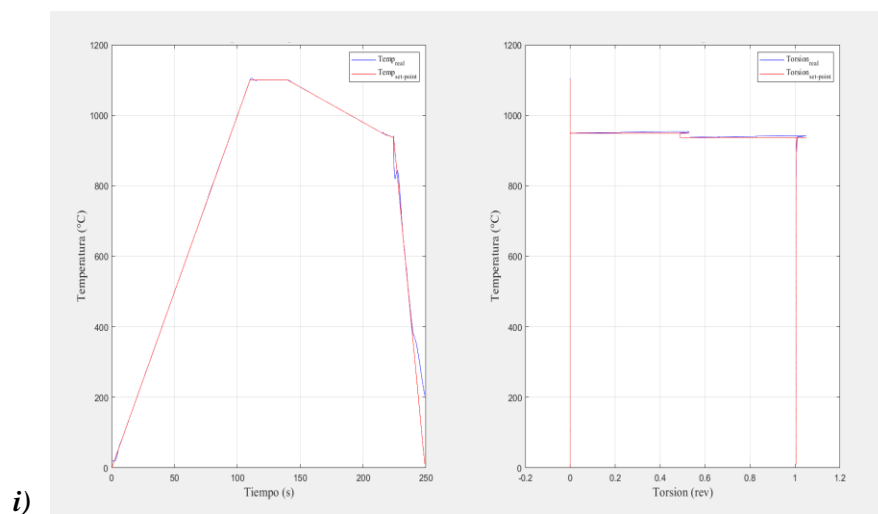
- a) Análisis de la microestructura desde el recalentamiento a 30 y 50 segundos hasta los primeros dos pases de laminación.

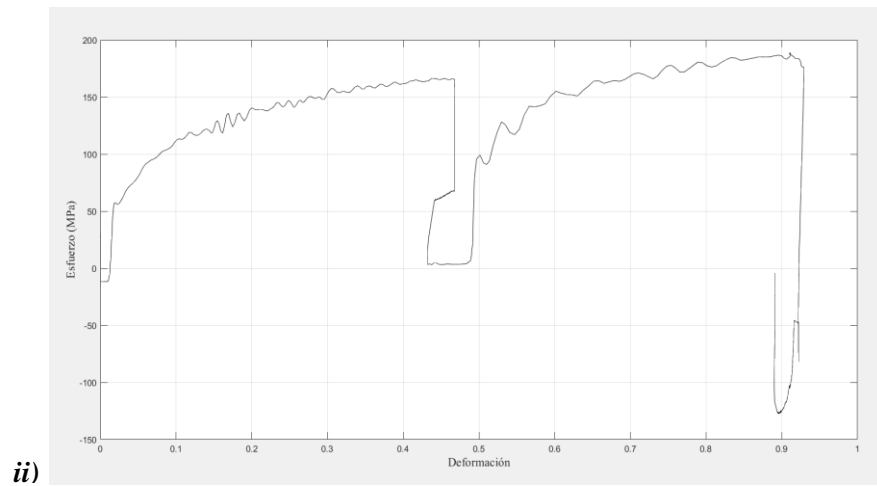
En la Tabla 4.4 se muestran las condiciones de simulación con las que se desarrolló el proceso de deformación correspondiente a este ciclo con las que se obtuvieron los datos del ciclo térmico y la gráfica esfuerzo deformación mostradas en la figura 4.18.

**Tabla 4. 4. Condiciones de simulación para análisis de la evolución microestructural.**

<i>Pases</i>	<i>Deformación</i>	<i>Velocidad de deformación.</i> <i>s<sup>-1</sup></i>
<b>1</b>	0.44	5.03
<b>2</b>	0.45	11.36

El seguimiento del ciclo térmico y las deformaciones durante la simulación brindan información para respaldar en análisis, así como las conclusiones y comentarios que se generaran para este apartado.

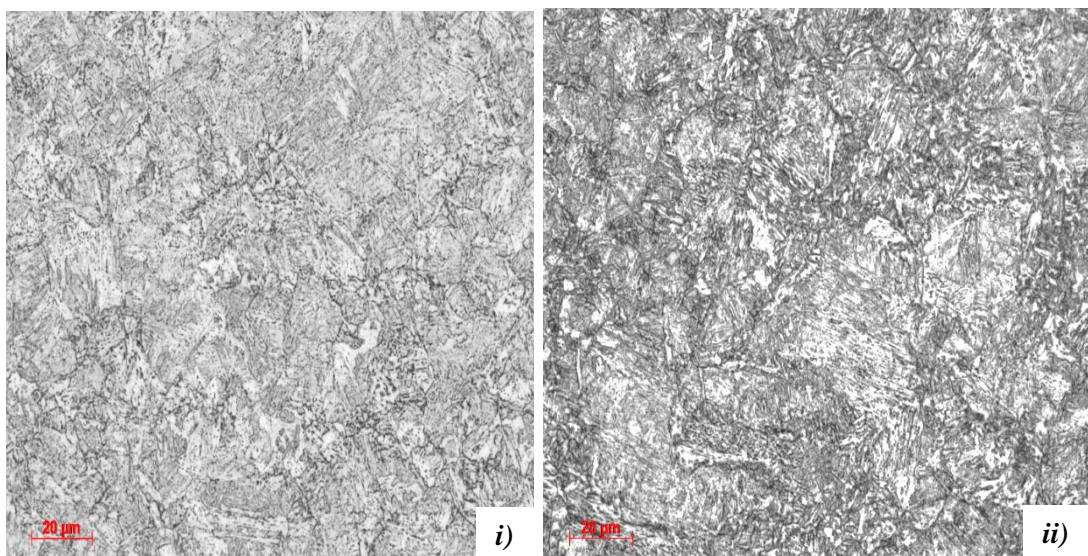




**Figura 4. 18. i) Seguimiento de temperatura durante el proceso de deformación. ii) Grafica de esfuerzo deformación obtenida del proceso de simulación.**

En la figura i), se tiene el seguimiento de la temperatura durante toda la prueba y el seguimiento de cada una de las deformaciones a la temperatura correcta, así como el seguimiento correcto de la deformación mostrado en el inciso ii) de la figura 4.18.

En la figura 4.19 se muestran las micrografías obtenidas de la prueba de torsión a partir de un recalentamiento de 30 y 50 segundos a 1100°C y los dos primeros pases de deformación, respectivamente. En estas simulaciones se llevaron a cabo los enfriamientos de manera que pudiera revelar la microestructura obtenida del proceso de deformación.



**Figura 4. 19. Micrografías obtenidas del proceso de simulación de la prueba de torsión a 500X. i) prueba a 30 segundos de recalentamiento. ii) 50 segundos de recalentamiento.**

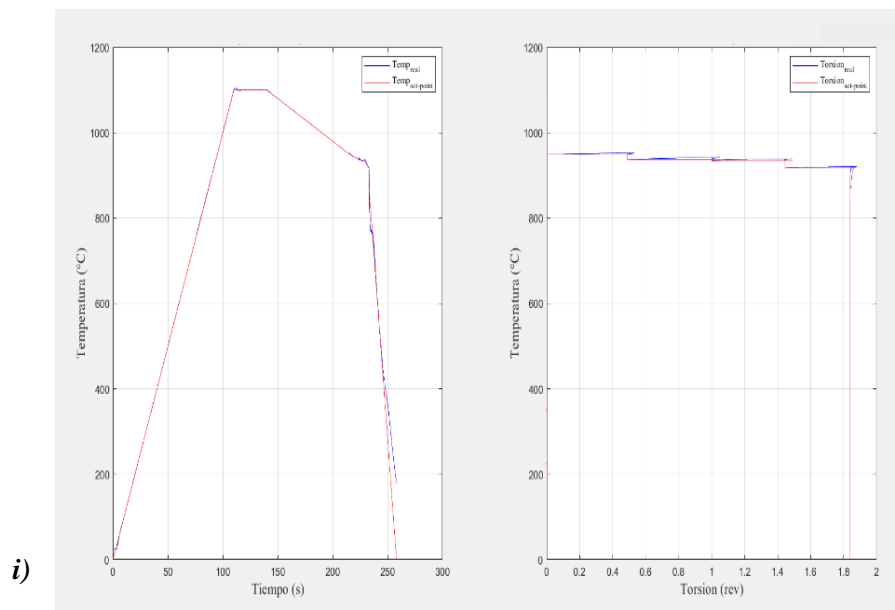
b) *Análisis microestructural desde el recalentamiento a 30 y 50 segundos hasta el cuarto pase de laminación.*

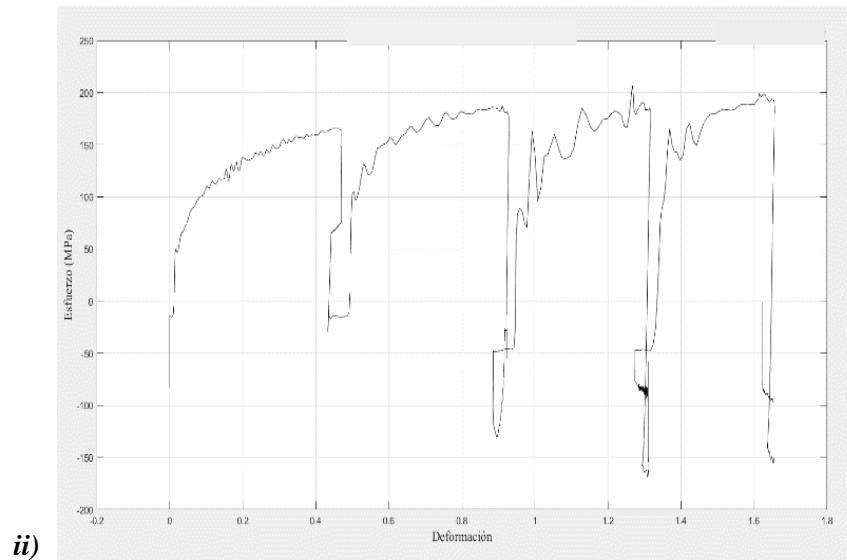
En la Tabla 4.5 se muestran las condiciones de simulación con las que se desarrolló el proceso de deformación correspondiente a este ciclo.

