

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA

SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**“EFECTO DE LAS CONDICIONES DE PROCESAMIENTO INDUSTRIAL EN LA RECUPERACIÓN Y
RECRISTALIZACION DE ACEROS MICROALEADOS”**

Por:

ING. Gloria Alejandra Sepúlveda Argáez

EN OPCIÓN AL GRADO DE:

MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA AUTOMOTRIZ

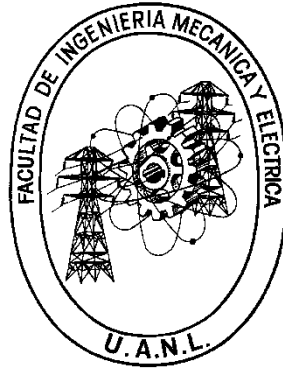
SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, NUEVO LEÓN

Marzo 2024

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA

SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**“EFECTO DE LAS CONDICIONES DE PROCESAMIENTO INDUSTRIAL EN LA RECUPERACIÓN Y
RECRISTALIZACION DE ACEROS MICROALEADOS”**

Por:

ING. Gloria Alejandra Sepúlveda Argáez

EN OPCIÓN AL GRADO DE:

MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA AUTOMOTRIZ

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, NUEVO LEÓN

Marzo 2024

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica
Posgrado

Los miembros del Comité de Evaluación de Tesis recomendamos que la Tesis “Efecto de las condiciones de procesamiento industrial en la recuperación y recristalización de aceros microaleados”, realizada por la estudiante Gloria Alejandra Sepúlveda Argáez, con número de matrícula 1836869, sea aceptada para su defensa como requisito para obtener el grado de Maestría en Ciencias de la Ingeniería Automotriz.

El Comité de Evaluación de Tesis

Dra. Flor Esthela Palomar Pérez
Director

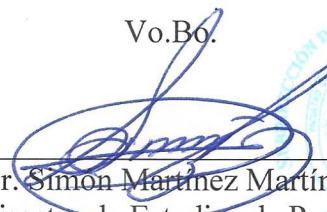
Dr. Omar García Rincón
Co-Director

Dra. Sugeheidy Yaneth Carranza Bernal
Revisor

Dr. Rafael David Mercado Solís
Revisor

Dr. Jesús Alejandro Sandoval Robles
Revisor

Vo.Bo.


Dr. Simon Martínez Martínez
Subdirector de Estudios de Posgrado

Institución 190001

Programa 554502

Acta Núm. 4301

Ciudad Universitaria, a 17 de enero del 2024

Dedicatoria

A mi esposo por siempre darme el apoyo y palabras de ánimo cuando más lo necesitaba. Por su comprensión en el tiempo que me tomo terminar.

A mis padres por darme la confianza de poder terminar la maestría.

A mis hermanos por siempre estar en las buenas y las malas y ofrecer su apoyo constante.

Agradecimientos

A la UANL por el apoyo brindado en el desarrollo de mi Tesis.

A Ternium por darme la oportunidad de seguir desarrollándome académicamente y trabajar en el proyecto de Tesis.

A la Dra. Flor Palomar y Dra. Adriana Salas por ofrecer su apoyo constante y disposición en cada una de las etapas.

Al Dr. Omar Rincon por ofrecer siempre su asesoría y experiencia para poder llevar a cabo el proyecto de Tesis.

A mis asesores y revisores de Tesis por su retroalimentación y colaboración en la realización de este proyecto.

Índice

RESUMEN EJECUTIVO	8
Capítulo 1 Introducción	10
1.1 Industria Automotriz	10
1.2 Aceros Microaleados	11
1.3 Procesamiento de un acero HSLA	15
1.4 Propiedades Mecánicas	19
Capítulo 2 Antecedentes	21
2.1 Recristalización	22
2.2 Justificación	24
2.3 Hipótesis	25
2.4 Objetivo General	25
2.4.1 Objetivos Específicos	25
Capítulo 3 Metodología	26
3.1 Matriz de experimentos	26
3.2 Parámetros de proceso termo-mecánico en planta	27
3.3 Simulador termo-mecánico Gleeble®	28
3.4 Caracterización microestructural	29
3.5 Ensayos de Tensión	31
Capítulo 4 Resultados y Discusión	33
4.2 Caracterización microestructural	34
4.3 Ensayos de Tensión	42
Capítulo 5 Conclusiones y Recomendaciones	47
Capítulo 6 Trabajo a futuro	48
	6

Capítulo 7 Anexos	49
Anexo 1: Simulación de ciclos en Gleeble®	49
1.1 Ciclos HSLA 50 espesor 1.25mm	50
1.2 Ciclos HSLA 50 espesor 0.79mm	51
Anexo 2: Ensayos de tensión bajo ASTM E8	52
2.1 Gráficas Tensión HSLA 50 espesor 1.25mm	52
2.2 Gráficas Tensión HSLA 50 Espesor 0.79mm	53
Anexo 3: Imágenes de las metalográficas a 200x y 500x	54
3.1 Metalografías HSLA 50 Espesor 1.25mm	55
3.2 Metalografías HSLA 50 Espesor 0.79mm	56
Capítulo 8 Referencias	57

RESUMEN EJECUTIVO

Continuamente se van realizando grandes desarrollos para lograr diferentes tipos de acero según lo que el mercado automotriz vaya demandando. Debido a las emisiones de gases tipo invernadero ocasionadas por la cantidad de automóviles existentes en el mundo, la industria automotriz realiza grandes esfuerzos para reducir el peso de los automóviles y con eso disminuir la cantidad de combustibles requeridos; sin embargo, para al disminuir el peso de los materiales a utilizar deberán presentar una mayor resistencia que los materiales convencionales para poder compensar la disminución en espesor.

La familia de aceros que principalmente se utiliza en la industria automotriz son los alta resistencia baja aleación (HSLA por sus siglas en inglés High Strength Low Alloy) el cual logra sus propiedades debido a la composición química y procesamiento termomecánico a lo largo de su ruta de proceso, cuentan con una buena relación de resistencia y formabilidad. Estos aceros están aleados con titanio (Ti), vanadio y/o niobio (Nb), dichos elementos ayudan al aumento de resistencia sin comprometer la formabilidad, sus principales usos son en refuerzos estructurales dentro de los vehículos

En el presente trabajo se analizan los efectos de la recuperación y recristalización de un material HSLA partiendo de la misma composición química bajo diferentes condiciones de proceso de recocido continuo.

El proyecto tiene como objetivo principal determinar el efecto de las condiciones de procesamiento industrial en la recuperación y recristalización de un acero microaleado por medio de simulaciones de ciclos de recocido para cumplir con la especificación de propiedades establecidos por organismos internacionales o específicos de cliente. Además, conocer el efecto de la temperatura y tiempo de calentamiento en la recuperación y recristalización de un acero HSLA, junto con una práctica operativa para garantizar el cumplimiento de propiedades mecánicas.

Para la realización de este proyecto se obtuvieron muestras de material laminado en frío en diferentes espesores, se creó una matriz de experimentos considerando diferentes velocidades y temperaturas de calentamiento. A continuación, se ensayaron en laboratorio las diferentes pruebas, consideradas en la matriz de experimentos, por medio de un simulador termo-mecánico, Gleeble®. Se realizó una caracterización final de los resultados obtenidos, contemplando un análisis de la microestructura por medio del microscopio electrónico óptico, microscopio electrónico de barrido y análisis EBSD (por sus siglas en inglés, Electron Backscatter Diffraction) y propiedades

mecánicas, cedencia, resistencia a la tensión, % elongación y valor N¹. Para finalizar, se propuso una práctica operativa para la línea de recocido continuo garantizando el cumplimiento de propiedades mecánicas y microestructura del material.

Se obtuvieron resultados de análisis metalográfico por microscopio óptico y EBDS para los 2 espesores propuestos y los 6 niveles por espesor. Los niveles fueron definidos aumentando un 3% de velocidad y temperatura entre cada uno. En el espesor de 1.25mm se observa que todos los niveles se obtiene una recristalización completa, lo contrario al espesor 0.79mm donde desde el nivel 3 se observa una recristalización parcial. Sin embargo, a partir del nivel 4 en el espesor de 1.25mm podemos observar la presencia de dislocaciones por lo que aun cuenta con una recuperación parcial.

Con el análisis de resultados podemos concluir que a mayor velocidad de calentamiento el tiempo de estancia en la zona de sostenimiento se ve disminuido por lo que es importante compensar esa pérdida de tiempo con temperatura. Contar con una microestructura con alto nivel de recuperación y recristalización contribuye fuertemente al cumplimiento de propiedades mecánicas, disminuyendo las dislocaciones.

¹ Valor N: También conocido como índice de endurecimiento de un material por deformación plástica, se mide trazando una pendiente en la curva de tensión-deformación

Capítulo 1 Introducción

1.1 Industria Automotriz

En un mercado tan competitivo como el automotriz, las empresas armadoras buscan innovar en sus diseños, además de garantizar seguridad y el mejor desempeño en sus automóviles. La industria acerera juega un papel importante en el cumplimiento de estos objetivos, ya que con su ayuda pueden lograr la fabricación de aceros con características específicas requeridas en esta industria.

Los aceros HSLA han tenido una gran demanda principalmente en este mercado porque son utilizados como componentes del body-in-white (BIW), estructura del automóvil donde se une la carrocería y el chasis antes de integrar el motor y pintar. Debido a la amplia gama de resistencias a ofrecer son utilizados en diferentes componentes que van desde estructura lateral al piso del vehículo.

Estos componentes además de ser resistentes deben contribuir a la seguridad del vehículo al momento del impacto, las armadoras continuamente buscan mejorar el desempeño del vehículo ante una colisión. Los aceros presentan una capacidad natural de absorción del impacto lo que permite distribuir la energía. Adicional a la seguridad, tanto los gobiernos como los mismos consumidores continuamente exigen vehículos amigables con el medio ambiente, una fuente importante para el cumplimiento de estos objetivos es la reducción del peso del vehículo y esto en gran medida es logrado disminuyendo el espesor de sus componentes. Para compensar la disminución del espesor es importante que el acero tenga mayor resistencia y formabilidad, mejorando así el comportamiento del material se busca disminuir el peso del vehículo [1,2,3,6,7].

Considerando que el BIW representa un 20-25% del peso total del automóvil, existen grandes investigaciones sobre el desarrollo de nuevos grados de acero que permitan disminuir el

espesor de la pieza lo que conlleva una disminución en el peso. Esto de la mano a las nuevas tendencias del cuidado al medio ambiente y disminución de emisiones CO₂ [9].

La disminución de espesor se ha logrado gracias a los nuevos desarrollos de acero basados en microestructuras que permiten aumentar la resistencia, así disminuir el espesor y peso del componente, menciona Kraus (2005) [13]. También se caracterizan por tener buena formabilidad, soldabilidad y resistencia a la fractura. Dentro de la industria automotriz muchas de las aplicaciones utilizan aceros recubiertos con zinc o galvanizados los cuales, además, ofrecen una mejor resistencia a la corrosión.

1.2 Aceros Microaleados

El acero puede ser procesado en diferentes tipos de estructuras y propiedades. Estos resultados se logran mediante calentar o enfriar el acero en rango de temperaturas donde se presentan diferentes fases. El diagrama fases Hierro-Carbono (Fe-C), nos muestra el comportamiento termodinámico del acero. Una de las fases es la austenita, con una estructura cristalina cúbica centrada en las caras (FCC por sus siglas en inglés Face Center Cubic), se encuentra a altas temperaturas. La ferrita, con estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo (BCC por sus siglas en inglés Body Center Cubic), a bajas temperaturas. Los aceros son identificados debido a su contenido de carbono (C), debajo del 2% se considera acero y por encima de este valor se consideran hierro fundido. En la figura 1 se muestra un diagrama de fases Fe-C con las diferentes fases [13,14,18].

Los aceros además de carbono contienen elementos adicionales como manganeso (Mn) y bajos niveles de impurezas como azufre (S) y fósforo (P). Estos aleantes pueden utilizarse para incrementar la resistencia, ductilidad, dureza o facilitar su proceso de fabricación [13,14,18].

Los elementos aleantes permiten controlar el arreglo microestructural que se requiere para lograr las propiedades necesarias en este tipo de aceros. Algunos ejemplos son, aceros ferríticos, martensíticos, doble fase que podrían ser ferríticos bainíticos o ferríticos martensíticos, varias fases como los de fase complejas ferríticos bainíticos martensíticos. Cada uno de ellos presenta características particulares.

Estos elementos aleantes son incorporados al acero reemplazando un átomo de hierro, por lo general estos átomos son del mismo tamaño que los átomos de hierro, sin embargo, los átomos de menor tamaño son incorporados en sitios intersticiales. La cantidad de aleantes adicionada pudiera estar por encima de los límites de solubilidad y formar otras fases. Estas adiciones son muy

pequeñas por lo que se les llama a estos elementos: microaleantes y son tan efectivos que inclusive en pequeñas cantidades generan drásticos cambios en las propiedades del acero [13,14,18,21].