**Tabla 4.5. Condiciones de simulación para análisis de la evolución microestructural.**

<i>Pases</i>	<i>Deformación</i>	<i>Velocidad de deformación.</i> $s^{-1}$
1	0.4400	5.0310
2	0.4590	11.3660
3	0.3960	20.0000
4	0.3500	20.0000

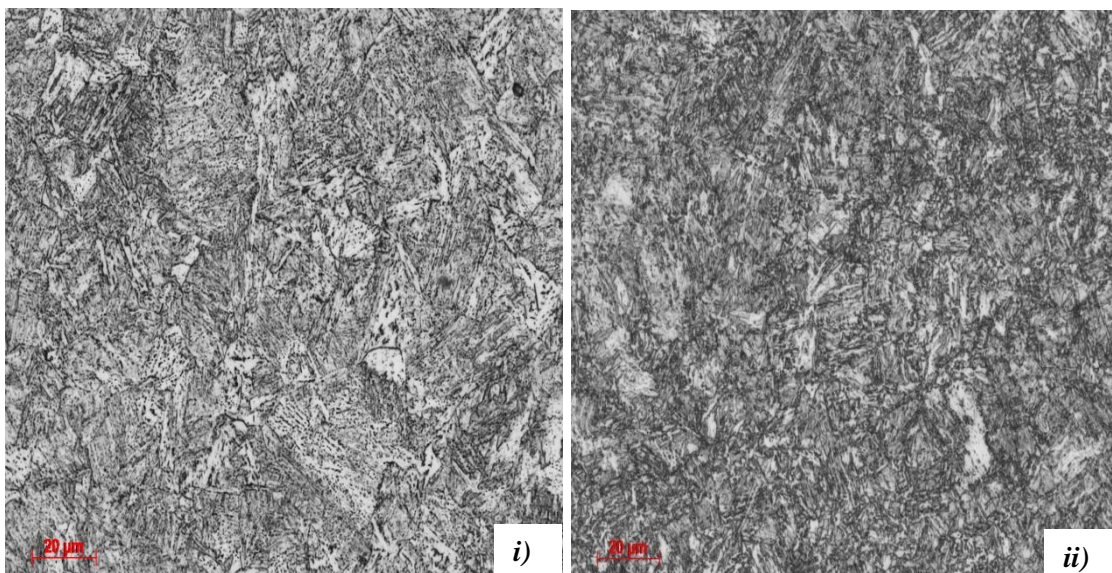
En la figura 4.20 se muestra las gráficas obtenidas a partir de la simulación del proceso de recalentamiento y los cuatro pases de deformación. En donde se muestra el seguimiento de la temperatura y la deformación durante el proceso de simulación.





**Figura 4. 20. i) Seguimiento de temperatura durante el proceso de deformación. ii) Grafica de esfuerzo deformación obtenida del proceso de simulación.**

En la figura 4.21 se muestran las micrografías de la simulación de correspondientes a los cuatro pases de deformación y los respectivos recalentamientos y enfriamientos.



**Figura 4. 21. Micrografías obtenidas del proceso de simulación de la prueba de torsión a 500X. i) prueba a 30 segundos de recalentamiento. ii) 50 segundos de recalentamiento.**



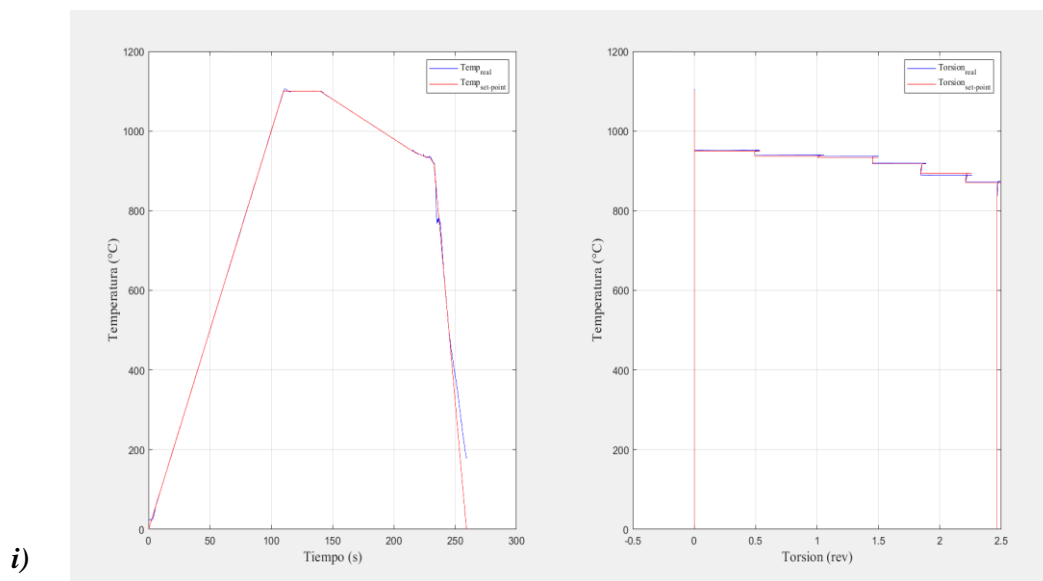
c) Análisis microestructural desde el recalentamiento a 30 y 50 segundos hasta el sexto pases de laminación.

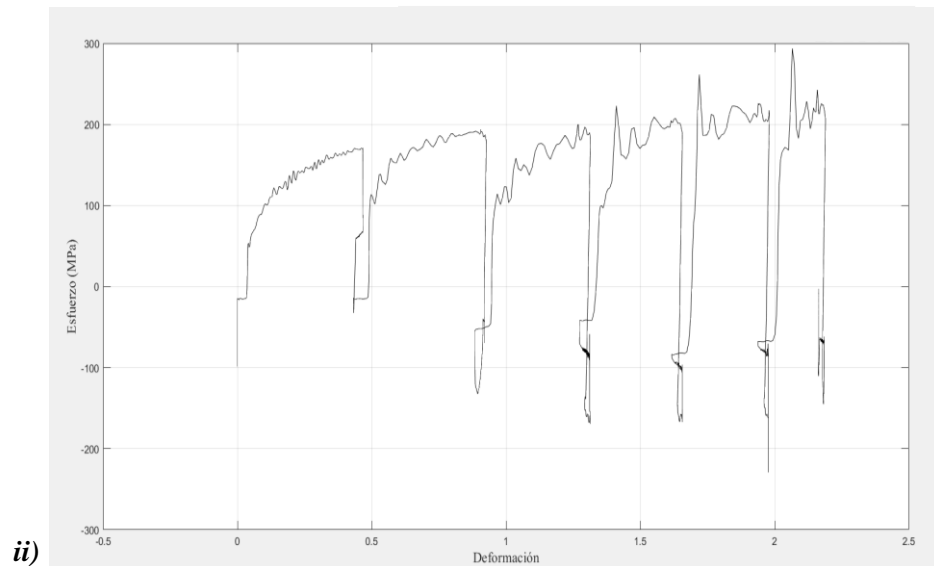
Para la simulación de la última parte del proceso se utilizaron las condiciones mostradas en la Tabla 4.6 que corresponden a las deformaciones y velocidades de deformación de los seis pases de laminación.