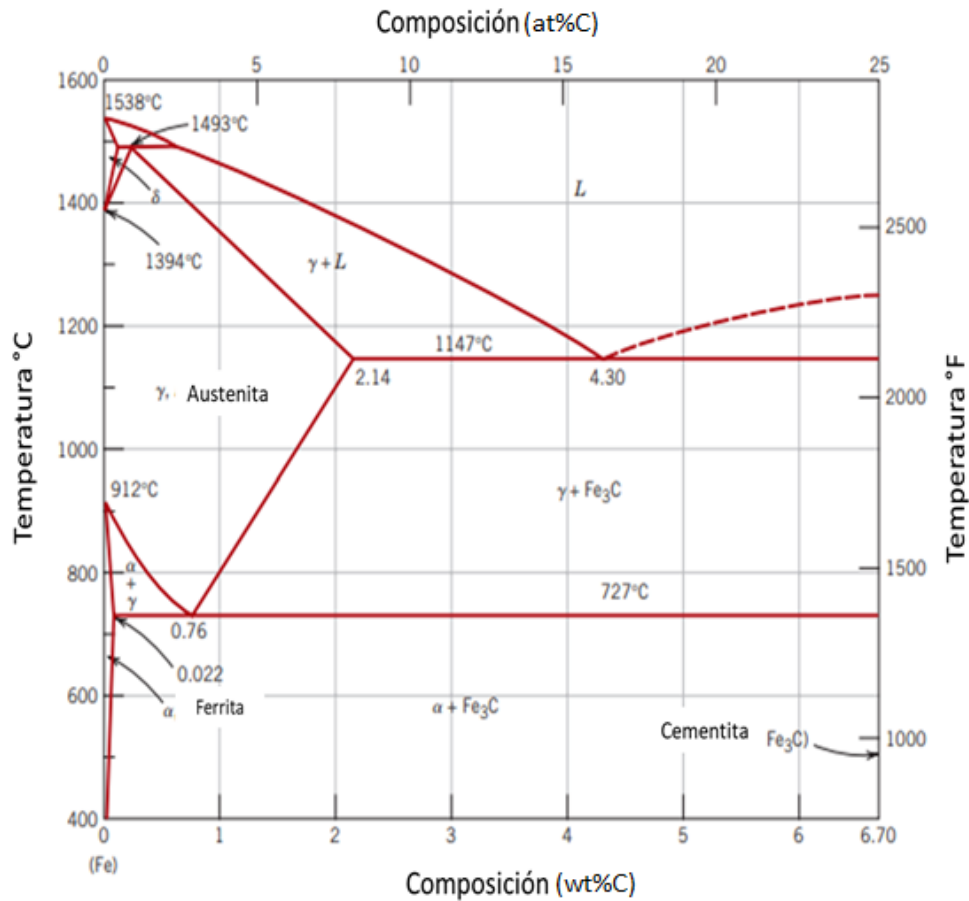


Figura 1 Diagrama de Fe-C. Adaptado de [22].

Los aceros HSLA derivan su nombre del incremento de la resistencia mecánica en comparación con otros aceros de bajo contenido de carbono con microestructuras ferrita-perlita. Los mecanismos que impactan en la microestructura y resistencia mecánica de los aceros HSLA por la adición de elementos microaleantes son:

- Distorsión de la red mediante átomos o precipitados semi-coherentes.
- Retraso en la difusión de Fe y átomos intersticiales.
- Anclaje de dislocaciones
- Tamaño de grano
- Precipitación de segundas fases

- Sustitución de átomos de Fe en la matriz
- Control de textura durante la recristalización

De los cuales los más importantes en un acero HSLA son el refinamiento de grano y precipitación. Los elementos aleantes más utilizados son el niobio (Nb), titanio (Ti) y vanadio (V), en la figura 2 se muestra la contribución del tamaño de grano ferrítico como el mecanismo con mayor endurecimiento de un acero HSLA comparado con un acero bajo carbono [21]. Los elementos microaleantes precipitan en la banda caliente aumentando la temperatura de recristalización después de la laminación en frío.

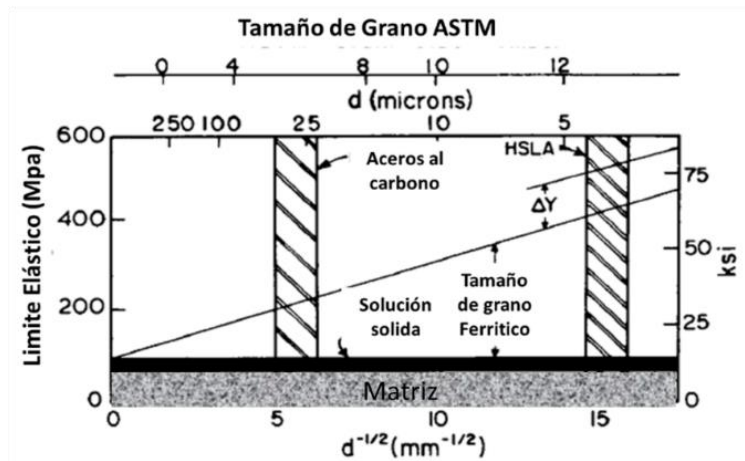


Figura 2 Comparación de la contribución del tamaño de grano como mecanismo de endurecimiento en un acero HSLA y un acero al carbono. Adaptado de [13].

Los elementos microaleantes pueden ser manipulados en precipitación o en solución. Los elementos precipitados producen endurecimiento, su mayor contribución es retardar la recristalización de la austenita deformada durante la laminación en caliente permitiendo un posterior refinamiento de grano ferrítico. La disminución del tamaño de grano ferrítico permite una excelente combinación de resistencia y tenacidad por lo que un tamaño de grano ferrítico fino es la microestructura deseable en laminado en caliente para obtener las propiedades mecánicas requeridas bajo los estándares internacionales después de la deformación en frío y recocido continuo [30,31]. Los aceros HSLA son utilizados en muchas aplicaciones donde se necesitan altas resistencias sin requerir altos niveles de ductilidad [32].

En la figura 3 se presenta el efecto de la precipitación y refinamiento de grano en las propiedades mecánicas al agregar Nb, Ti o V en los aceros, la letra P representa el incremento en la fluencia o límite elástico por precipitación y la G por refinamiento de grano. Se puede observar que según el elemento seleccionado como microaleante se obtiene mayor incremento por precipitación

o por tamaño de grano. Para lograr las propiedades mecánicas requeridas se puede agregar uno o más elementos microaleantes [30,31]. En la figura 4 se muestra una comparación de la microestructura y propiedades mecánicas de un acero CMn y HSLA [32].

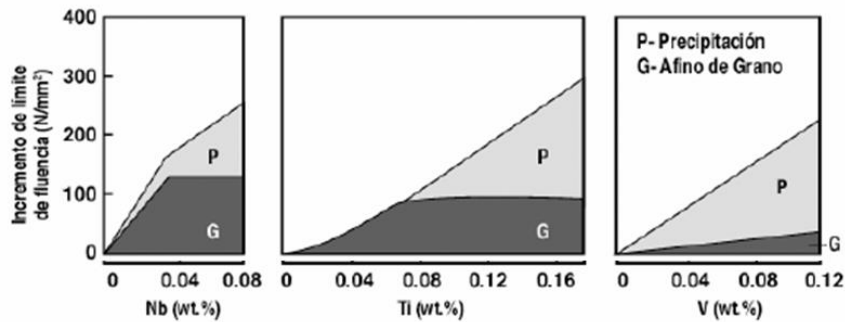
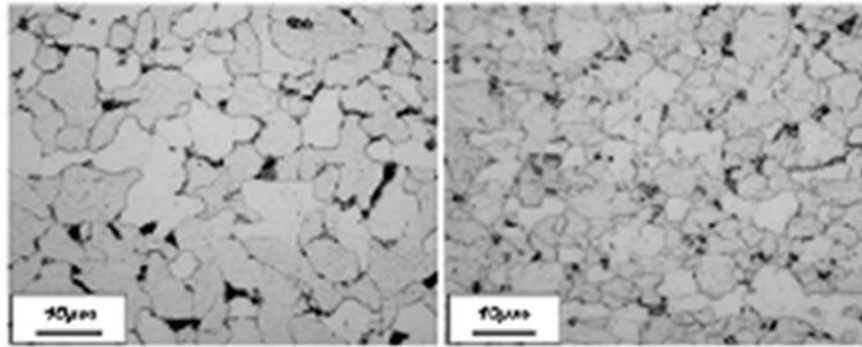


Figura 3 Contribución de diferentes elementos microaleantes en los mecanismos de endurecimiento de un acero [30].

Al tener un gran número de precipitados, se retarda el proceso de recristalización durante el recocido continuo de la lámina deformada en frío, por lo que es importante definir las temperaturas y tiempos de recocido adecuados para obtener una recristalización completa [30,31]. Podría ser necesario utilizar altas temperaturas durante el recocido continuo para asegurar la recristalización del acero, sin embargo, altas temperaturas podrían resultar en bajas resistencias por lo que se debe tener especial cuidado en definir los ciclos de procesamiento [32].

La embutibilidad de un acero microaleado está ligada fuertemente al porcentaje de recristalización alcanzada en el material. Esta característica permite a los aceros elongarse o estirarse sin presentar fractura en mayor proporción que un acero no microaleado, es decir, son capaces de deformarse durante el proceso de formado.

La principal ventaja de utilizar aceros HSLA es la disminución del peso del componente final, debido a la buena relación de resistencia y formabilidad. Para lograr esto, es necesario conocer la microestructura y las características que influyen en el comportamiento de las propiedades mecánicas.



Acero CMn 260Mpa
0.07%C 0.34%Mn

Acero HSLA 460Mpa
0.09%C 1.4%Mn 390ppm Nb

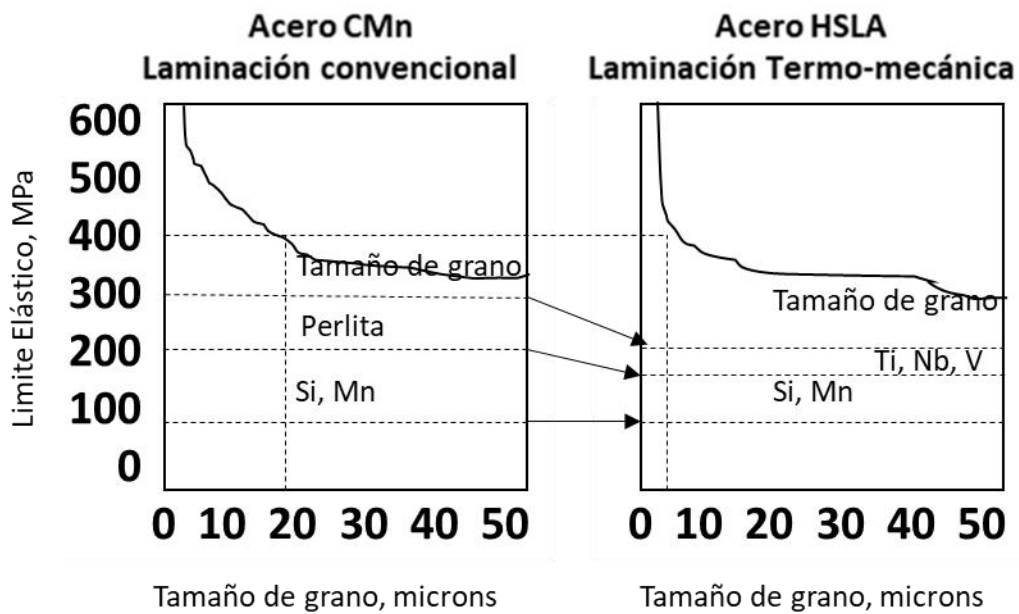


Figura 4 Comparación de la microestructura y propiedades mecánicas de un acero CMn y un HSLA adaptado de [32].

1.3 Procesamiento de un acero HSLA

El proceso de laminación en caliente consiste principalmente en reducir el espesor del planchón y transformarlo en rollo a través de una deformación realizada a altas temperaturas. Se ejemplifica en la figura 5 las etapas de este proceso [33].

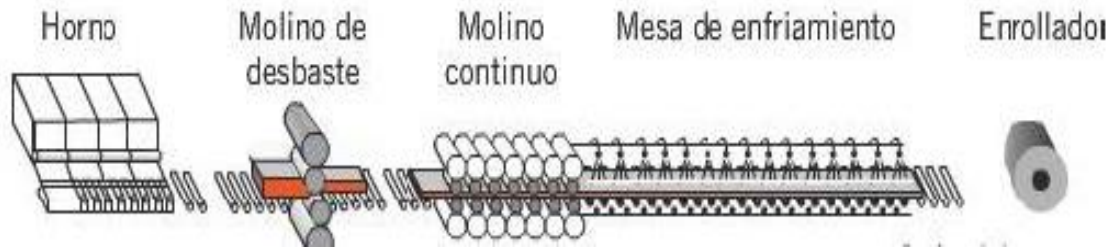


Figura 5 Diagrama del proceso de laminación en caliente [33].

Este proceso se compone principalmente por las siguientes etapas:

- Recalentamiento de planchón
- Laminación
- Enfriamiento
- Enrollado

El proceso de recalentamiento consiste en calentar un planchón en hornos a una temperatura aproximada de 1200°C , ésta temperatura es necesaria para asegurar que todo el material está por encima de Ac_3 (temperatura en la que existe una transformación completa en austenita), para solubilizar los carburos y nitruros precipitados en el acero, el proceso de laminación del material se debe realizar en la fase austenítica, la temperatura de calentamiento está limitada a no pasar por encima de la región en la que se produce la oxidación intergranular y por debajo de Ac_3 [33].

El tiempo que debe permanecer el material en la zona de recalentamiento permitirá una homogenización de la temperatura y evitar un crecimiento de grano austenítico. Los aleantes Al, Nb, V, Ti son elementos inhibidores de crecimiento de grano, estos forman precipitados de carburos o nitruros que bloquean los bordes de grano. Estos elementos también actúan como afinadores de grano austenítico y como endurecedores por precipitación.

La laminación ocurre en dos etapas: desbastado y terminado. La etapa de desbaste ocurre en un rango de temperatura de 1200 a 1050°C . Durante este proceso ocurre una recristalización completa entre pasos de deformación, acompañada de un refinamiento de grano. Al finalizar esta etapa, el material entra a un tren de terminación y es laminado a su espesor final, esta etapa normalmente se realiza a temperaturas encima de Ac_3 dependiendo del %C. La deformación de la austenita produce mayor cantidad de dislocaciones y la energía acumulada facilita la recristalización [33,30,31].