**Tabla 4. 6. Condiciones de simulación para análisis de la evolución microestructural.**

Pases	Deformación	Velocidad de deformación $s^{-1}$
1	0.4400	5.0310
2	0.4590	11.3660
3	0.3960	20.0000
4	0.3500	20.0000
5	0.3280	20.0000
6	0.2250	20.0000

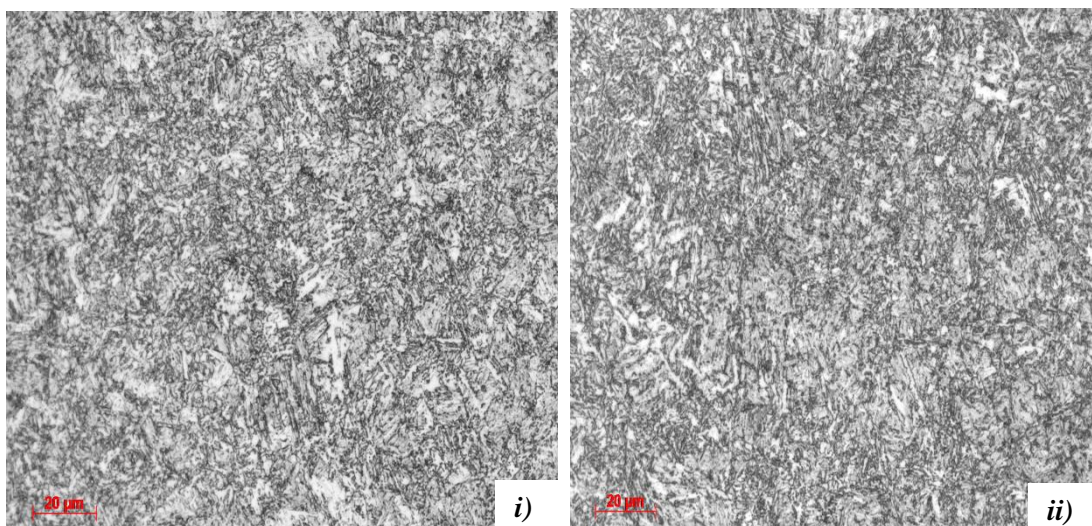
En la figura 4.22 se muestra las gráficas de la simulación del ciclo termomecánico al cual fue sometido el material.





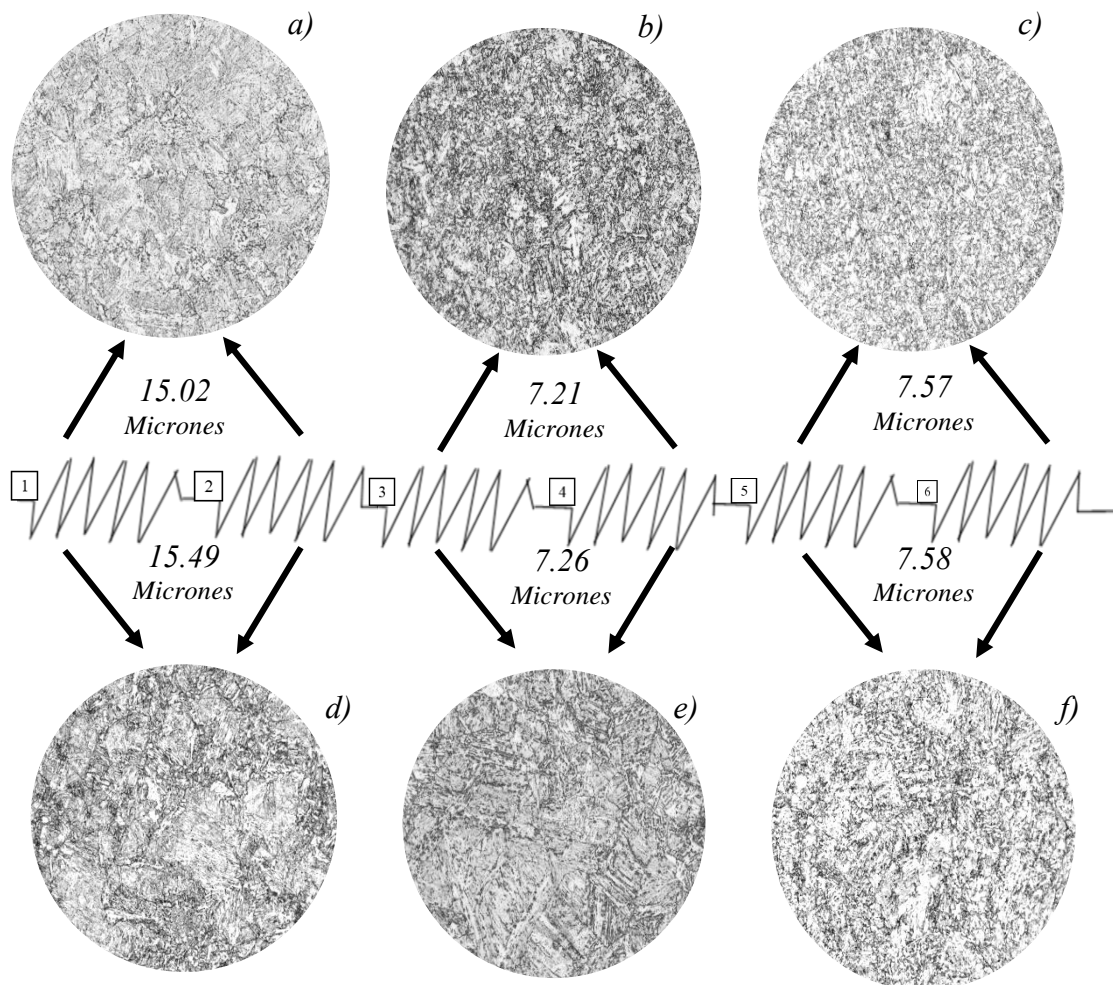
**Figura 4. 22. i) Seguimiento de temperatura durante el proceso de deformación. ii) Grafica de esfuerzo deformación obtenida del proceso de simulación.**

En las cuales se pueden observar los seis pases de deformación y el seguimiento correcto de la temperatura y las curvas de esfuerzo deformación generadas durante la prueba de torsión en *Gleeble*. En la figura 4.23 se muestran las micrografías correspondientes a la simulación de los seis pases de deformación y los enfriamientos correspondientes.



**Figura 4. 23. Micrografías obtenidas del proceso de simulación de la prueba de torsión a 500X. i) prueba a 30 segundos de recalentamiento. ii) 50 segundos de recalentamiento.**

En el esquema de la figura 4.24 se muestran la recopilación de las micrografías para realizar el análisis de la evolución que tuvo la microestructura durante el ciclo termomecánico al que se sometió durante la prueba de torsión en *Gleeble*, el cual representa los pases de deformación durante el proceso termomecánico.



**Figura 4. 24.**Esquema representativo de la evolución microestructural del material durante el proceso termomecánico.

En la figura se pueden apreciar las diferentes morfologías de la microestructura de cada una de las probetas simuladas, las cuales fueron se recalentadas a 1100°C y se probadas con la velocidad de deformación y la deformación correspondiente a cada uno de los pases del proceso industrial.

En el inciso a) se tiene la microestructura obtenida del recalentamiento y los dos pases de laminación, la cual, de acuerdo a la simulación en *JMatPro* del proceso termomecánico, cuenta con un tamaño de grano de 15.02 micrones, así como también

cuenta con una microestructura constituida por martensita y bainita respectivamente. Comparado con las características de la simulación de 50 segundos de recalentamiento, inciso *d*), donde el material tiene un tamaño de grano mayor y presencia de ambas fases en donde por los enfriamientos se aprecia la predominación de la bainita ante la martensita en la microestructura de la probeta. Donde tanto el caso del inciso *a*) como el caso del inciso *d*) muestran con morfologías heterogéneas por las características de la simulación, granos crecidos y deformados, por el recalentamiento y la deformación. En donde de acuerdo a la temperatura de no recristalización obtenida en el apartado 4.1.1 se tiene que por debajo de 950°C existe un proceso de recristalización parcial por lo que el material presentara parcial nucleación y crecimiento en el grano.

En el inciso *b*) y *e*) se muestra la microestructura resultante de la simulación del recalentamiento y los cuatro pases de laminación, el cual muestra una disminución de aproximadamente 50% en el tamaño de grano, microestructura deformada dada por la recristalización parcial. En donde se tiene la presencia de la bainita y martensita en donde por procesamiento y composición química la bainita predomina ante la martensita, lo cual se comprueba con las simulaciones de transformación durante el enfriamiento en *JMatPro*.

En el inciso *c*) y *f*) se tienen las microestructuras de todo el proceso de deformación en donde se tiene un aumento de 0.36 micrones en el crecimiento de grano, el cual está dado por los fenómenos metalúrgicos que ofrece la deformación, la velocidad de deformación y la temperatura, dándose un proceso potencial de recuperación estática.

Donde definiendo la importancia del control del tamaño del grano austenítico antes de la deformación se debe considerar el efecto que tendrá en la obtención del tamaño de grano al final del proceso y al inicio de la transformación. Ya que por las simulaciones del proceso termomecánico en el software *JMatPro* se pudo identificar que el tamaño de grano al inicio del proceso de deformación no afecta el tamaño de grano que se obtenga al final de la deformación ya que presenta una diferencia de 0.2 micrones. Donde de acuerdo a las simulaciones realizadas se tiene que, por las características del proceso de la simulación se realizarán las deformaciones en los tiempos y a las velocidades establecidas generando la obtención del tamaño de grano final que por el efecto de deformar por debajo de la temperatura de no recristalización y la composición química, no presentan cambios potenciales en el crecimiento y homogenización de la morfología final del material. Por lo que, según la bibliografía,

el tener un tamaño de grano pequeño al final de la deformación favorece los valores mecánicos, los cuales están respaldados por las simulaciones en *JMatPro*. En donde además de favorecer las propiedades mecánicas, el tener un tamaño de grano pequeño favorece la transformación, en ejemplo el material que se analizó, se tiene que entre menor sea el tamaño de grano se requerirá menos tiempo de transformación y no se requiere bajar la temperatura en el proceso de enfriamiento industrial para lograr obtener los microconstituyentes buscados. En los anexos se muestra el comportamiento de una curva *CCT* ante la diferencia de los tamaños de grano en un enfriamiento continuo.

En donde se tiene que de acuerdo a las simulaciones del proceso termomecánico en el simulador *Gleeble* y las simulaciones realizadas en el software *JMatPro*, podemos conocer la evolución que tiene la microestructura durante el proceso de laminación. Teniendo en cuenta que la simulación que realiza la maquina *Gleeble* es la aplicación de la deformación generada por el torque y la fuerza de laminación para conocer los cambios microestructurales del material ante la temperatura, las velocidades, el tiempo y la deformación en sí obtenidas del proceso industrial. En donde para la implementación en un proceso industrial aporta el conocimiento del comportamiento del material y los efectos de la deformación y la temperatura ante los tamaños y morfologías del grano.

Lo que respalda la implementación de la prueba de torsión para la simulación de los fenómenos metalúrgicos industriales.

#### **4.2 Recomendaciones para realizar la prueba de torsión en Gleeble.**

Para esta prueba es necesario destacar que para tener resultados es necesario tomar en cuenta las siguientes consideraciones:

- Para la recopilación de los datos es recomendable considerar la cantidad de datos a recolectar ya que para el manejo de ellos para la interpretación de resultados puede generar inconvenientes.
- Usar material de prueba (probetas) que cumplan completamente las especificaciones de la geometría para realizar la prueba, ya que para que se cumpla el proceso de deformación es necesario que se puedan ejercer deformaciones sin

generar daño en el cuerpo del espécimen a analizar. En los anexos se muestran probetas que presentaron daño por mala preparación.

- La soldadura de los termopares a la probeta es fundamental para la recopilación de información. Es necesario utilizar el tipo de termopar requerido por las especificaciones de temperatura.
- Para la toma en cuenta de resultados es importante realizar la cantidad de pruebas repitiendo los ciclos al menos dos veces para la validación del resultado.
- Para realizar el análisis metalográfico de las probetas se deben considerar las dimensiones del área a analizar para realizar los cortes y desbastes para evitar perder parte de la probeta ensayada y poder realizar el análisis a través del microscopio óptico.
- Para la consideración de los resultados de las simulaciones se recomienda el análisis metalográfico al instante de terminado el proceso de simulación para la generación de conclusiones, discusión y toma en cuenta de los cambios que se puedan generar en las características de la prueba que favorezcan los resultados.

# Capítulo V.

## Conclusiones

- Con las pruebas de torsión se pudo realizar la determinación de la  $T_{nr}$  del material, la cual mostró los cambios bruscos en la pendiente de acuerdo a los valores de  $MFS$  y temperatura por lo que se pudieron determinar las temperaturas críticas durante el proceso de deformación.
- Se logró conocer las características para la realización de la prueba de torsión para analizar la  $T_{nr}$  en cuestión de deformación y velocidad de deformación aptas para obtener resultados viables en este material.
- Se puede conocer el efecto que tiene el proceso termomecánico en el material, así como el desarrollo en el cambio de la microestructura durante el proceso de laminación en caliente utilizando el módulo de torsión del simulador en *Gleeble*.
- Es útil utilizar el software de *JMatPro* ya que se pueden tener simulaciones térmicas que sirve como herramienta de comparación para validar los resultados de las temperaturas críticas en el desarrollo del proceso de deformación en caliente y procesos de transformación de la microestructura del material.

### 5.1 Trabajos a futuro de la experimentación.

Como parte del seguimiento a la realización de este proyecto se presenta la planeación de las actividades a realizar al futuro para esta investigación.

En la parte de caracterización de las probetas ensayadas con la prueba de torsión y caracterizadas a partir de los procesos metalográficos se propone el análisis de la microestructura a través del microscopio óptico con un ataque químico de ácido pícrico, con el fin de poder visualizar el grano austenítico en las probetas y conocer tamaños de grano a partir del proceso de simulación. Así como también se propone un análisis de difracción de electrones por retrodispersion (*EBS*) con el microscopio electrónico de barrido (*MEB*) para evaluar la evolución microestructural del material.

Para la determinación y validación de las fases presentes en las muestras ensayadas y obtenidas del proceso metalográfico, se propone un análisis de durezas con ayuda de un microdurometro para poder determinar a partir de los valores de dureza en cada una de las fases presentes en las pastillas y determinar las que se presentan en la pastilla metalográfica.

Se propone realizar otro ciclo de pruebas de torsión en Gleeble utilizando los ciclos planteados en la experimentación con el fin de determinar valores de resistencia y elongación.



# Anexos

## Anexo I

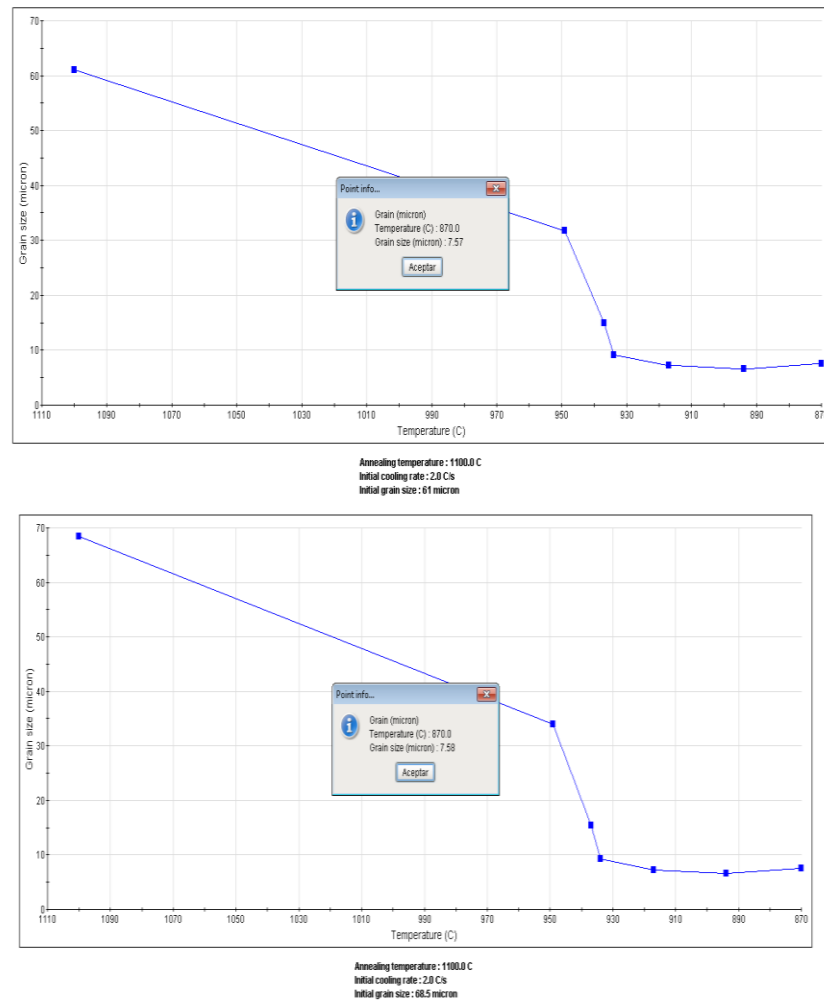
Imágenes de la simulación del proceso de deformación en caliente en *JMatPro* para validación de tamaño de grano en el apartado del efecto que tiene el proceso termomecánico

The screenshot shows two windows from the 'Austenite grain size estimation' software. The top window, titled 'Austenite grain size after time at temperature', has input fields for Temperature: 1100 C and Time at temperature: 30 s. A blue arrow button points to the right, and the output fields show 61.0 microns and 5.5 ASTM. Below this window are buttons for 'Paste back', 'Help', and 'Close'. The bottom window, titled 'Grain size conversion', has a 'Microns' field with the value 61 and an 'ASTM' field with the value 5.464. Two blue arrow buttons are positioned between the fields, one pointing right and one pointing left.

*Anexo 1. 1 Estimación del tamaño de grano durante el proceso de recalentamiento.*

The screenshot shows two windows from the 'Austenite grain size estimation' software. The top window, titled 'Austenite grain size after time at temperature', has input fields for Temperature: 1100 C and Time at temperature: 50 s. A blue arrow button points to the right, and the output fields show 68.5 microns and 5.1 ASTM. Below this window are buttons for 'Paste back', 'Help', and 'Close'. The bottom window, titled 'Grain size conversion', has a 'Microns' field with the value 68.5 and an 'ASTM' field with the value 5.129. Two blue arrow buttons are positioned between the fields, one pointing right and one pointing left.