La recrystalización dinámica ocurre simultáneamente con la deformación, esto en condiciones adecuadas de temperatura y deformación. La recrystalización estática inicia una vez finalizada la deformación. Esta recrystalización está acompañada por un crecimiento de grano. Para los materiales microaleados, se busca retardar la recrystalización de la austenita para garantizar un tamaño grano ferrítico fino y forma equiaxial. En la figura 6 se muestra un esquema de evolución del grano austenítico durante la laminación [13,18,19,30].

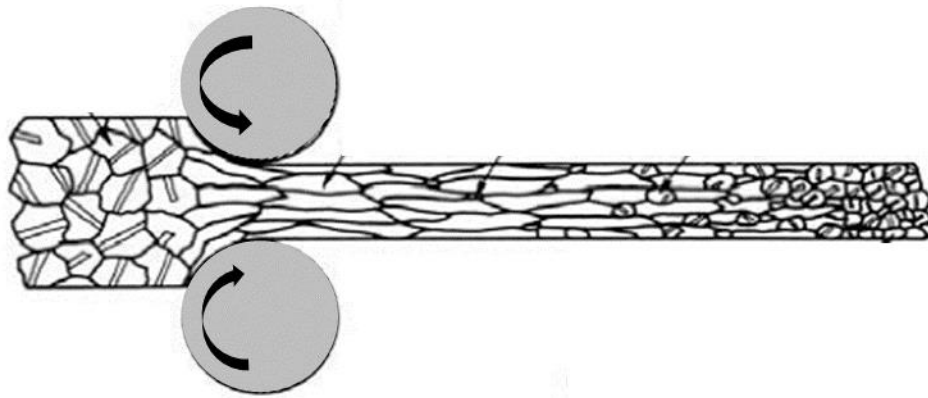


Figura 6 Esquema de la evolución del tamaño de grano en el proceso de laminación en caliente [13].

Al retardar la recrystalización de la austenita también se retarda el crecimiento de grano austenítico, por consiguiente, al finalizar el enfriamiento el tamaño de grano ferrítico es más fino. Este mecanismo se utiliza para aumentar la resistencia del material.

La siguiente etapa consiste en enfriar la lámina de acero por medio de aspersores de agua hasta la temperatura especificada, siguiendo una estrategia de enfriamiento de acuerdo con la especificación del producto final.

La microestructura que se obtiene en un acero al carbono después del proceso de laminación en caliente sería ferrita y cementita. Para aceros aleados, se podrían presentar otras fases. En esta etapa se utilizan los diagramas CCT (Continuous Cooling Transformation, por sus siglas en inglés), los cuales nos ejemplifican la cinética de transformación durante un enfriamiento continuo dependiendo de la velocidad de enfriamiento se pueden obtener diferentes microestructuras, para identificar las fases que se desean obtener y así determinar la estrategia de enfriamiento adecuada. La resistencia del material laminado dependerá del tipo de microestructura

formada. Incrementar la velocidad de enfriamiento disminuye la temperatura de transformación, aumentando la velocidad de nucleación produciendo un tamaño de grano ferrítico fino [30].

Posteriormente se realiza el enrollado del material, donde dependiendo de la temperatura se pudiera propiciar la precipitación de elementos y la presencia de diferentes fases.

La laminación en frío consiste en procesar la lámina a temperatura ambiente a través de rodillos para reducir su espesor. Un efecto de la laminación en frío en el material es el aumento de su límite elástico y la disminución de la ductilidad, este fenómeno se debe a la interacción y anclaje de dislocaciones, al mismo tiempo que el aumento de dislocaciones en el material. La laminación en frío nos proporciona la cantidad de deformación requerida en el proceso de recocido [30].

Este proceso puede darse dentro de una línea de galvanizado o un recocido continuo o por campana. En el proceso de galvanizado, adicional a recocer el material y disminuir el número de dislocaciones se recubre con un revestimiento metálico, en este caso zinc, la cual permite proteger al acero de la corrosión.

El proceso de galvanizado consiste en diferentes etapas dependiendo de la configuración de la línea, en general las etapas son las siguientes:

- Desenrolladores
- Lavado
- Recocido continuo
- Paila de zinc
- Molino de temple y nivelador
- Tratamiento químico
- Enrolladores

La etapa más importante es el recocido para el control de las propiedades mecánicas del material donde sucede el fenómeno de recristalización del acero, fenómeno que consiste en un arreglo microestructural el cual permite el crecimiento granos libres de dislocaciones. La recristalización es impulsada por la energía almacenada de las dislocaciones generadas en la laminación en frío y el calor [13,18,19]. Una de las ventajas que proporciona el recocido continuo es propiedades mecánicas uniformes, esto debido al control en la temperatura a través del espesor y ancho de la lámina. En este proceso podemos obtener muy altas temperaturas en poco tiempo, lo que propicia la recristalización y control en el tamaño de grano. En la figura 7 se muestra una curva típica de recocido continuo, las temperaturas y tiempo de recocido se determinan según el tipo de

material y las propiedades mecánicas requeridas, antes de ingresar al depósito (paila) de recubrimiento la temperatura de la lámina se encuentra alrededor de los 450°C [34,35].

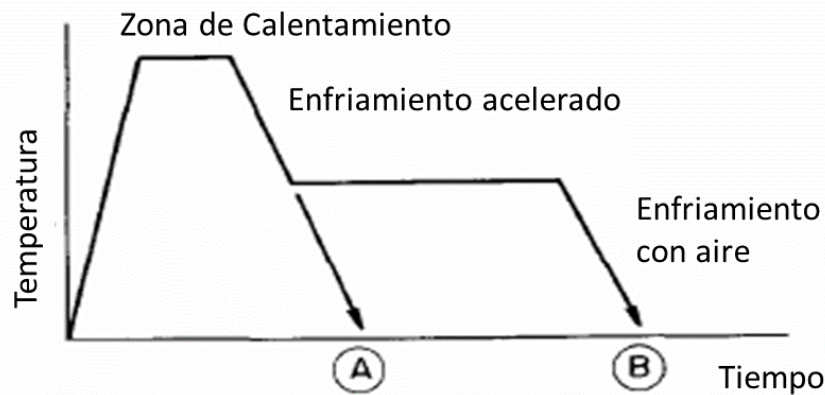


Figura 7 Curva de recocido continuo. Adaptada de [34].

1.4 Propiedades Mecánicas

Para validar la calidad de los productos y su cumplimiento con las especificaciones solicitadas, se realizan diferentes ensayos de laboratorio. Uno de los más comunes es el ensayo de tensión que proporciona información sobre la relación tensión-deformación de un material. Dicho ensayo se realiza en una máquina universal para ensayos de tracción, la cual cuenta con unas mordazas para sostener la muestra de acero. La dimensión de la muestra se encuentra previamente establecida por diferentes organismos de estandarización como American Society for Testing and Materials (ASTM), Society of Automotive Engineers (SAE), Japanese Industrial Standards (JIS), Verband der Automobilindustrie (VDA), entre otros. La muestra es sometida a una fuerza de carga que se registra en un gráfico, al igual que la deformación producida [36,37,38].

La tensión se define como el cálculo de fuerza aplicada por unidad de área y deformación como el cambio en la longitud por longitud inicial. El eje vertical es representado por la tensión y el horizontal por deformación, ver figura 8 [40,41].

Los resultados que se pueden obtener a partir del ensayo de tensión adicional a la gráfica de tensión-deformación son: límite elástico, resistencia a la tracción, porcentaje de alargamiento, índice de endurecimiento (Valor N), relación de deformación plástica (Valor R). El límite elástico es medido al 0.2% de desplazamiento, este valor es utilizado dado que no hay un punto definido en la curva donde termina la zona elástica y comienza la plástica, y se identifica por el nivel de tensión

producido en ese punto. La resistencia a la tracción es la máxima tensión que alcanza la curva de tensión-deformación antes de producir una fractura. El porcentaje de alargamiento es la diferencia de longitud después de la fractura entre la longitud inicial, este valor nos indica la ductilidad del material [36,37,42].

Otros valores que podemos obtener del ensayo de tensión y son útiles para las características del material son el índice de endurecimiento o Valor N y la relación de deformación plástica o Valor R. El Valor R es un parámetro que indica la capacidad de un material para resistir el adelgazamiento, es una medida para la anisotropía del material y se relaciona con el plano cristalográfico preferencial. Se considera como una medida de la capacidad de deformación del material, la resistencia al adelgazamiento contribuye en el proceso de formado [43,44,45]. El Valor N es el endurecimiento de un material por deformación plástica, esto se debe al incremento de dislocaciones la cual genera resistencia a la formación, se mide trazando una pendiente en la curva de tensión-deformación [46,47].

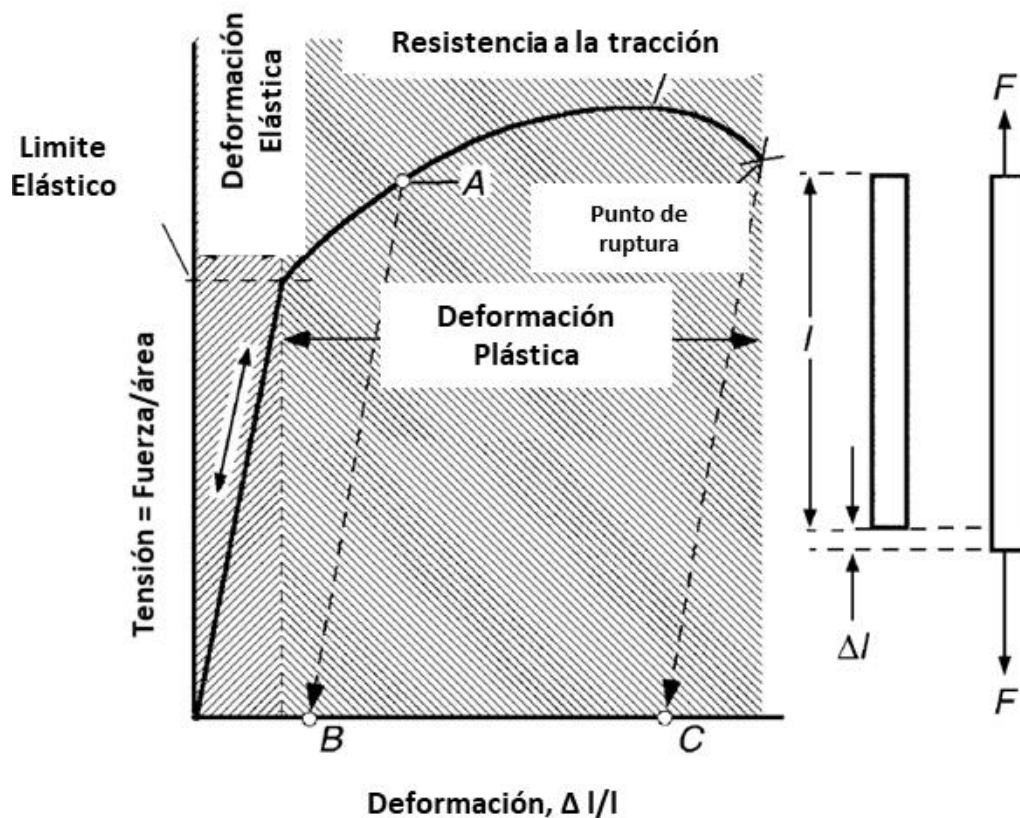


Figura 8 Gráfica de Tensión-Deformación identificando los principales resultados obtenidos, adapta de [40].

Capítulo 2 Antecedentes

Para lograr que un acero HSLA tenga estas propiedades, además de la química del material, es importante controlar las variables de proceso que nos permitan lograr una recuperación y recristalización completa. Este proceso es importante debido a que los materiales con alta deformación requieren recuperar la ductilidad perdida y controlar la estructura y tamaño de grano, importante para asegurar la funcionalidad del material [48,49,50].

A lo largo del tiempo se han realizado numerosos estudios sobre el fenómeno de recristalización en los aceros HSLA. Janakiram, S., & Gautam, J. P. (2018) [1] buscaron evaluar el efecto de la temperatura de deformación durante el proceso de laminación en caliente en la recristalización del material posterior a la laminación en frío y recalentamiento. Zaitsev, A. I. y Colaboradores en (2020) y Yashchuk, S. V. y Colaboradores en (2011) estudiaron los efectos de la recristalización en las propiedades mecánicas para diferentes químicas de acero y condiciones de procesamiento en laminación en caliente [6,52]. Por otro lado, Semiatin, S. L. y Colaboradores en (1996) y Mukunthan, K., & Hawbolt, E. B. (1996) buscaron una relación entre los modelos y bases teóricas que definen la cinética de recristalización y los resultados de las simulaciones en laboratorio [53,63].

Muljono, D., Ferry, M., & Dunne, D. P. (2001) [56] realizaron un estudio para ver la influencia de la velocidad de calentamiento de un material laminado en frío en la textura y crecimiento de grano. Oyarzábal, M., Martínez-de-Guerenu, A., & Gutiérrez, I. (2008) [58]. Estudiaron la evolución de la recristalización de un acero laminado en frío desde el punto de vista microestructural,

utilizaron análisis EBSD para medir la distribución de la energía almacenada y el efecto en la recuperación.

A pesar de contar con numerosos estudios relacionados a los aceros HSLA y su recristalización en productos laminados en frío y posteriormente procesados en línea de recocido continuo, existe poca literatura donde se haya utilizado análisis EBSD para caracterizar el fenómeno de recuperación y recristalización para diferentes condiciones de calentamiento con el propósito de asegurar la funcionalidad del material.

2.1 Recristalización

La recristalización se define como el acomodo y reorientación de la cristalografía del material. Este proceso es tradicionalmente la sección intermedia de los fenómenos de recuperación activados térmicamente: recuperación, recristalización y crecimiento de grano. El proceso de recuperación consta de reducir la energía almacenada durante la deformación en frío mediante la aniquilación de la alta densidad de dislocaciones generadas por la acumulación de deformación.

Durante el proceso de deformación en frío, la mayoría de la deformación obtenida será transformada en energía, en donde menor sea la cantidad de deformación, mayor será la temperatura de recristalización en el proceso de recocido. La energía acumulada será de ayuda para iniciar con el proceso de recristalización en el recocido. Entre menor sea la cantidad de deformación, mayor será la temperatura requerida para iniciar el proceso de recristalización en el recocido. También se encuentra relacionada con el tamaño de grano final, debido a que mayor cantidad de deformación mayor será los puntos de nucleación [22,23,24,64,66]. En la figura 9 se muestra una micrografía de un material previo a la deformación donde presenta granos equiaxiales (a) y una metalografía de un material posterior a la deformación con granos completamente deformados y alargados en el sentido de la deformación aplicada (b).

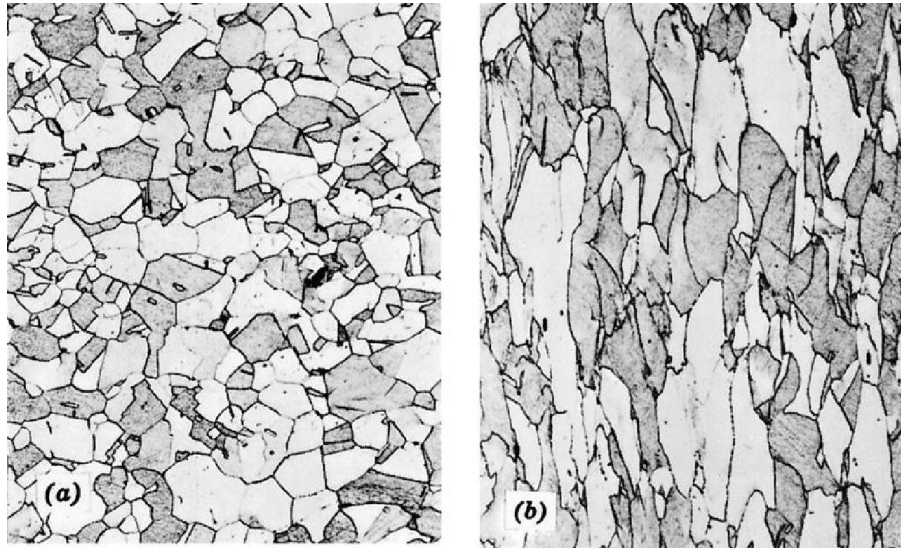


Figura 9 Microestructura de un acero antes de deformación y posterior a deformación en frío [22].

Defectos en la red como átomos intersticiales o precipitados pueden retardar o detener el proceso de recuperación. Este proceso no modifica la estructura deformada, disminuye la densidad de defectos en los cristales y su distribución. La recuperación puede ser medida por diferentes formas: disminución de la resistencia eléctrica, disminución de dureza, disminución en densidad de dislocaciones y reacomodo de dislocaciones [69,71,74].

La recrystalización comienza con la nucleación de nuevos granos en los bordes de los granos deformados, estos granos crecen hasta consumir la estructura deformada. El crecimiento de granos recrystalizados será constante hasta que comienzan a colisionar unos con otros. La cantidad de deformación y crecimiento de los granos recrystalizados puede verse modificada por diferentes causas, adición de elementos en solución sólida y precipitados finos. En los aceros HSLA es importante controlar la cantidad de deformación en frío, temperatura de recocido y la presencia de precipitados, TiN, VN, CbN, TiC, VC, CbC, TiNC, VNC, CbNC son utilizados para disminuir el tamaño de grano austenítico y por consiguiente el tamaño de grano ferrítico ambos procesos pueden ser estáticos o dinámicos [69,71,74].

La fase de crecimiento de grano consta del crecimiento de los granos recrystalizados, los bordes de grano continúan migrando a otros granos aumentando su tamaño y consumiendo granos más pequeños [77]. En la figura 10 se observa esquemáticamente el proceso de recuperación, recrystalización y crecimiento de grano en un acero durante el proceso de recocido.

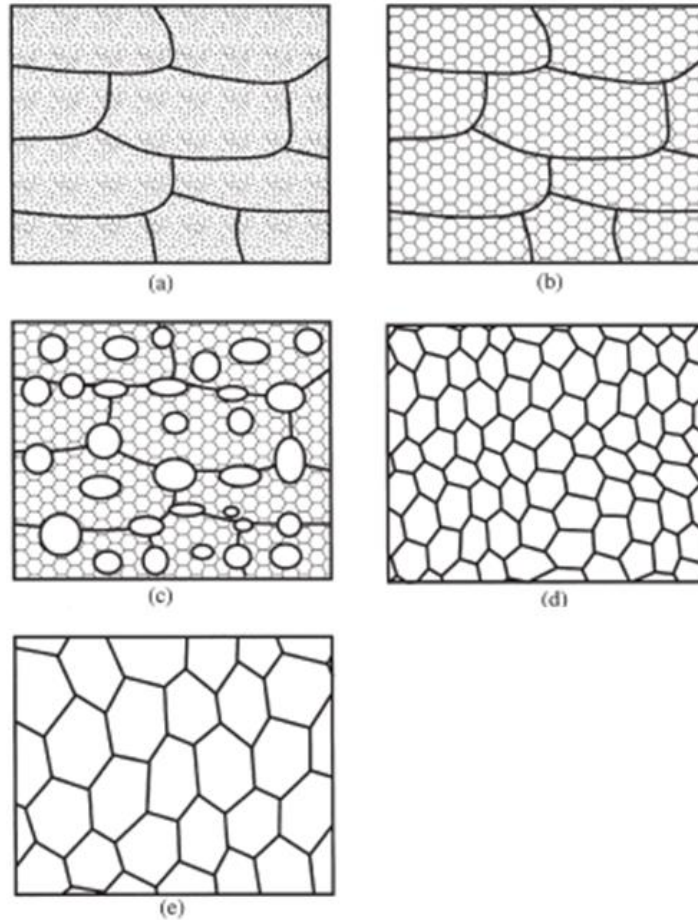


Figura 10 Ejemplificación del proceso de recristalización: estado deformado (a), Recuperación (b), Recristalización parcial (c), Recristalización completa (d), Crecimiento de grano (e). Adaptado de [77].

Uno de los parámetros que se controlan en los aceros HSLA durante el proceso de recristalización es el tiempo en que tarda en completar esta etapa con respecto a los aceros de bajo carbono. Debido a que la recristalización de los aceros HSLA es lenta, requiere de mayores temperaturas y tiempos de recocido.

2.2 Justificación

La industria automotriz toma mayor relevancia en las empresas siderúrgicas al demandar con mayor frecuencia aceros de alto valor agregado. Siendo una de las industrias con mayores estándares de calidad, el producto ofrecido debe no solo cumplir las especificaciones del cliente sino superar sus expectativas.

Conocer los fenómenos que afectan la recristalización y recuperaciones de los aceros HSLA nos permite ir en el camino de mejora continua, ofreciendo un mejor desempeño en nuestros productos y desarrollar líneas alternativas para aumentar volumen de producción.

El presente trabajo pretende mejorar el desempeño de las propiedades mecánicas de los aceros HSLA 50 en una línea de galvanizado industrial, ofreciendo una solución a la presente problemática de material retenido por incumplimiento de propiedades mecánicas. Al igual, que ofrecer una ruta de procesamiento alternativa a la que existe actualmente para aumentar la capacidad de producción de estos tipos de acero.

2.3 Hipótesis

Mediante la simulación de diferentes condiciones de procesamiento por medio del simulador Gleeble®, es posible obtener una completa recristalización a mayor temperatura y tiempo de calentamiento, determinando las condiciones óptimas de procesamiento para el cumplimiento de requerimientos funcionales.

2.4 Objetivo General

Evaluar los efectos de la cinética de recristalización de un acero microaleado procesado en recocido continuo mediante la simulación de diferentes condiciones de procesamiento para garantizar el cumplimiento de los requerimientos funcionales establecidos por organismos internacionales o específicos de cliente.

2.4.1 Objetivos Específicos

- Determinar el efecto de las condiciones de procesamiento en la recuperación y recristalización de un acero microaleado por medio de simulaciones de ciclos de recocido.
- Determinar el efecto de la temperatura y tiempo de calentamiento en la recuperación y recristalización de un acero HSLA.
- Estudiar una práctica operativa para garantizar el cumplimiento de propiedades mecánicas.

Capítulo 3 Metodología

Como metodología se utilizó una matriz de experimentos con diferentes condiciones de procesamiento, variando la temperatura y el tiempo de calentamiento. Se utilizó un acero HSLA 50, acero alta resistencia grado 50 de cendencia, este acero es ampliamente utilizado en la industria automotriz por su tener una buena resistencia y ser formable.

3.1 Matriz de experimentos

Para el diseño de la matriz de experimentos, se utilizaron 3 diferentes parámetros a ser sujetos a variación: espesor, velocidad de calentamiento y temperatura en el horno de recocido continuo.

Los dos de espesores seleccionados fueron de acuerdo con la capacidad de fabricación de la línea. Para ambos espesores (1.25mm y 0.79mm), se consideraron para la simulación las condiciones típicas de un horno de recocido continuo industrial dentro de la matriz de experimentos. Las variaciones en la velocidad fueron determinadas en niveles, estableciendo 7 niveles con aumentos del 3% entre cada uno. Se consideró como primer nivel un 3% debajo de los valores típicos. Para la selección de los niveles de temperatura, se fueron modificando de acuerdo con el aumento de la velocidad utilizando un modelo matemático para evaluar el balance térmico entre la masa en el horno y la inercia térmica. Los diferentes escenarios a simular fueron identificados como Nivel 1 al 7 iniciando y terminando a una temperatura de 40°C la cual se considera la temperatura ambiente de la línea.

Se consideraron las principales zonas del horno en una línea de galvanizado, en la figura 11 se muestra la representación gráfica de las principales secciones. Las secciones de un horno típico son: precalentamiento, sostenimiento y enfriamiento.

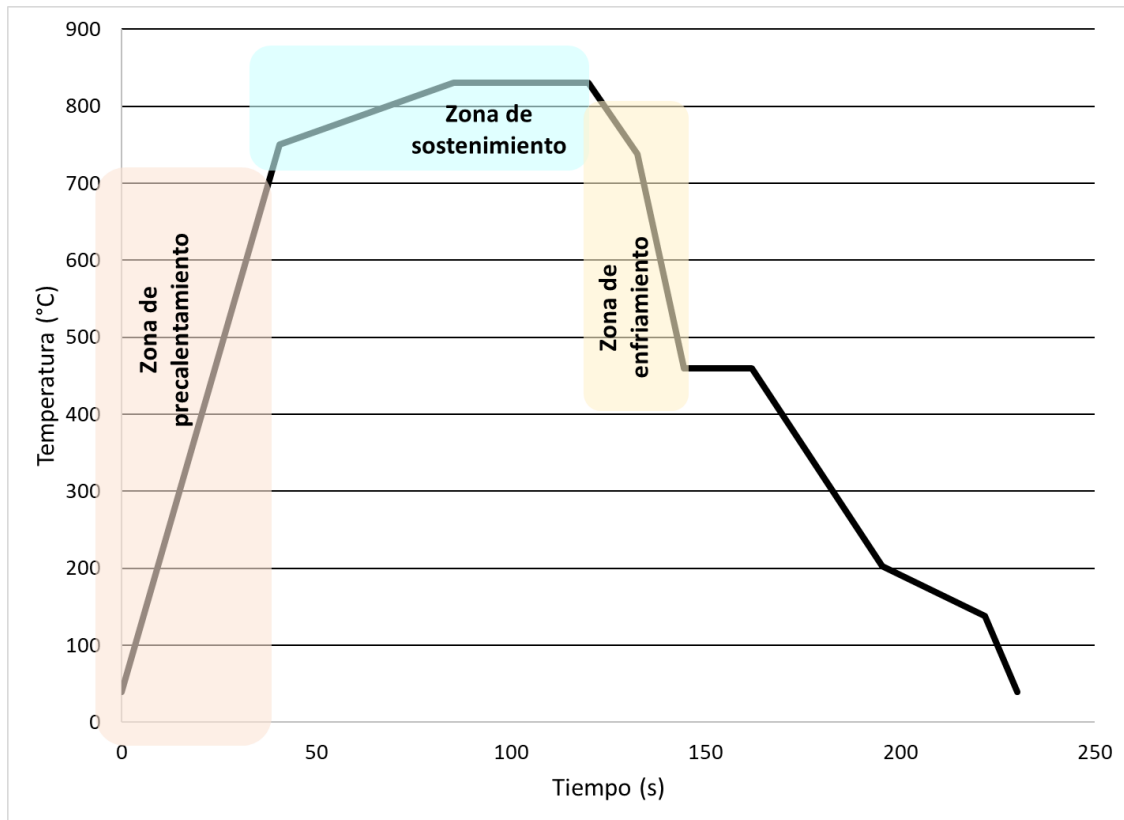


Figura 11 Principales zonas del horno de recocido continuo.

3.2 Parámetros de proceso termo-mecánico en planta

El acero utilizado en la experimentación fue un acero HSLA 50 con una composición química mostrada en la Tabla 1.

Tabla 1 Composición química.

Química							
C		Mn		Al + Si		Nb + Ti + V	
Min	Max	Min	Max	Min	Max	Min	Max
0.05	0.095	0.40	0.75	0.025	0.090	0.03	0.080

Su ruta de procesamiento previo al simulador fue, laminación en caliente, decapado y laminación en frío. El procesamiento en el laminado en caliente consta de un calentamiento del planchón a una temperatura por encima de los 1300°C. Posteriormente, el planchón pasa por un

molino reversible, también llamado desbaste, siguiendo su procesamiento en el laminador obteniendo una temperatura de acabado entre 850°C a 900°C, después se introduce en la mesa de enfriamiento hasta la temperatura de enrollado requerida, el material finalmente llega a una temperatura entre 600°C a 650°C, se enrolla y se almacena para su enfriamiento al aire.