*Anexo 1 2. Estimación del tamaño de grano durante 50 segundos de recalentamiento.*



**Anexo 1. 3. Simulación del proceso de deformación en JMatPro para la obtención del tamaño de grano en el último pase de deformación.**

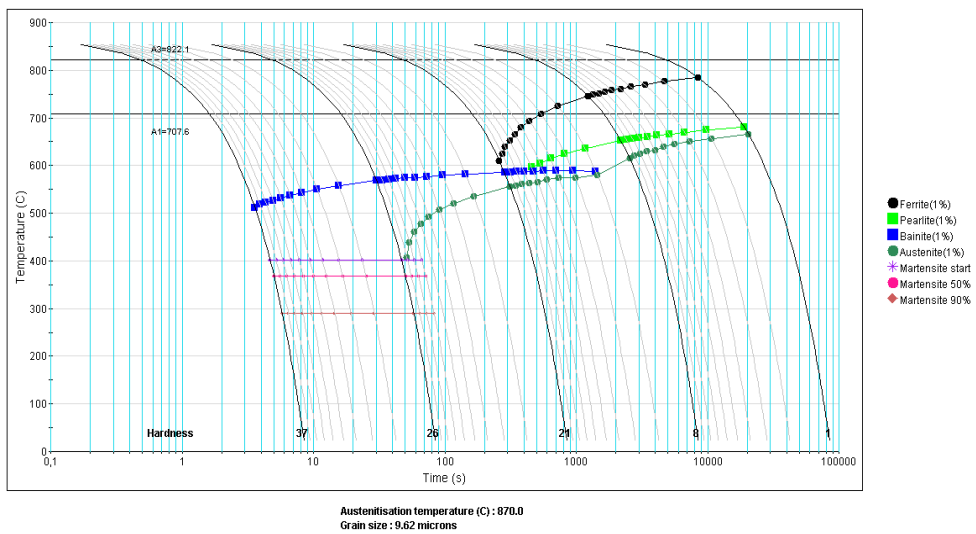
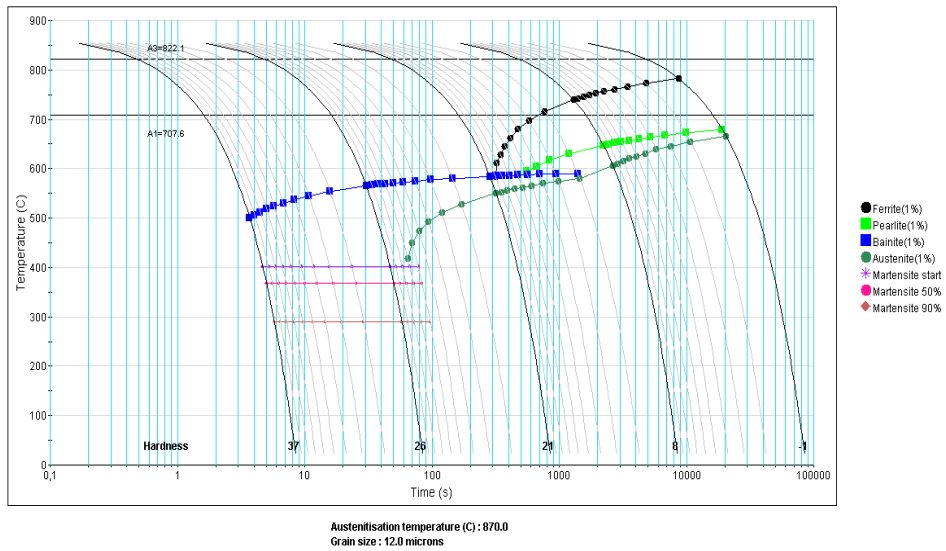
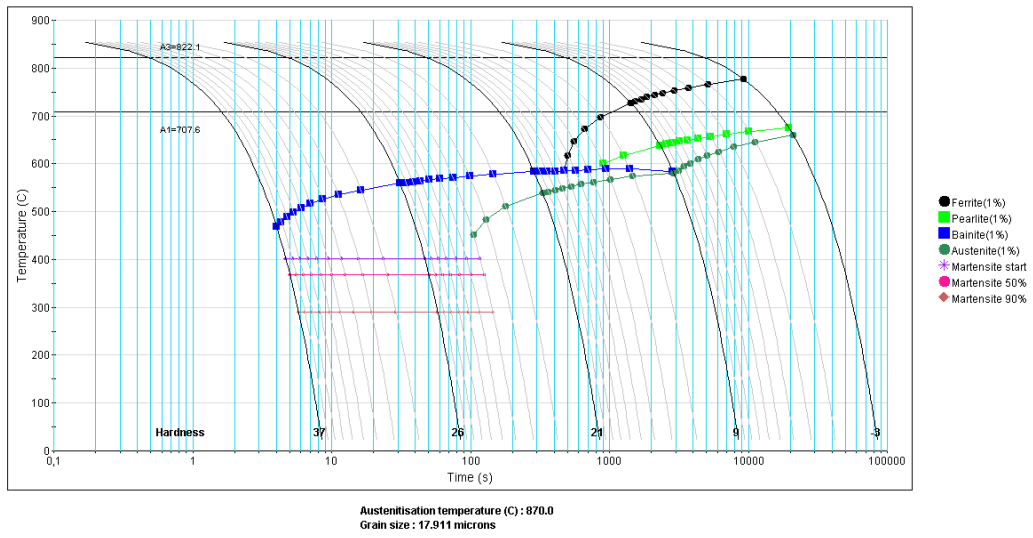
## Anexo II

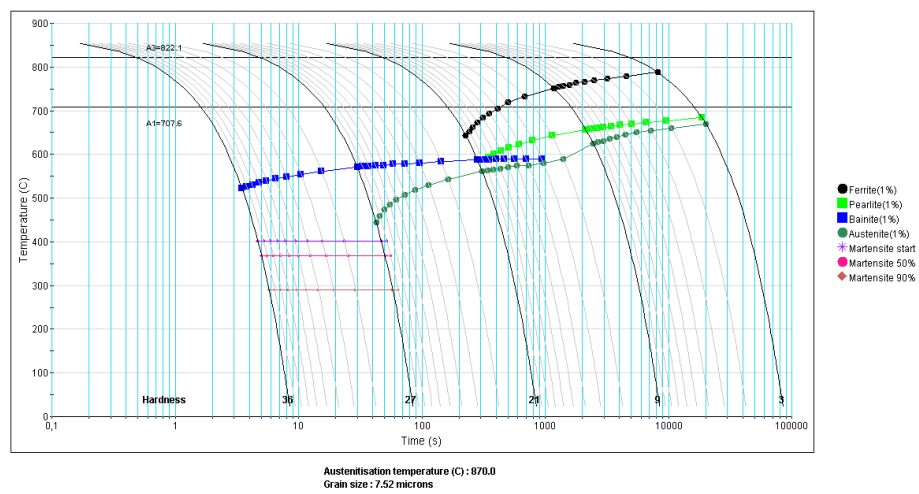
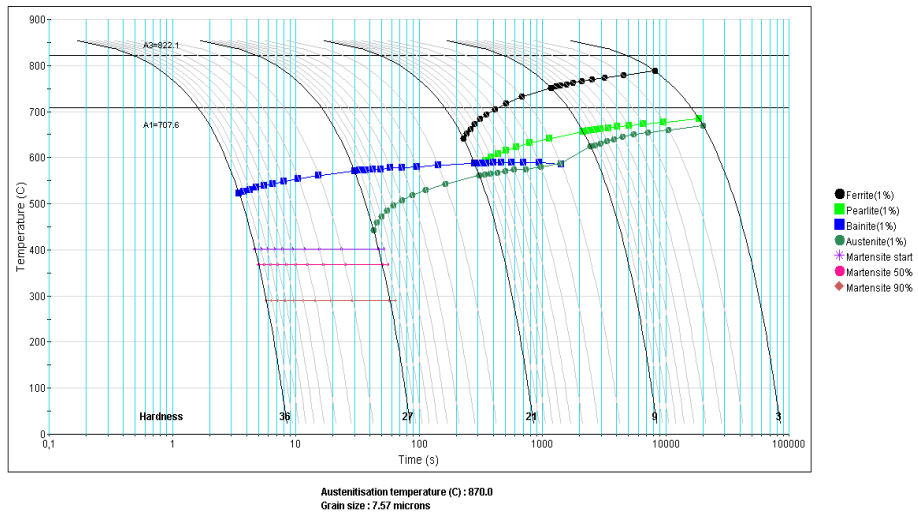
Ejemplo de probeta quebrada obtenida durante el proceso de simulación de la prueba de torsión por no cumplir las especificaciones de las dimensiones por mal maquinado.



**Anexo 2. 1 Imagen de probeta quebrada durante el ensayo de torsión en Gleeble.**

### Anexo III





**Anexo 3. 1 Graficas de transformación continua dependiendo del tamaño de grano al inicio de la transformación.**

# Referencias

- [1] Tamarelli M. C., (2011), Materials Science and Engineering University of Michigan, AHSS 101: The Evolving Use of Advanced High-Strength Steels for Automotive Applications.
- [2] Galan J. Samek L. (2012) Advanced High strength steels for automotive Industry, Revista Metalurgica.
- [3] Keeler S. (2017) Advance High-Strength steels application Guidelines Version 6.0, WorldAutoSteel, world steels Association.
- [4] Castillo G. D. (2018) Caracterización microestructural de aceros de fase dual (ferrita-martensita), obtenidos mediante procesos térmicos y termomecánicos, Universidad Nacional de Colombia, Bogotá. Facultad de Ingeniería Mecánica y Mecatrónica, Bogotá, Colombia. Ingeniare. Revista chilena de ingeniería, vol. 26 N° 3, 2018, pp. 430-439.
- [5] Bhattacharya Debanshu, (2014), Microalloyed steels for automotive industry, Materials Sciences, ArcelorMittal, Global R&D, East Chicago, Indiana USA. Generations de AHSS
- [6] Schmitt H. Lung T. (2018) New developments of advanced high-strength steels for automotive, applications, Universidad de Paris, ArcelorMittal Global R&D.
- [7] Matlock D. and Speer J, ( 2010) Processing Opportunities for New Advanced High-strength Sheet steels, Advanced Steels Processing and Products Research Center, Colorado School of Mines, USA. Procesamiento de Aceros AHSS
- [8] Zhao J. (2018) Thermomechanical Processing of Advanced High Strength Steels, School of Mechanical, Materials, Mechatronic and Biomedical Engineering, University of Wollongong, Australia.
- [9] Billur E. M.S, Prof. Dr-Ing T, (2010) Challenges in Forming Advanced High Strength Steels, Altan Engineering Research Center for Net Shape Manufacturing (ERC/NSM).
- [10] Kalpakjian , S., & Steve R. (2002). Manufactura, Ingeniería y Tecnología, Cuarta Edición. En S. R. Kalpakjian Serope y Shmid. México: PEARSON EDUCACION.
- [11] DeGarmon E., Black T. J., Kohser R. A. (1994). Materiales y procesos de fabricación, Volumen 1. En B. T. DeGarmon E. Paul. México: Editorial Reverté S. A., Barcelona, Bogotá Buenos Aires – Caracas.
- [12] Groover M. P. (1997). Fundamentos de Manufactura Moderna – Materiales, Procesos y Sistemas, 1ª Edición. En M. P. Groover. México: PRENTICE – HALL HISPANOAMERICANA S.
- [13] Saenz de Margarola C. (2006). Tecnología de los oficios metalúrgicos. En S. d. C.. Barcelona España,: EDITORIAL REVERTE, S. A.
- [14] Cembrero C. J. , Ferrer J. C. , & Pérez P. M. . (2005). Ciencia y Tecnología de Materiales, Problemas y Cuestiones. En F. G. Cembrero Cil J., Ciencia y Tecnología de Materiales, Problemas y Cuestiones (pág. p. 29). Madrid España: PEARSON EDUCACION S. A.
- [15] Rodríguez M. J. , Castro M. L. , & Carl J. . (2006). Procesos Industriales para Materiales Metálicos 2ª Edición. En L. C. J. Rodríguez Montes, Procesos Industriales para Materiales Metálicos 2ª Edición (pág. p. 203). Madrid, España: EDITORIAL VISION NET.
- [16] George K. . (2015). STEELS, Processing, Structure and Performance. Second Edition. En G. K, STEELS, Processing, Structure and Performance. Second Edition (pág. p.30). Park, Ohio: ASM INTERNATIONAL Material.

- [17] Callister W. D, (1998) *Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los Materiales*, Editorial Reverté, S.A., Vol. 2.
- [18] Millitzer M., (2014), *Thermomechanically Processed Steels*, Hashmi MSJ, Editor *Comprehensive Material processing*, Elsevier.
- [19] Venkatraman M, Venugopalan T., (2004), *Issues of divergence in hot strip rolling*, in: *Proceeding of the second international conference on Thermomechanical Processing of steels*, Liege, Belgium.
- [20] Poliak E. I, (2009) *Thermomechanical Processing of Advanced High Strength Steels in Production Hot Strip Rolling*, ArcelorMittal Global Research & Development, Est Chicago, USA.
- [21] Marmulev A. V. (2014) *Effects of Thermomechanical Processing on Uniformity of Microstructure and Properties of AHSS*, ArcelorMittal Global R&D, *Materials Science Forum Vols. 783-786 (2014) pp. 967-972* Trans Tech Publications, Switzerland.
- [22] Irani J., Burton D., Jones D., Rothwell J., (1967), "Strong tough structural steels", *The Iron and Steel Institute, London, (1967), p. 100*
- [23] Zhao J. (2018) *Thermomechanical Processing of Advanced High Strength Steels*, School of Mechanical, Materials, Mechatronic and Biomedical Engineering, University of Wollongong, Australia.
- [24] Enríquez B. J., Tremps G. E, Elio de Bengy S., Fernández Segovia Daniel, *Monografías sobre Tecnologías del acero, Laminación, Parte IV, Madrid 2010.*
- [25] Jiménez A. J. M. (2016.). *Tesis: Efecto de la deformación en frío sobre la microestructura y propiedades del acero*. Departamento de Ingeniería y ciencias Materiales de Transporte.
- [26] Serajzadeh, S. (214). *Hot Rolling and Direct Cooling*. *Comprehensive Material Processing* , 3, 377.
- [27] Theyssier, C. M. (2015). *Manufacturing of advanced high - strength steels (AHSS). Welding and Joining of Advanced High-Strength Steels (AHSS)*, 29-30.
- [28] Shmitz, A., Neutjens, J., Herman, J. C., & Leroy, V. (1999). *New Thermomechanical Hot Rolling Schedule for The processing of High Strength Fine Grained Multiphase Steels*. *Rue E. Solvay*, 1-2.
- [29] Siciliano Jr., F. (1999). *Thesis: Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Nb Microalloyed Steels*. McGill University, Montreal Canada.
- [30] Jurgen Buschow, K. H., & Cahn, R. W. (2001). *Encyclopedia of Materials: Science and Technology - Hot Rolling* . Elsevier Science Ltd, p. 3836-3843.
- [31] Solhjo, S., & Ebrahimi, R. (2010). *Prediction of no-recrystallization temperature by simulation of multi-pass flow stress curves from single-pass curves*. *Journal Material Science* , 45:5960-5966.
- [32] Shigeru , E., & Naoki, N. (2015). *Development of Thermo-Mechanical Control Process (TMCP) and High Performance Steel in JFE Steel*. 20, 1-3 .
- [33] Musolanda, V., Akinlabia , E. T., & Jen, T. C. (2006). *Effect of Weight per Meter of Reinforced Bar on Mechanical Properties and Microstructure*. *International Journal of Mechanical Engineering and Robotics Research* , 7, 126-130.
- [34] Tamura , I., Sekine, H., Tanaka, T., & Ouchi, C. (1988). *Thermomechanical processing of High-strength Low-alloy Steels*. Butterworth & Co.
- [35] Kassner , M. E. (2015). *Fundamentals of Creep in Metals and Alloys*. (3 ed.). Departments of Aerospace and Mechanical Engineering, Chemical Engineering, and Materials Science, University of Southern California, Los Angeles, CA, USA. : Elsevier Ltd.
- [36] Boyd, J. D. (2002). *Steels, High-Strength Low- Alloy*. *Encyclopedia of Materials: Science and Technology*: Elsevier Science Ltd.
- [37] Brandes , M., & Mills, M. J. (2004). *Static recovery in titanium alloys at lower temperatures*. *Materials Science and Engineering*, 570-575.

- [38] McQUEEN, H. J., & Jonas , J. J. (1999). Recovery and recrystallization during high Temperature Deformation. *Microstructural Changes at High Temepratures.*, 393-395.
- [39] Bestmann, M., Piazzolo, S., Spiers, C. J., & Prior, D. J. (2005). Microstructural evolution during initial stages of static recovery and recrystallization: new insights from in-situ heating experiments combined With electron backscatter diffraction analysis. *Journal of Structural Geology*, 27, 447-457.
- [40] Hattacharya , D. (2014). *Microalloyed Steels for the Automotive Industry*. *Tenologia, Metales, Materiales minerales* , 11, 371-383.
- [41] Totten , G. E. (2006). *Steel Heat Treatmen: Effect of Alloying Elements on Autenite Transformations*. Portland State University: Taylor & Francis .
- [42] Fuentes Montemayor , J. A. (2002). *Tesis: Propiedades a Impacto de Aceros Microaleados*. Universidad Autonoma de Nuevo León: C.d. Universitaria.
- [43] Hara, R., Yamamamoto , M., Kamimiyada, Kamimiyada, K., Narita, I., & Miyahara, H. (2016). Effect of Nitrogeno on the Microestructure and Hardnes of High-Carbon High-Speed tool Steel type Alloy. *Japan Intitute of Metals and Materials.*, 11, 1945-1951.
- [44] Escobedo, J., Mendez, J., Cortés , D., Gomez, J., Méndez , M., & Mancha, H. (1996). Effect on Nitrogen on the Microestructure and Mechanical Properties of a Co-Cr-Mo Alloy. *Materials and Design*, 17, 79-83.
- [45] Basori , I., Pratiwi , H. I., & Sofyan, B. T. (2018). Efectos of Manganese on the Microestructures, Mechanical Properties and Deformation Characteristics of Cu-29Zn Alloy. *Materials Science Forum* , 919, 212-217.
- [46] Ezatpour , H. R., Torabi-Parizi, M., Ebrahimi, G. R., & Momeni , A. (2018). Effecto of Micro-Alloy Elements on Dynamic Recrystallization Behavior of a High-Manganese Steel. *Steel Research Int.* , 89, 1-10.
- [47] Kummar , V., Mehdi, H., & Kumar, A. (2015). Effect of Silicon content on the Mechanical Properties of Steel Alloy. *International Rsearch Journal of Engineering and Technlogy.*, 1326-1332.
- [48] Drumond , J., Girina , O., Da Silva Filho, J. F., & Fontein, N. (2012). Effect of Silicon Content on the Microestructure and Mechanical Properties of Dual Phase Steel. *Metallogr. Microstructure. Anal.*, 1, 217- 223.
- [49] Razzak , M. A. (2011). Heat treatment and effects of Cr and Ni in Low alloy Steel. *Bulletin of Materials Science* , 34, 1439-1445.
- [50] Avazkonandeh-Gharavol , M. H., Haddad-Sabzevar , M., & Haerian , A. (2008). Effecto of Chromium Content on the Microestructure and Mechanical Properties of Multipass MMA, Low Alloy Steel Weld Metal. *Journal Materials Science* , 44, 186-197.
- [51] Mohammadnezhad, M., Javaheri, V., & Naseri, M. (2013). Effect of the Molybdenum on the Microestructural and Mechanical Properties of Hadfield Austenitic Manganese Steel. *Conference of Iranian Metallurgical engineering Iranian Foundrymen Scientific Societies.*, 1- 4.
- [52] Young-Woong , S., Sol-Ji, S., & Jung-Gu , K. (2017). Alloying Effects of Molybdenum and Niobium of Chromium Steel for Water Ballast Tank. *Materials Transactions - The Japan Intitute of Metals and Materials.*, 1-5.
- [53] Wilms, S., & Zwick, G. (2010). Effect of Niobium and Vanadium as an Alloying Element in Tool Steels With High Chromium Content. *6Th International Tooling Conference*, 269-287.
- [54] DeArdo, A. J. (2003). Niobium in odern Steels. *International Material Reviews*, 48, 376-399.
- [55] Baron J., *Formado de Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS)*, 2006.
- [56] Federici C., *The use of Advanced High Strength Steel Sheets in the automotive industry*, 2005.
- [57] Mesplont, C. (2017). *Thesis: Phase Transformation and Microestructure Mechanical Properties Relation in Complex Phase High Strength Steels*. *Faculteit Toegepaste*