La laminación en frío ocurrió en un molino reversible con un porcentaje de reducción entre 60 a 70%.

3.3 Simulador termo-mecánico Gleeble®

La Gleeble® 3800 System es un equipo capaz de simular una variedad de procesos termo mecánicos. Existen diferentes módulos y aditamentos dependiendo del tipo de simulación que se quiera crear, para este estudio se utilizó el módulo de recocido continuo el cual nos permite programar curvas con un perfil de temperatura y tiempo, simulando el procesamiento en una línea industrial. El equipo es capaz de llegar a una temperatura de 1,250°C, velocidad de calentamiento de 10,000°C/s y enfriamiento de hasta 2,000°C/s, la medición de temperatura se realiza mediante un termopar los cuales son soldados a la muestra. Se pueden ingresar muestras planas o tubulares de diferentes dimensiones, las cuales posteriormente pueden ser ingresadas a análisis de microscopía óptica o propiedades mecánicas.

La Tabla 2 y 3 muestran las condiciones utilizadas en el simulador, se identificaron las secciones de la línea: precalentamiento, sostenimiento, enfriamiento y paila. Las zonas precalentamiento y paila cuentan con dos zonas las cuales pueden tener diferentes temperaturas. Se utilizaron muestras de 50mm x 260mm (Master Specimens Drawings), ver figura 12. Para las simulaciones de los ciclos se utilizó el módulo Pocket Jaw y las mordazas de recocido continuo (Continuous Annealing), ver figura 13.

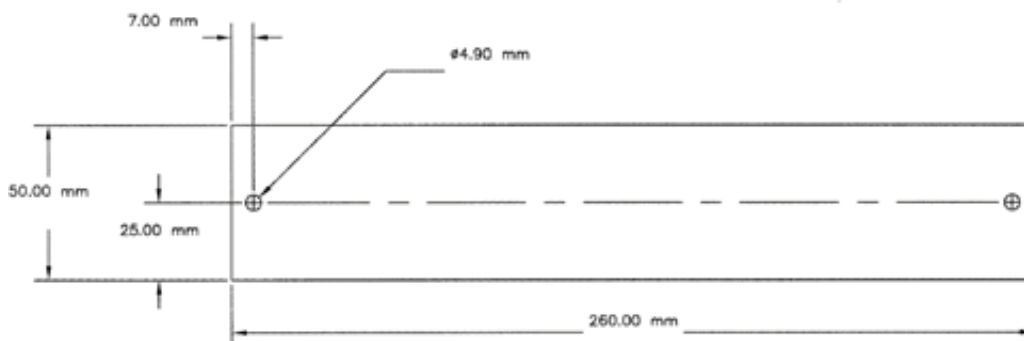


Figura 12 Especificación de probeta.



Figura 13 Gleeble 3800 System.

Tabla 2 Condiciones de ciclo de calentamiento para espesor de 1.25mm.

Nivel		1		2		3		4		5		6		7	
Zonas		t (s)	T (°C)	t (s)	T (°C)	t (s)	T (°C)	t (s)	T (°C)	t (s)	T (°C)	t (s)	T (°C)	t (s)	T (°C)
Precalentamiento	Zona 1	0	40	0	40	0	40	0	40	0	40	0.0	40	0.0	40
	Zona 2	40.4	750	39.2	750	38.0	728	36.8	708	35.8	689	34.8	671	33.8	653
Sostenimiento	Zona 1	205.0	830	198.6	830	192.5	806	186.8	783	181.4	762	176.3	742	171.5	722
Enfriamiento	Zona 1	276.8	738	268.1	738	259.9	717	252.2	697	245.0	678	238.1	660	231.6	643
Paila	Zona 1	357.0	460	345.8	460	335.2	460	325.3	460	315.9	460	307.1	460	298.7	460
	Zona 2	451.9	40	437.6	40	424.3	40	411.7	40	399.8	40	388.6	40	378.1	40

Tabla 3 Condiciones de ciclo de calentamiento para espesor de 0.79mm.

Nivel		1		2		3		4		5		6		7	
Zonas		t (s)	T (°C)	t (s)	T (°C)	t (s)	T (°C)	t (s)	T (°C)	t (s)	T (°C)	t (s)	T (°C)	t (s)	T (°C)
Precalentamiento	Zona 1	0.0	40	0.0	40	0.0	40	0.0	40	0.0	40	0	40	0	40
	Zona 2	25.8	750	25.0	750	24.2	728	23.5	708	22.8	689	22.2	670	21.6	653
Sostenimiento	Zona 1	130.8	830	126.6	830	122.8	806	119.1	783	115.7	762	112.4	741	109.4	722
Enfriamiento	Zona 1	176.6	738	171.0	738	165.8	717	160.8	697	156.2	678	151.8	660	147.7	643
Paila	Zona 1	227.7	460	220.5	460	213.8	460	207.4	460	201.4	460	195.8	460	190.5	460
	Zona 2	288.2	40	279.1	40	270.6	40	262.5	40	255.0	40	247.8	40	241.0	40

3.4 Caracterización microestructural

El uso del microscopio electrónico marca Zeiss Observer.Z1m es una técnica frecuentemente empleada para la caracterización de un material a nivel microestructural por ser simple, rápida y económica comparada con otras técnicas. Permite obtener una resolución hasta de $\sim 0.5\mu\text{m}$. En el análisis de las muestras de aceros recocidos, es el primer ensayo a realizar, donde se proporciona información cuantitativa y cualitativa como, tamaño de grano, límites de grano, existencia de fases, defectos, entre otros [76,77].

Las muestras se analizaron por EBSD utilizando un equipo marca EDAX y un microscopio marca JEOL IT-3000LV para determinar el nivel de recuperación y recristalización con software OIM versión 8, ver figura 14.



Figura 14 Imagen de un microscopio JOEL IT-3000 LV.

El análisis Electron Backscattered diffraction (EBSD), está basado en la difracción de electrones por retrodispersión y es una técnica muy utilizada en la caracterización microestructural de los materiales. La información proporcionada en el análisis puede ser procesada en diferentes métodos para obtener información detallada, algunos de estos métodos son: tamaño de grano, caracterización de los límites de grano, mapas de orientación, calidad de imagen, entre otros [77]. En las figuras 15 y 16 se muestran ejemplos de los análisis a obtener.

El método KAM (Kernel Average Misorientation Map) calcula el promedio de las desorientaciones que hay entre cada uno de los puntos, las zonas con mayor grado de desorientación se marcan con tonalidad de verde hasta rojo, considerado en color rojo el mayor grado de desorientación, lo que nos indica la presencia de dislocaciones las cuales no permiten mantener una misma orientación. El método IQ (Image Quality) nos muestra la calidad de imagen

mientras más deformado está un material más distorsionada la matriz por la cantidad de dislocaciones, lo cual nos presenta una baja calidad de imagen [78,83].

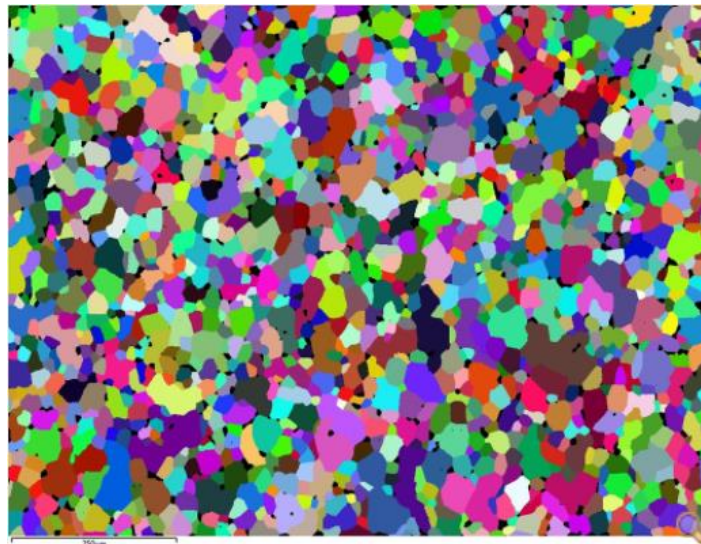


Figura 15 Imagen obtenida por EBSD para medición de tamaño de grano [83].

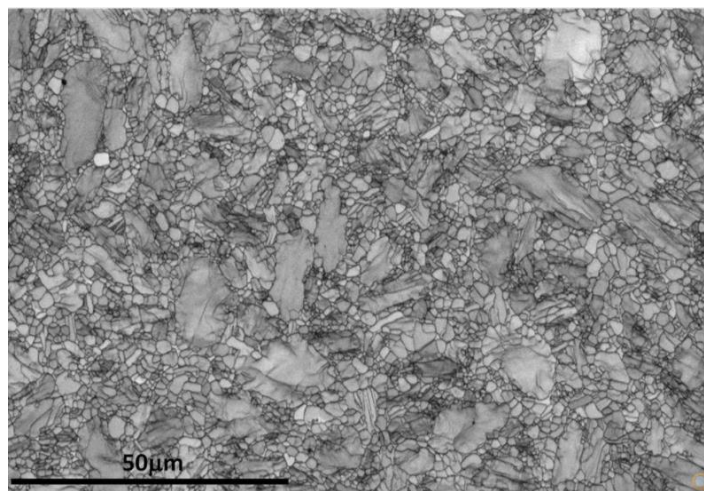


Figura 16 Imagen obtenida por EBSD para medición de calidad de imagen [83].

3.5 Ensayos de Tensión

Con las muestras resultantes de la simulación se realizaron los siguientes ensayos en laboratorio: propiedades mecánicas por medio de prueba de tensión bajo ASTM E8 [79] utilizando una máquina universal marca Zwick modelo Z250, ver figura 17.



Figura 17 Imagen de una máquina de tensión marca Zwick modelo Z250.

Por último, con los resultados obtenidos se recomendó una práctica operativa para la línea de recocido continuo.

Capítulo 4 Resultados y Discusión

Se busco material con las mismas características termomecánicas y químicas para realizar las simulaciones en Gleeble que el utilizado a nivel industrial para procesar el grado de acero HSLA 50.

Simulador Termo-mecánico Gleeble

Se realizaron los ciclos en el simulador termo-mecánico Gleeble® bajo las condiciones descritas en las Tablas 2 y 3 del Capítulo 3. Podemos observar un ejemplo de los gráficos obtenidos de las pruebas en la figura 18. La línea roja refleja la temperatura obtenida por el termopar en cada punto de la curva, la línea negra refleja la curva ingresada en el programa del simulador. Se puede observar cumplimiento de las temperaturas programadas. El resto de los ciclos simulados se pueden encontrar en el Anexo 1.

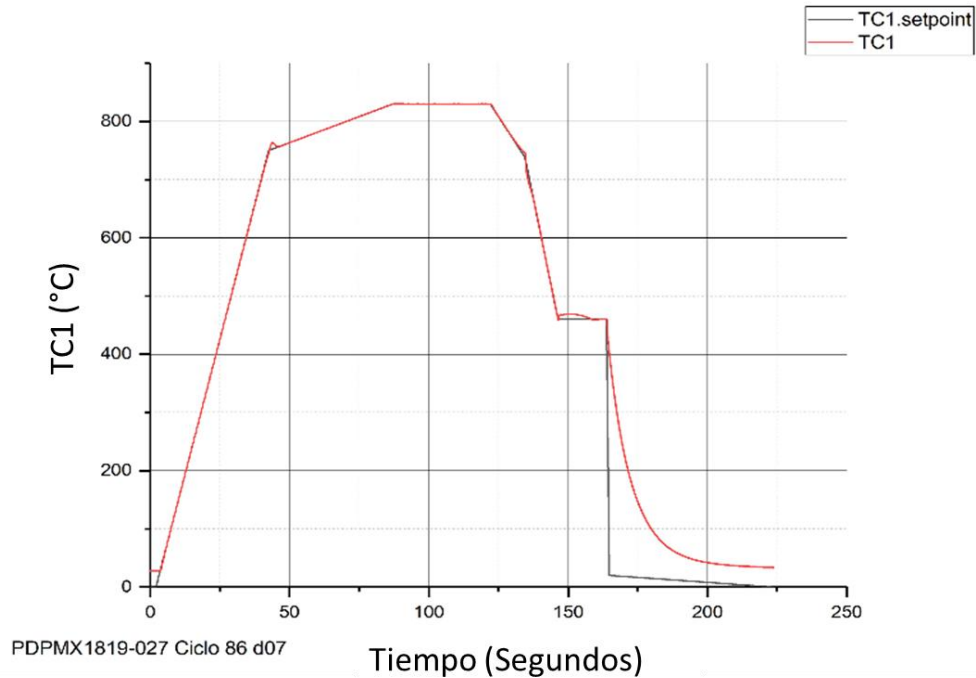


Figura 18 Ciclo HSLA 50 Espesor 1.25mm Nivel 1

4.2 Caracterización microestructural

Primero se realizó un análisis microestructural del acero posterior al tratamiento térmico en el microscopio óptico utilizando dos aumentos 200x y 500x. La figura 19 muestra las microestructuras en dirección de laminación presentadas en los niveles 2, 4 y 7 de espesor de 1.25mm, las cuales presentan una matriz ferrítica totalmente recristalizada, se observan granos equiaxiales sin presencia de granos de forma alargada (el sentido de la deformación aplicada se muestra con una flecha roja en figura 19), se observan algunos puntos oscuros principalmente en los bordes de grano los cuales indican presencia de carburos formados desde la laminación en caliente.