- Wetenschappen: Laboratorium voor Algemene Metallurgie, Siderurgie en Fysische Metaalkunde.
- [58] Liang , X. (2004). Thesis: The Complex Phase Transformation of Austenite in High Strength Linepipe Steels and its Influence on the Mechanical Properties. En X. Liang. Anhui University of Technology.
- [59] Caballero , G. F., Santofimia , M. J., Capdevila, C., Garcia Mateo, C., & García de Andrés, C. (s.f.). Design of Advance Bainitic Steel By Optimisation of TTT Diagrams and To Curves. Department of Physical Metallurgy, 8.
- [60] Krauss, G. (Processing, Structure, and Performance ). Steels . Ohio, Estados Unidos. : Material Park. .
- [61] Sarkar, S. (2008). Thesis: Microstructural Evolution Model for Hot Strip Rolling of a Nb-Mo Complex- Phase Steel. The University of British Columbia: Materials Engineering.
- [62] Fonstein, N. (2015). Advanced High Strength Sheet Steels- Complex Phase Steels. Switzerland: Springer Cham Heidelberg New York Dordrecht London.
- [63] Sugimoto, K., & Mukherjee, M. (2017). TRIP aided and Complex Phase Steels. Jamshedpur, India.: Elsevier Ltd.
- [64] Téllez López, D. M. (2011). Tesis: Caracterización de Aceros Avanzados y Estudio de su Resistencia Mecánica y Conformabilidad. Universidad Autonoma de Nuevo León: Cd. Universitaria. .
- [65] OTEA - Observatorio Tecnológico del Metal. (2008). Aceros Avanzados de alta resistencia . AIMME- Unidad de Materiales y Tratamientos Superficiales, 1-11.
- [66] Casajús , L. (2018). La Evolucion del Acero en la Fabricacion de Carrocerias. Carroceria y pintura(76), 1-4.
- [67] Kilic, S., & Ozturk , F. (2014). Recent Trends Of Application Of Advanced High-Strength Steels In Automotive Industry to Enhance Sustainability. The 16th International Conference on Machine Desing and Production., 1-12.
- [68] Liang , X. J., Hua, M. J., Garcia, C. I., & DeArdo, A. J. (2013 ). The Thermomechanical Controlled Processing of High-Strength Steel Plate: A New View of Toughness Based on Modern Metallography. Material Science Forum, 762, 38-46.
- [69] Bai , Q. D. (1993). Effect of Rolling Parameters on the Tnr In Nb-Bearing Steels. . En Q. D. Bai, Effect of Rolling Parameters on the Tnr In Nb-Bearing Steels. (págs. 8-10).
- [70] API, J. (Version 5.0). Practical Software for Materials Properties. Obtenido de <https://www.sentesoftware.co.uk/JMatPro>.
- [71] Vieiria, I. (2013). Thesis: Tempering response of mixed martensitic/bainitic microstructure in quench and tempered plates steels. Golden, Colorado : Colorado Schohol of Mines.
- [72] Garcia de Andrés , C., Caballero , F. G., & Capdevila , C. (1998). Estudio dilatométrico de la descomposicion anisotérmica de la perlita en un acero bajo en carbono. . Consejo Superior de Investigaciones Cientificas. , 243-249.
- [73] Cornide Arce, J. (2013 ). Tesis: Aceros Bainiticos Avanzados: Mecanismos de transformacion y propiedades mecanicas. . Madrid, España: Universidad Complutense de Madrid, Facultad de Ciencias Quimicas.
- [74] Vander Voort, G. F. (1991). Atlas of Time- Temperature Diagrams for Irons and Steels. ASM International.
- [75] Peet, M. J. (2014). Bainitic Steels and Alloys for Power Plants. University Of Cambridge, UK, 153-188.
- [76] Cayron , C. (2019). Microestructure and Proeprties of Martensitic Materials. Crystals 2019, 9, 152.
- [77] Grajear, A., Zaleeki, W., Skrzypezyk, P., Kilarski , A., Kowalski, A., & Kolodziej, S. (2014). Dilatometric study of phase transformation in advanced High-strength bainitic Steel. Journal Thermal Anal Calorim, 118, 739-748.
- [78] Homsher , N. C. (2012). Thesis: Determination of the non-recrystallization temperature (Tnr) in multiple microalloyed steels. Colorado School of Mines: Metallurgical and Material Engineering.



- [79] Homsher-Ritosa, C. N. (2016). Influence of progressing parameters and alloying additions on the mechanically determined no recrystallization temperature in niobium microalloyed steels. Colorado School of Mines: Metallurgical and Material Engineering.
- [80] Anguel Garzón, J. M., Urrea Garcia , B. A., & Ussa Álvarez , J. S. (2015). Tesis: Diseño y Construcción de un banco para prueba de torsión. Universidad de San Buenaventura: Facultad de Ingeniería Mecatrónica.
- [81] Whitley, B. (s.f.). Thesis: Thermomechanical Processing of Microalloyed Bar Steels for Induction Hardened Components. Colorado School of Mines: Metallurgical and Materials Engineering.
- [82] *GLEEBLE SISTEMAS*. Gleeble Thermal-Mechanical Simulators . Obtenido de Gleeble 3800-GTC: info@gleeble.com.
- [83] Huebra Martins , F., & Pereira Machado, M. L. (2015). Study of the thermomechanical Behavior of API 5L X80 Steel Micro-Alloyed with Nb-Ti Trough hot torsion tests. Metallurgy and Materials, Metalurgia e materiais, 60(2), 195-200.
- [84] Yudia, Y. V., Maisuradze, M. V., & Kuklina, A. A. (2018). A study of the microstructure of bainite in steel 25G2S2N2MA by the method of atomic force microscopy. Structural Material, 7, 16.
- [85] Bhadeshia , H. D. (2015). Bainite Steels. The Institut of Materials : Mancy Publishing.
- [86] Speer , J. G., & Bramfit , B. L. (1990). A perspective on the morphology of bainite. Metallurgy Transactions.
- [87] Lawrynowicz, Z., & Barbacki, A. (2002). Features of Bainite Transfromation in Steels. Advances in Materials Science, 2(1 (2)), 5-34.
- [88] Alvarado Meza, M. A. (2010). Tesis: Estudio de la temperatura de transformacion Ms y Microestructura en un acero inoxidable Martensitico con 0.12%C Mediante Analisis Termico. Universidad Autonoma de Nuevo León: Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica.
- [89] De la Garza Chávez, A. (2011). Tesis: Diseño y construccion de un dilatómetro de alta velocidad para el estudio de transformaciones de fase en materiales. Universidad Autonoma de Nuevo León.: Facultad de Ingeniería Mecánica.
- [90] Bhadeshia y Edmonds, Acta Metalúrgica, volumen 28 (1980) 1265-1273.
- [91] Kyoto , M. T. (2012). Morphology and Substructure of Martensite in Steels . WoodHead Publishing , 34-59.
- [92] Khan , A. Q. (1972). The effect of morphology on the strength of cooper-based martensites. Leuven Belgium: University of Leuven Belgium.
- [93] Brautigam-Matus, K., Altamirano , G., Salinas , A., Flores , A., & Goodwin, F. (2018). Experimetal Determination of Continuous Cooling Transformation (CCT) Diagrams for Dual-Phase Steels from the Intercritical temperature Range. Metal, 8, 2-16.

# Lista de figuras

## Capítulo I

<b>Figura 1.1.</b> Diagrama de formalidad de los aceros AHSS [3].	2
<b>Figura 1.2.</b> Ilustración de la Deformación de una barra de Acero.	4
<b>Figura 1.3.</b> Esquema del tren laminación en Caliente [13].	5
<b>Figura 1.4.</b> Comparación del Ciclo de normalizado y el Proceso Termomecánico [18-19].	7
<b>Figura 1.5.</b> Representación de los fenómenos metalúrgicos durante la deformación de una <i>LCA</i> .	13

## Capitulo II

<b>Figura 2.1.</b> a) Esquema representativo de la microestructura de un acero de fase compleja (Complex Phase Steel, CP). b) Ejemplo de una metalografía de un acero de fase compleja [2].	23
<b>Figura 2.2.</b> Ubicación del acero de fase compleja (Complex Phase Steel, CP) en cuanto a nivel de resistencia y elongación [64].	24
<b>Figura 2.3.</b> Ejemplo de partes de la carrocería en donde es utilizado el acero de fase compleja (Complex Phase Steel. CP) [67].	24
<b>Figura 2.4.</b> Esquema de la evolución microestructural durante el procesamiento de un acero.	27
<b>Figura 2.5.</b> Diagrama tiempo temperatura y transformación de un acero eutectoide [17].	28
<b>Figura 2.6.</b> Microestructuras obtenidas por el enfriamiento lento de un acero con contenido de 1% de Carbono [72].	30
<b>Figura 2.7.</b> Ciclo térmico y mecánico para la prueba de torsión para el estudio de un acero.	33
<b>Figura 2.8.</b> Ejemplo de grafica Esfuerzo - Deformación obtenida de la prueba de torsión [83].	33
<b>Figura 2.9.</b> Ejemplo de la gráfica del <i>MFS</i> de un acero para obtener la $T_{nr}$ [83].	34
<b>Figura 2.10.</b> Representación esquemática de la morfología de la estructura bainita en un proceso de transformación.	37
<b>Figura 2.11.</b> Evolución microestructural de un acero de bajo carbono en función al enfriamiento.	38
<b>Figura 2.12.</b> Morfologías de transformación de las estructuras, perlítica, bainítica y maternsítica respectivamente.	40
<b>Figura 2.13.</b> Imagen característica de las morfologías de la bainita. a) Bainita superior, b) Bainita inferior. Fotografías a 0.5 $\mu\text{m}$ en microscopio electrónico de barrido [90].	41
<b>Figura 2.14.</b> Esquema Representativo de la morfología de la martensita [91].	42
<b>Figura 2.15.</b> Grafica de transformación de la estructura martensítica [92].	43
<b>Figura 2.16.</b> Representación esquemática de los granos de austenita transformados a la estructura martensítica dependiendo del contenido de carbono en la aleación [92].	43

## Capitulo III

<b>Figura 3.1.</b> Esquema de representación del desarrollo experimental.	46
<b>Figura 3.2.</b> Imagen de las placas obtenidas del proceso de colada y reducción	

no controlada para la experimentación de esta investigación.	47
<b>Figura 3.3.</b> Esquema de la geometría de la probeta para el ensayo en el módulo de torsión del simulador <i>Gleeble</i> .	49
<b>Figura 3.4.</b> Probeta para el ensayo de torsión en el módulo del simulador <i>Gleeble</i> .	50
<b>Figura 3.5.</b> Cámara de vacío del simulador termomecánico <i>Gleeble</i> .	51
<b>Figura 3.6.</b> Ciclo termomecánico para la obtención de la <i>Tnr</i> .	52
<b>Figura 3.7.</b> Ciclo termomecánico para el análisis del efecto del proceso de laminación en la microestructura del material durante la laminación.	53
<b>Figura 3.8.</b> Ciclos termomecánicos para el análisis de la evolución microestructural del acero durante el proceso a) esquema de los primeros dos pases de laminación. b) Esquema del ciclo completo de laminación.	54
<b>Figura 3.9.</b> Preparación de probeta de torsión para ser ensayada en simulador <i>Gleeble</i> .	55
<b>Figura 3.10.</b> Proceso para caracterización de las probetas de 8 mm ensayadas en simulador <i>Gleeble</i> .	56

#### Capítulo IV

<b>Figura 4.1.</b> Grafica de esfuerzo deformación obtenida de los datos de simulación en <i>Gleeble</i> condición No. 1.	59
<b>Figura 4.2</b> Grafica del esfuerzo de fluencia promedio ( <i>Mean Flow Stress, MFS</i> ) con respecto a la temperatura en la condición No. 1.	60
<b>Figura 4.3.</b> Grafica de esfuerzo deformación obtenida de los datos de simulación en <i>Gleeble</i> condición No. 2	61
<b>Figura 4.4.</b> Grafica del esfuerzo de fluencia promedio ( <i>Mean Flow Stress, MFS</i> ) con respecto a la temperatura en la condición No. 2.	61
<b>Figura 4.5.</b> Grafica de esfuerzo deformación obtenida de los datos de simulación en <i>Gleeble</i> condición No. 3.	62
<b>Figura 4.6.</b> Grafica del esfuerzo de fluencia promedio ( <i>Mean Flow Stress, MFS</i> ) con respecto a la temperatura en la condición No. 3.	63
<b>Figura 4.7.</b> Grafica de esfuerzo deformación obtenida de los datos de simulación en <i>Gleeble</i> condición No. 4.	64
<b>Figura 4.8.</b> Grafica del esfuerzo de fluencia promedio ( <i>Mean Flow Stress, MFS</i> ) con respecto a la temperatura en la condición No. 4.	64
<b>Figura 4.9.</b> Grafica obtenida en <i>JMatPro</i> para la validación de la <i>Tnr</i> del material.	65
<b>Figura 4.10.</b> i) Seguimiento de temperatura durante el proceso de deformación. ii) Grafica de esfuerzo deformación obtenida del proceso de simulación.	68
<b>Figura 4.11.</b> Microestructura obtenida a partir del proceso termomecánico. i) imagen con una magnificación de 200X. ii) imagen con magnificación de 500X.	69
<b>Figura 4.12.</b> Microconstituyentes obtenidos por la aplicación de propiedades de enfriamiento a 20°C/s en <i>JMatPro</i> .	70
<b>Figura 4.13.</b> Graficas de las propiedades mecánicas de la materia. i) Valores de elongación. ii) Valores de resistencia a la tensión.	71
<b>Figura 4.14.</b> Microestructura obtenida a partir del proceso termomecánico. i) Imagen con una magnificación de 200X. ii) imagen con magnificación de 500X.	72
<b>Figura 4.15.</b> Microconstituyentes obtenidos por la aplicación de propiedades de enfriamiento a 20°C/s en <i>JMatPro</i> .	73

<b>Figura 4.16.</b> Simulación del enfriamiento propuesto a una velocidad de enfriamiento 50 °C/s.	75
<b>Figura 4.17.</b> Propiedades características del material con los enfriamientos propuestos.	76
<b>Figura 4.18.</b> i) Seguimiento de temperatura durante el proceso de deformación. ii) Grafica de esfuerzo deformación obtenida del proceso de simulación.	78
<b>Figura 4.19.</b> Micrografías obtenidas del proceso de simulación de la prueba de torsión a 500X. i) prueba a 30 segundos de recalentamiento. ii) 50 segundos de recalentamiento.	78
<b>Figura 4.20.</b> i) Seguimiento de temperatura durante el proceso de deformación. ii) Grafica de esfuerzo deformación obtenida del proceso de simulación.	80
<b>Figura 4.21.</b> Micrografías obtenidas del proceso de simulación de la prueba de torsión a 500X. i) prueba a 30 segundos de recalentamiento. ii) 50 segundos de recalentamiento.	80
<b>Figura 4.22.</b> i) Seguimiento de temperatura durante el proceso de deformación. ii) Grafica de esfuerzo deformación obtenida del proceso de simulación.	82
<b>Figura 4.23.</b> Micrografías obtenidas del proceso de simulación de la prueba de torsión a 500X. i) prueba a 30 segundos de recalentamiento. ii) 50 segundos de recalentamiento.	82
<b>Figura 4.24</b> Esquema representativo de la evolución microestructural del material durante el proceso termomecánico.	83

## Lista de Tablas.

### Capítulo I

<b>Tabla 1.1.</b> Efecto de los elementos de adición en composiciones químicas para aleaciones de acero.	16
--	----

### Capitulo II

<b>Tabla 2.1.</b> Especificaciones de operación del Simulador Termomecánico [82].	32
<b>Tabla 2.2.</b> Definiciones de la bainita por investigaciones anteriormente realizadas [86].	36

### Capitulo III

<b>Tabla 3.1.</b> Composición química de experimentación.	47
---	----

### Capitulo IV

<b>Tabla 4.1.</b> Valores para las pruebas del análisis de $T_{nr}$ del material.	58
<b>Tabla 4.2.</b> Comparación de las temperaturas críticas de transformación en las diferentes condiciones de simulación.	65
<b>Tabla 4.3.</b> Condiciones de simulación <i>LAC</i> industrial.	67
<b>Tabla 4.4.</b> Condiciones de simulación para análisis de la evolución microestructural.	77
<b>Tabla 4.5.</b> Condiciones de simulación para análisis de la evolución microestructural.	79
<b>Tabla 4.6.</b> Condiciones de simulación para análisis de la evolución microestructural.	81