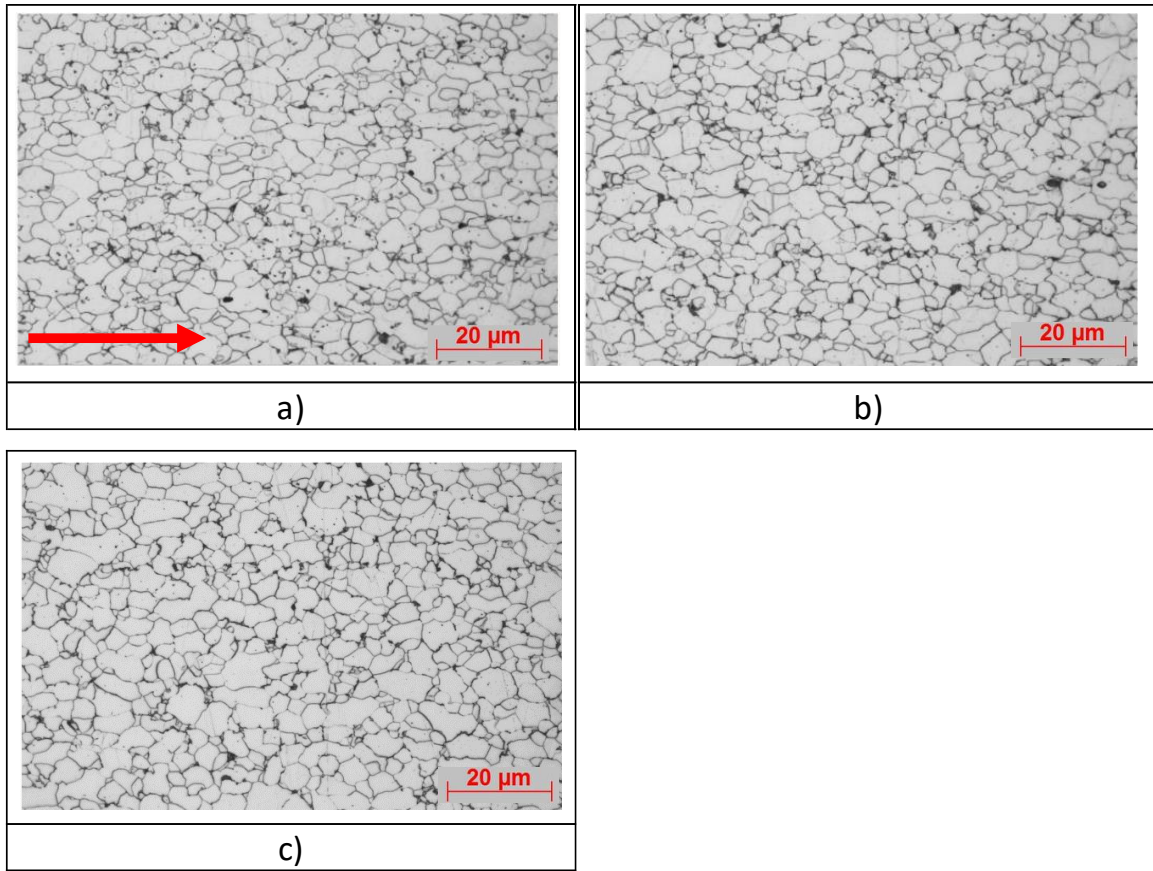


Figura 19 Metalografías a 500x posterior a la simulación térmica (la flecha indica el sentido de laminación), a) muestra de simulación bajo condiciones del Nivel 2, b) muestra de simulación bajo condiciones del Nivel 4, c) muestra de simulación bajo condiciones del Nivel 7.

A diferencia del espesor 1.25mm, el espesor de 0.79mm presenta una microestructura parcialmente recristalizada para los niveles 4 y 7. En la figura 20 a) podemos observar como en el Nivel 2 se observan granos equiaxiales con una recristalización completa. En la figura 20 b) y c) respectivamente, se observan granos alargados en la dirección de deformación principal, lo que indica que el material no presenta una recristalización completa o parcial, el nivel 7 con mayor densidad de granos alargados.

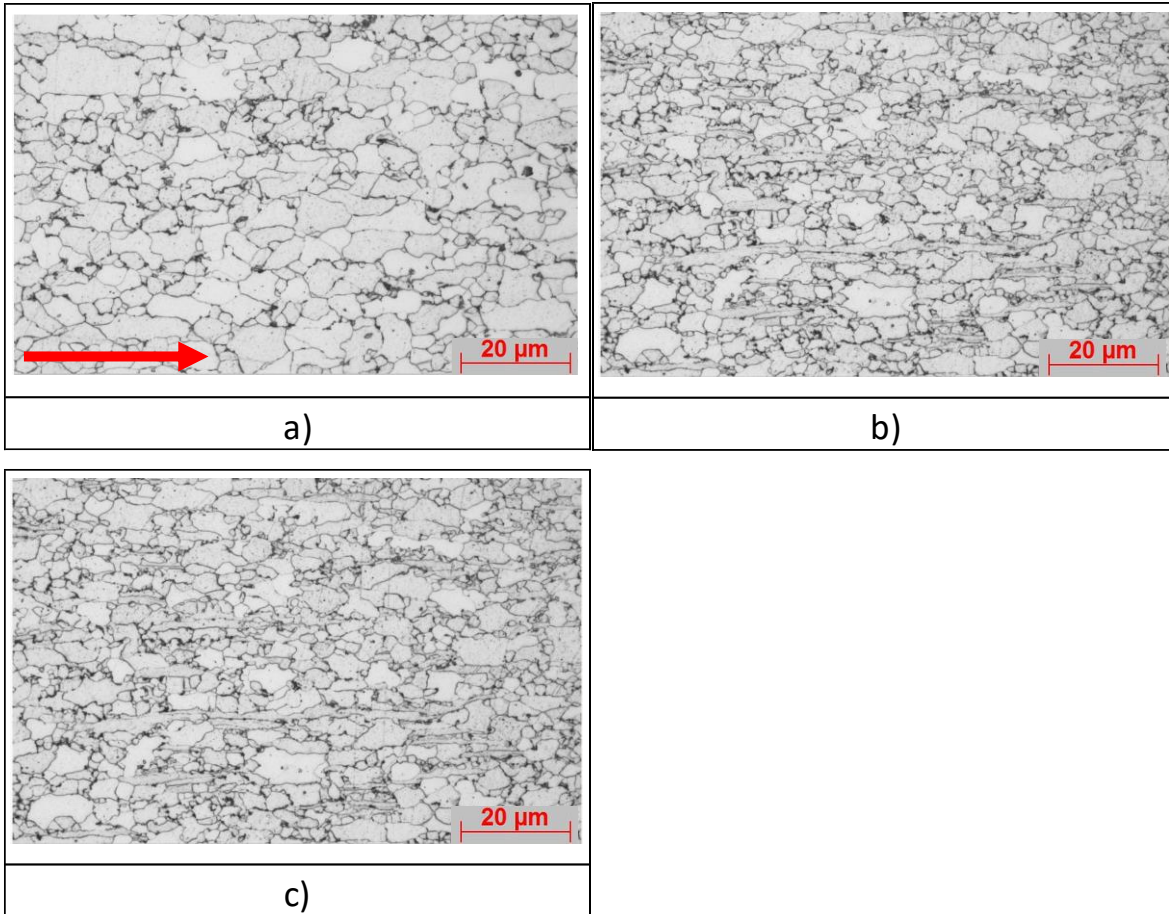


Figura 20 Metalografías a 500x posterior a la simulación térmica (la flecha indica el sentido de laminación), a) muestra de simulación bajo condiciones del Nivel 2, b) muestra de simulación bajo condiciones del Nivel 4, c) muestra de simulación bajo condiciones del Nivel 7.

Se consideran los niveles 2, 4 y 7 como los más representativos, debido a que podemos observar un contraste entre la menor velocidad (nivel 2), media (nivel 4) y mayor (nivel 7), se observa en la figura 21 las metalografías de ambos espesores y 7 niveles, (Tabla 1 y 2 con las condiciones de ciclo de calentamiento para cada espesor). Se seleccionaron para realizar el análisis por EBSD consideradas como las tres principales condiciones de simulación dado que el resto no presenta cambios significativos con respecto a los niveles anteriores, ver Capítulo 3 Tabla 2 y 3.

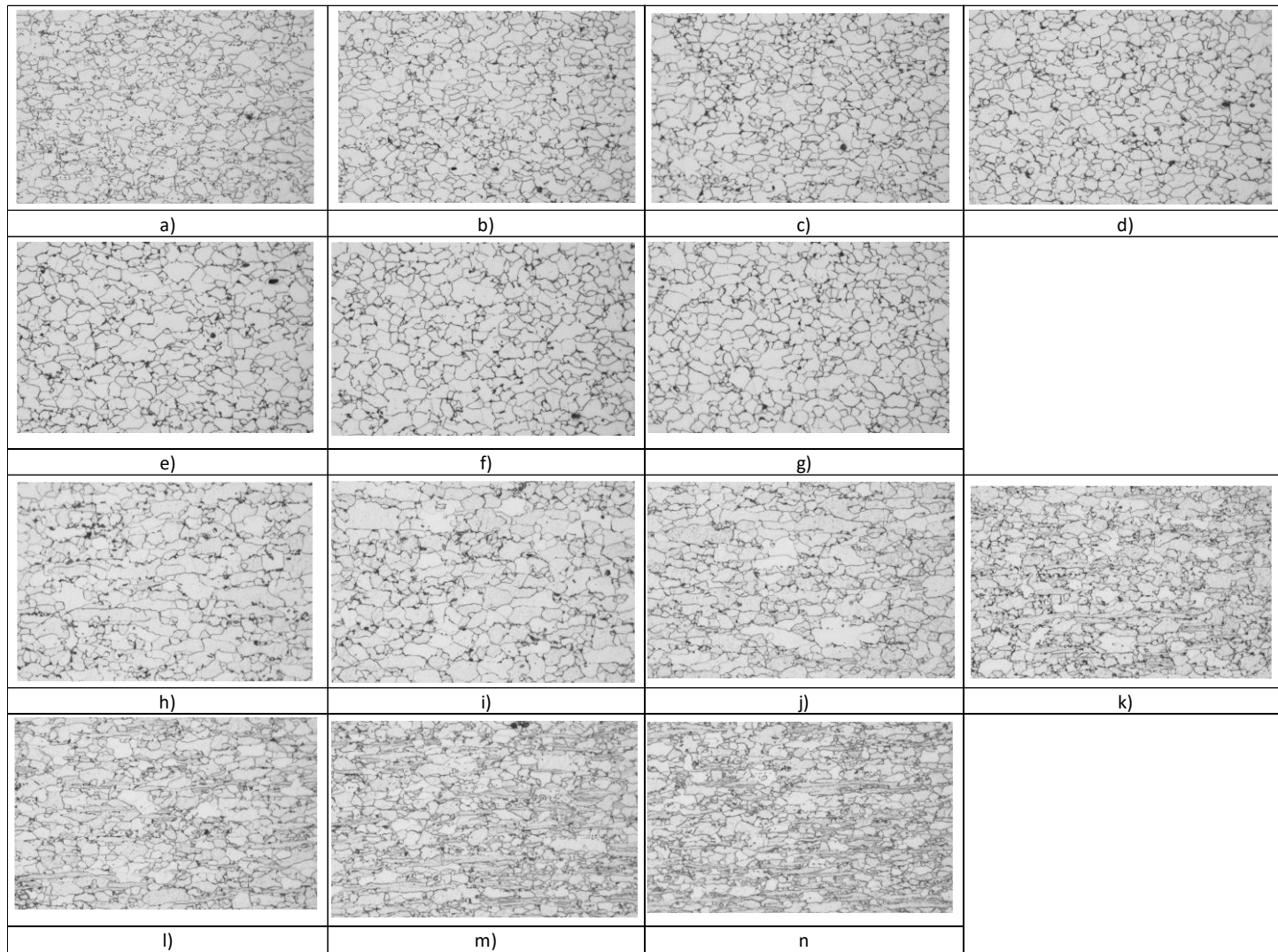


Figura 21 Metalografías a 500x posterior a la simulación térmica, a) a g) representan los niveles 1 a 7 para espesor 1.25mm, h) a n) representan los niveles 1 a 7 para espesor de 0.79mm

En la figura 22 y 23 se observan las imágenes del EBSD bajo el método KAM e IQ para los espesores 1.25mm y 0.79mm, respectivamente. Las imágenes IQ se presentan junto con la desorientación punto a punto, esta imagen nos muestra con diferentes colores las desorientaciones, las mayores a 15° en color azul las cuales se identifican como bordes de granos, las zonas verdes representan desorientaciones entre 5° y 10° y las zonas rojas menores a 5°. En una estructura recuperada y recristalizada se espera tener presencia de zonas desorientaciones mayores a 15°, subestructuras dentro de los granos con desorientaciones menores a 10° no son deseadas.

Podemos observar en la figura 22 una estructura completamente recristalizada, sin presencia de granos alargados en el sentido de laminación, para el espesor de 1.25mm. En la figura 21 a) y b) la densidad de desorientaciones dentro de los granos (marcado en colores verde y rojo) es considerablemente menor que la figura 22 e) y f) la cual presenta una alta densidad de dislocaciones lo que demuestra que el material aún presenta una estructura con recuperación parcial y recristalización completa. Lo mismo podemos observar en las figuras 22 c) y e) donde las zonas con mayor presencia de desorientaciones (identificadas dentro de los círculos) indican una recuperación parcial. En la figura c) y d) se muestran zonas con presencia de dislocaciones, en menor cantidad que la e) y f). Sin embargo, podemos observar una recuperación parcial y recristalización completa.

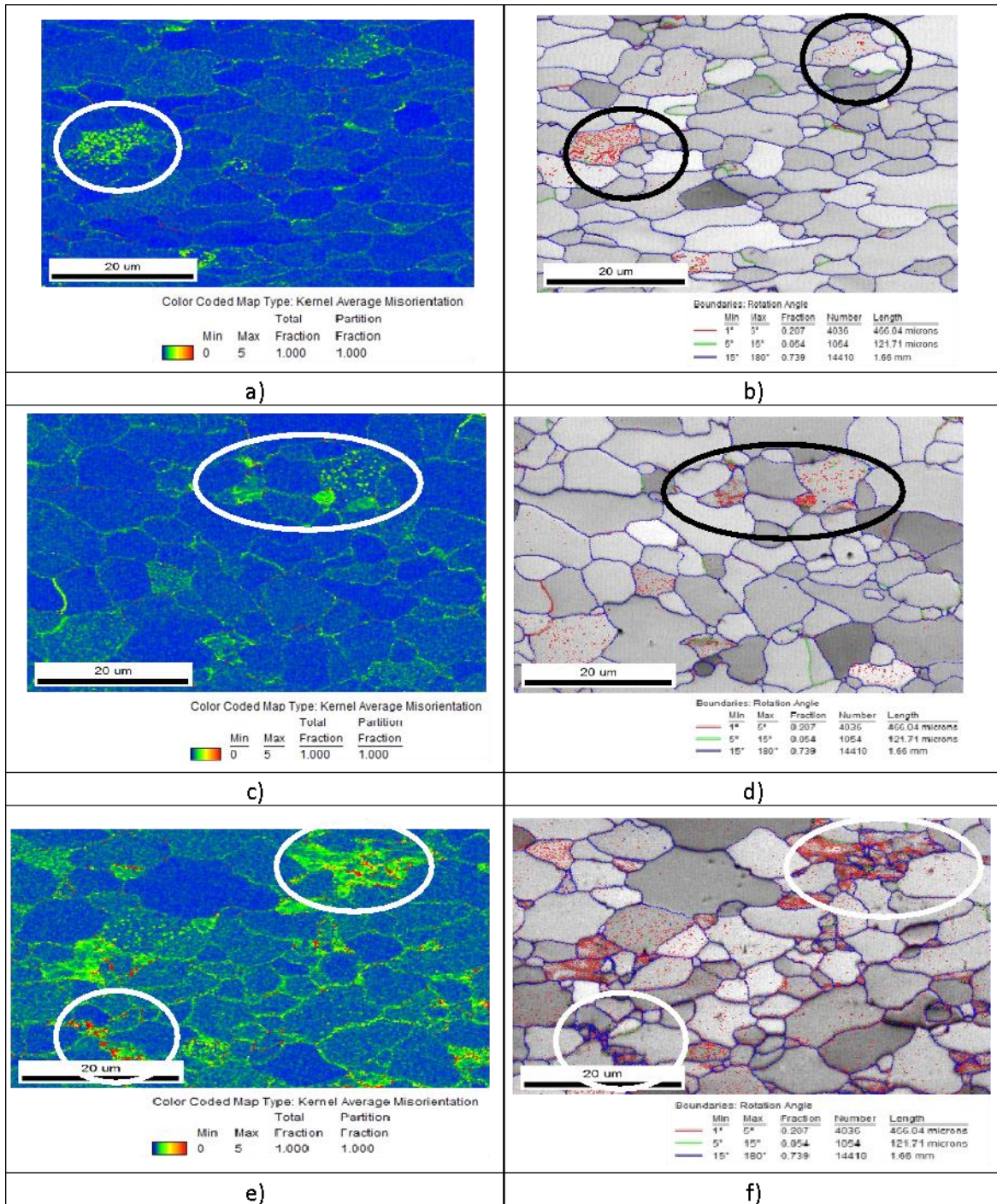


Figura 22 Imagen EBSD por método KAM e IQ dentro de los círculos se muestran las zonas con presencia de dislocaciones, a) Método KAM para Nivel 2, b) Método IQ para Nivel 2, c) Método KAM para Nivel 4, d) Método IQ para Nivel 4, e) Método KAM para Nivel 7, f) Método IQ para Nivel 7.

En la figura 23 a) y b), se observa una matriz ferrítica completamente recristalizada sin presencia de alta densidad de dislocaciones, lo que indica un buen nivel de recuperación. A diferencia de la figura 23 c) a f) donde se marcan dentro de los círculos las principales zonas con alta densidad de dislocaciones. Estos niveles presentan una recristalización parcial y falta de recuperación.

El aumento en la densidad de dislocaciones con desorientaciones menores a 10° entre la figura 22 a) y e) y figura 23 a) y e) se encuentran relacionados con la disminución del tiempo de calentamiento en la zona sostenimiento, la cual tiene una diferencia de 4 segundos menos entre ambos niveles en ambos espesores, siendo la figura 22 a) y figura 23 a) con mayor tiempo de calentamiento para cada espesor. Adicional, las zonas con alta densidad de dislocaciones representan una recuperación parcial del material, esto se debe a una falta de tiempo y temperatura en la sección de sostenimiento. Este fenómeno puede afectar en las propiedades mecánicas, obteniendo cedencia discontinua, mayor efecto de Bake hardening, efecto de endurecimiento el cual genera un aumento en la resistencia del material que se da al tener presencia de carbono en solución lo cual pudiera afectar el desempeño al momento de estamparse, dado que se cuenta con presencia de carbono en solución y dislocaciones aún presentes en la matriz ferrítica. También se observa en la figura 22 f) y figura 23 b) tamaños de grano no homogéneos, mayor presencia de granos pequeños no se contó con tiempo suficiente para iniciar el fenómeno de crecimiento de grano, esto influye directamente en los resultados de propiedades mecánicas.

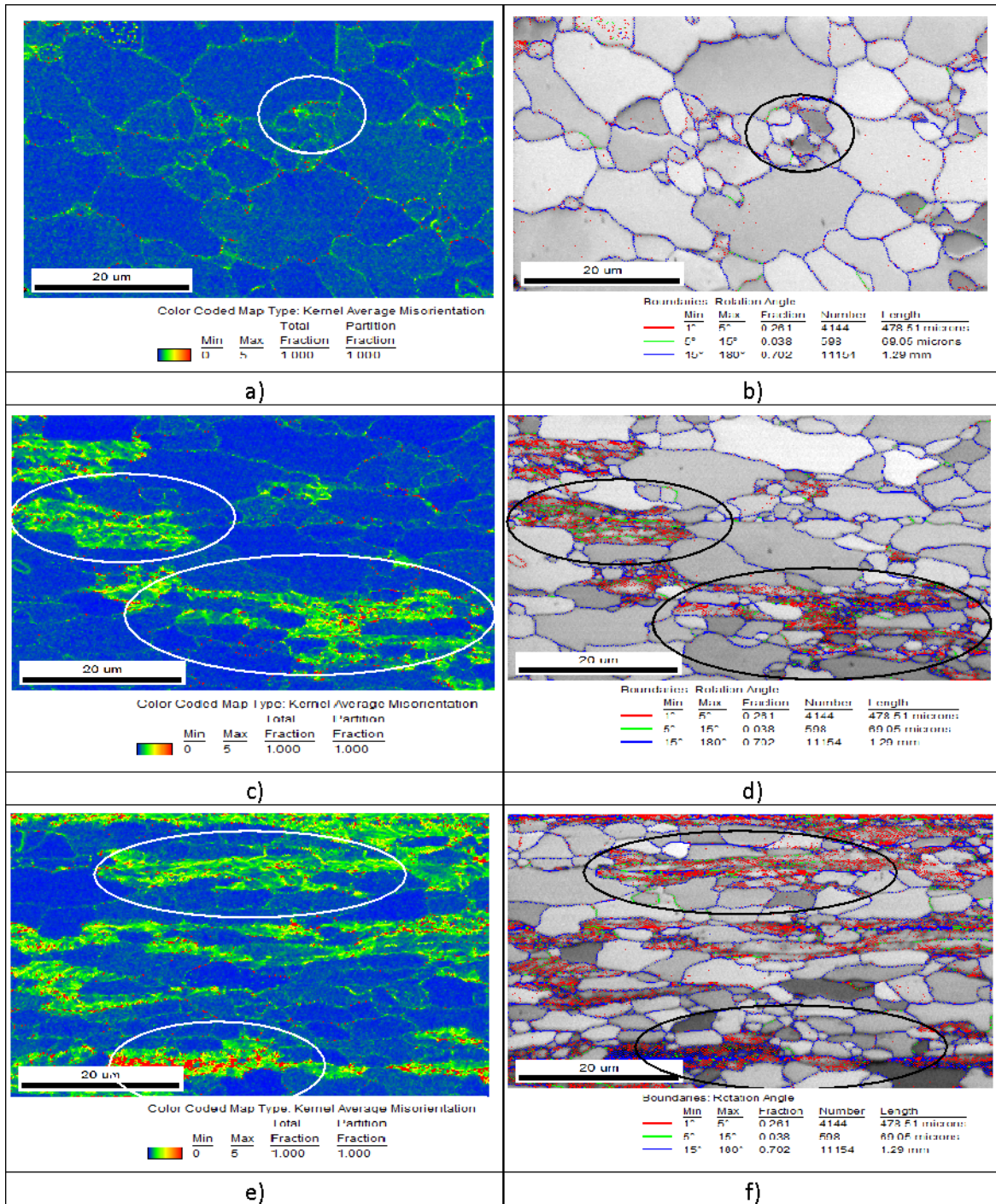


Figura 23 Imagen EBSD por método KAM e IQ dentro de los círculos se muestran las zonas con presencia de dislocaciones, a) Método KAM para Nivel 2, b) Método IQ para Nivel 2, c) Método KAM para Nivel 4, d) Método IQ para Nivel 4, e) Método KAM para Nivel 7, f) Método IQ para Nivel 7.

Como ejemplo de una estructura completamente deformada y sin recristalización bajo análisis EBSD se anexa la figura 24. La estructura se muestra con una densidad alta de dislocaciones.

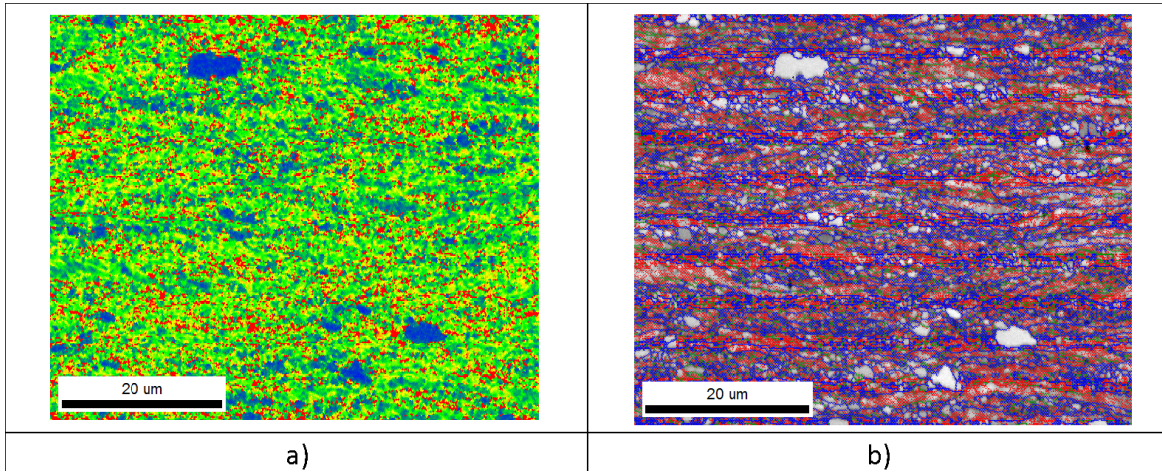


Figura 24 Imagen EBSD por método KAM e IQ de una estructura posterior a la laminación en frío, a) Método KAM, b) Método IQ.

4.3 Ensayos de Tensión

Los ensayos de tensión de cada una de las simulaciones se realizaron en una máquina universal marca Swiss Roell Z250 bajo el método ASTM E8 [79].

Se observa que en todos los casos el material presenta cedencia discontinua entre un 5% y un 10%, para el espesor de 1.25mm, y entre un 8% y 10% para el espesor de 0.79mm, ver figura 25. Este fenómeno se debe a que el material aun presenta dislocaciones, las cuales no fueron eliminadas completamente durante la recuperación.

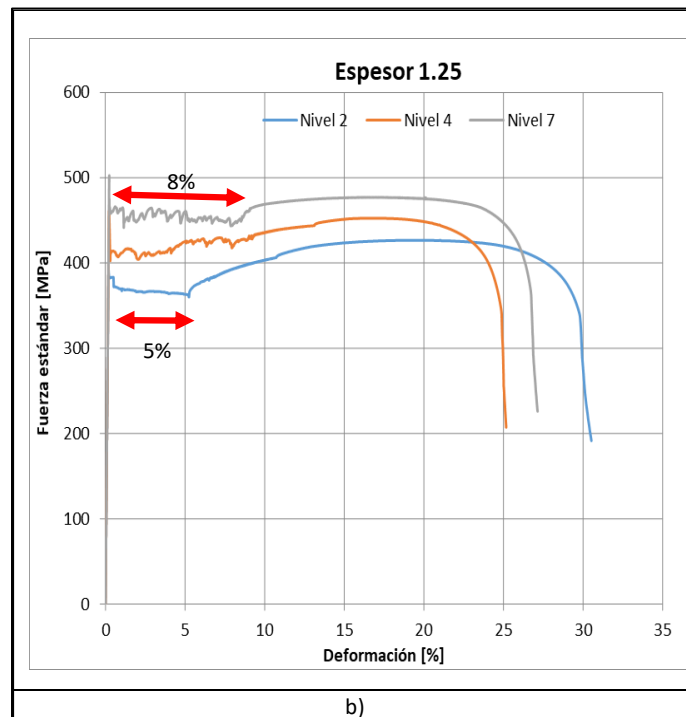
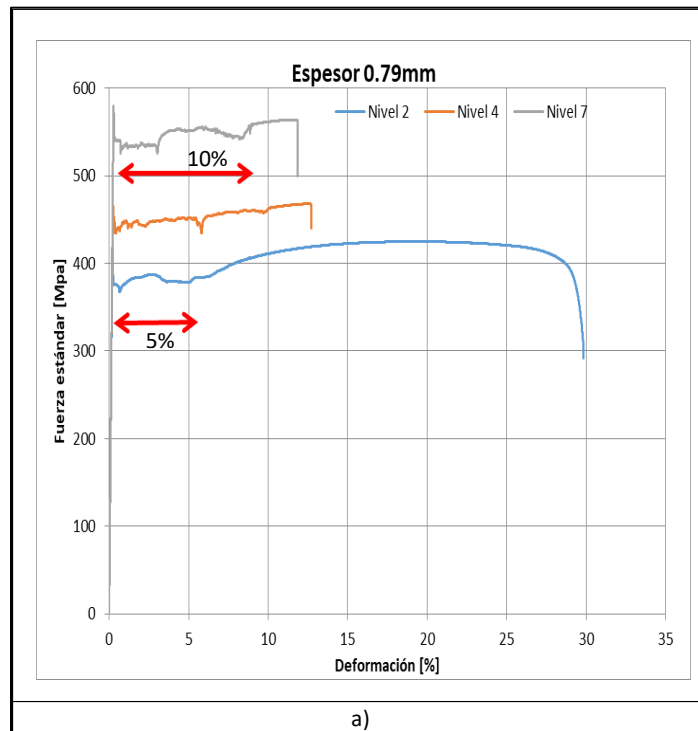


Figura 25 Gráfica de tensión de los Niveles 2, 4 y 7, a) Gráfica de tensión para espesor de 0.79mm con el % de cedencia discontinua, b) Gráfica de tensión para espesor 1.25mm con el % de cedencia discontinua.

Se compararon los resultados obtenidos del ensayo de tensión con un estándar automotriz internacional VDA 239-100 [84], ver Tabla 4 y 5. En el espesor de 1.25mm, los niveles del 1 al 4 presentan un cumplimiento del estándar al 100%, a partir del nivel 5 el valor de RC (resistencia a la cedencia) está por arriba del valor máximo lo cual va relacionado con las imágenes de EBSD donde se observaba mayor presencia de dislocaciones y un menor crecimiento de grano, lo cual resulta en un aumento de cedencia. A comparación del espesor 0.79mm donde a partir del nivel 3 se observan valores fuera de especificación. Al tener una estructura parcialmente recristalizada, con presencia de dislocaciones y granos deformados, los resultados de bajo porcentaje de elongación y alta cedencia son esperados.

También observamos que tanto el Valor R y Valor N disminuye considerablemente a partir del nivel 4 del espesor 1.25mm y nivel 3 para el espesor 0.79mm. La disminución de estos valores se encuentra relacionada con la falta de recuperación y menor crecimiento de grano. Para un mayor valor R se busca una microestructura más homogénea, observamos en las metalografías para los niveles superiores al 4 una estructura no deseada. También podemos observar la relación entre RC y RT va disminuyendo conforme aumenta la velocidad, esta relación influye directamente en el valor N y es resultado de una recristalización parcial.

Igualmente, podemos observar en la figura 26 que a menor temperatura de sosta las propiedades mecánicas aumentan, lo que se relaciona con lo mostrado en las imágenes de EBSD del nivel 4 y 7, figura 22 y 23.

Tabla 4 Tabla de propiedades mecánicas para el espesor 1.25mm

Propiedades mecánicas	VDA 239-100	Nivel 1	Nivel 2	Nivel 3	Nivel 4	Nivel 5	Nivel 6	Nivel 7
RC al 0.2%	340-430	373.8	383.1	391.5	413.3	431.5	442.0	460.1
RT	410-520	427.2	426.7	438.2	452.6	470.3	473.8	477.0
%EL	23	31.6	30.5	29.4	25.2	25.9	24.0	27.1
Valor R	-	1.44	1.44	1.23	0.83	0.89	0.79	0.89
Valor N	0.12	0.21	0.22	0.22	0.20	0.20	0.19	0.15

Tabla 5 Tabla de propiedades mecánicas para el espesor 0.79mm

Propiedades mecánicas	VDA 239-100	Nivel 1	Nivel 2	Nivel 3	Nivel 4	Nivel 5	Nivel 6	Nivel 7
RC al 0.2%	340-430	376.8	376.7	402.1	434.6	469.2	524.5	539.7
RT	410-520	426.9	425.1	440.1	468.1	506.1	540.1	564.0
%EL	23	26	30	14	13	18	9	12
Valor R	-	1.08	1.33	0.75	0.56	0.46	0.55	0.44
Valor N	0.12	0.18	0.18	0.16	0.15	0.42		0.13

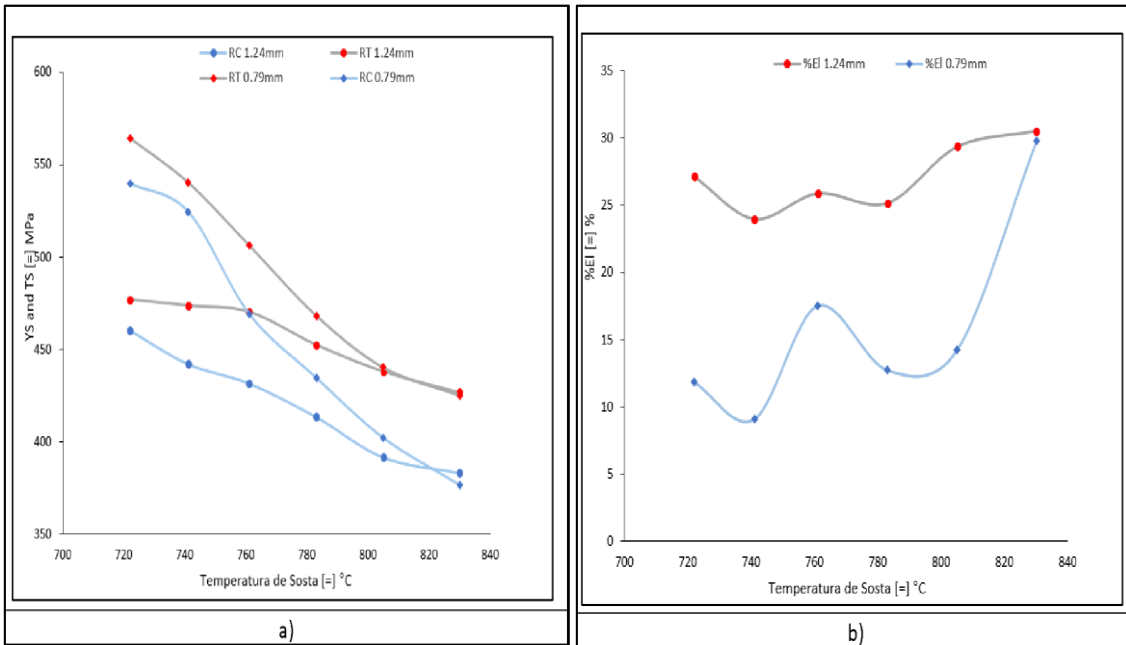


Figura 26 Correlación de Temperatura de sosta y Propiedades Mecánicas a) Correlación de YS y RT para ambos espesores (1.24mm y 079mm, b) Correlación de %El para ambos espesores (1.24mm y 0.79mm).

Podemos observar que la temperatura de sostenimiento donde se obtiene una recristalización completa en ambos espesores es de 830°C, por lo que a partir del Nivel 2 el aumento de velocidad no permite llegar a la temperatura requerida. El aumento de velocidad debería compensarse con un aumento de temperatura, en la misma zona, con el fin de alcanzar una temperatura de cinta de 830°C.

Se analizaron las desorientaciones obtenidas del análisis de KAM de la figura 22 y 23 obteniendo los volúmenes en porcentaje para cada rango de “colores” con los que se identifican las desorientaciones. Los identificados como “rojo” corresponde a dislocaciones mayores a 3.5 y “verde” con desorientaciones entre 1 y 1.4. Podemos observar en la figura 27 a) como con valores menores a 1.2% tiende a cumplir con el valor de Límite Elástico o YS, este valor tan bajo de dislocaciones determina que el material cuenta con un nivel alto de recuperación y recristalización, lo mismo se observa en la figura 27 c) donde un menor valor de porcentaje de KAM se obtiene menor porcentaje de cedencia discontinua, lo cual está directamente relacionado con el nivel de dislocaciones aun presentes en la matriz y por consecuencia un mayor nivel de recuperación y recristalización. Así mismo en la figura 27 b) se observa que a mayor temperatura (830°C) se

consiguen los menores porcentajes de KAM, lo que nos indica que el material presentó un buen nivel de recuperación y recristalización obteniendo un menor nivel de desorientaciones.

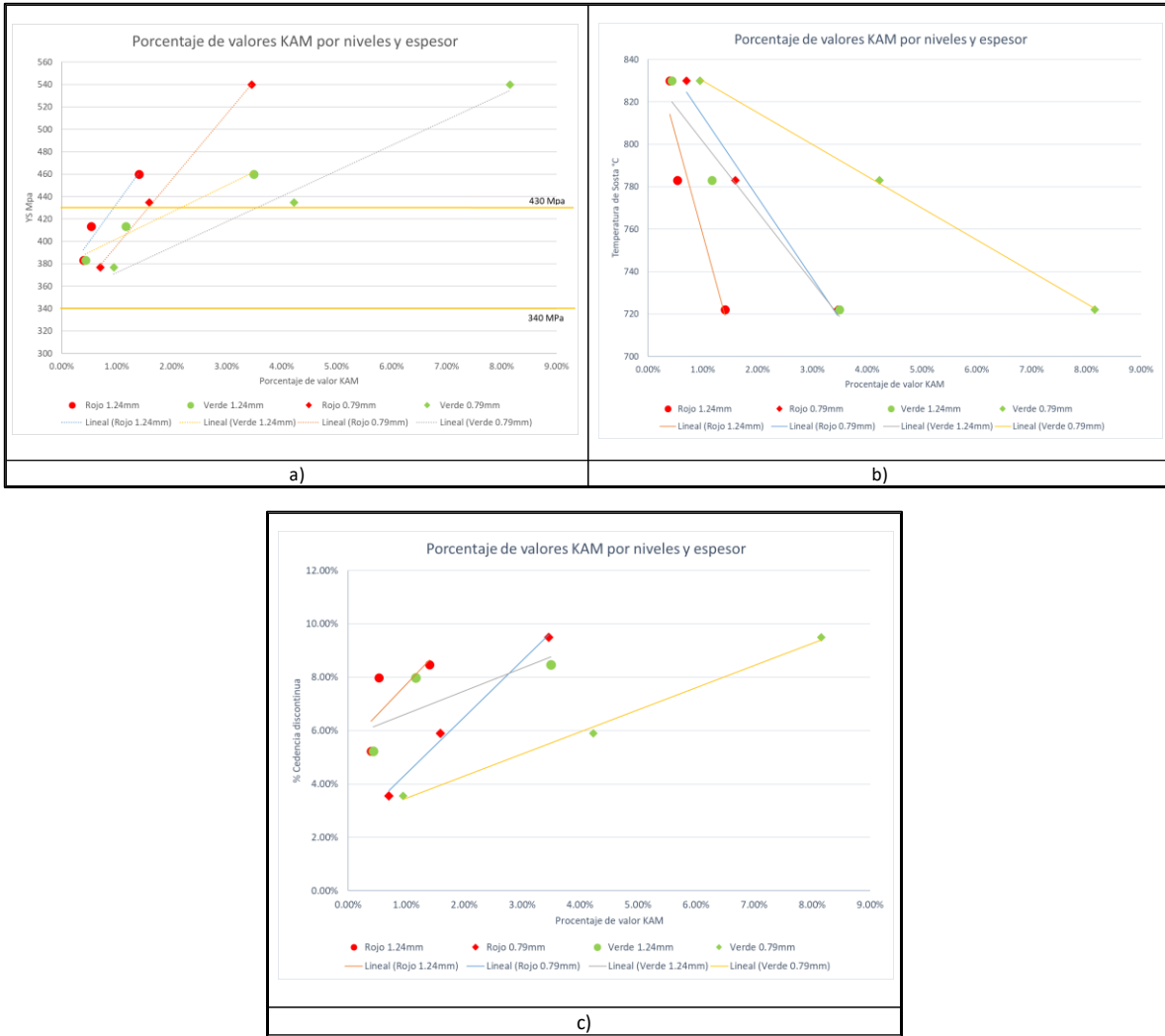


Figura 27 Gráfica de correlación del volumen de desorientaciones obtenidas por KAM a) contra valor de YS (MPa) b) contra valor de Temperatura de Sosta °C c) contra el % de cedencia discontinua.

Capítulo 5 Conclusiones y Recomendaciones

Evaluando los diferentes ciclos propuestos podemos concluir que la cinética de recristalización afecta el cumplimiento de los requerimientos funcionales del material, cumpliendo los objetivos planteados:

- A temperatura por encima de 780°C se presenta un buen nivel de recuperación y recristalización, igual que un menor volumen de desorientaciones.
- Un aumento de velocidad debe ir acompañado de un aumento de temperatura (mayor de 830°C) para asegurar que la lámina alcance la temperatura de 830°C en la zona de sostenimiento.
- A mayor velocidad de procesamiento, disminuye el tiempo en la zona de sostenimiento lo que afecta directamente en la recuperación y recristalización del material.
- Los niveles con presencia de microestructura con recuperación y recristalización parcial, presentan valores de cedencia mayores.
- El efecto de la cedencia discontinua tiene una relación directa con la cantidad de dislocaciones aun presentes en la matriz.
- Se recomienda utilizar el ciclo de procesamiento de acuerdo al Nivel 2 para ambos espesores, mismo que asegura la completa recuperación y recristalización del material.

Capítulo 6 Trabajo a futuro

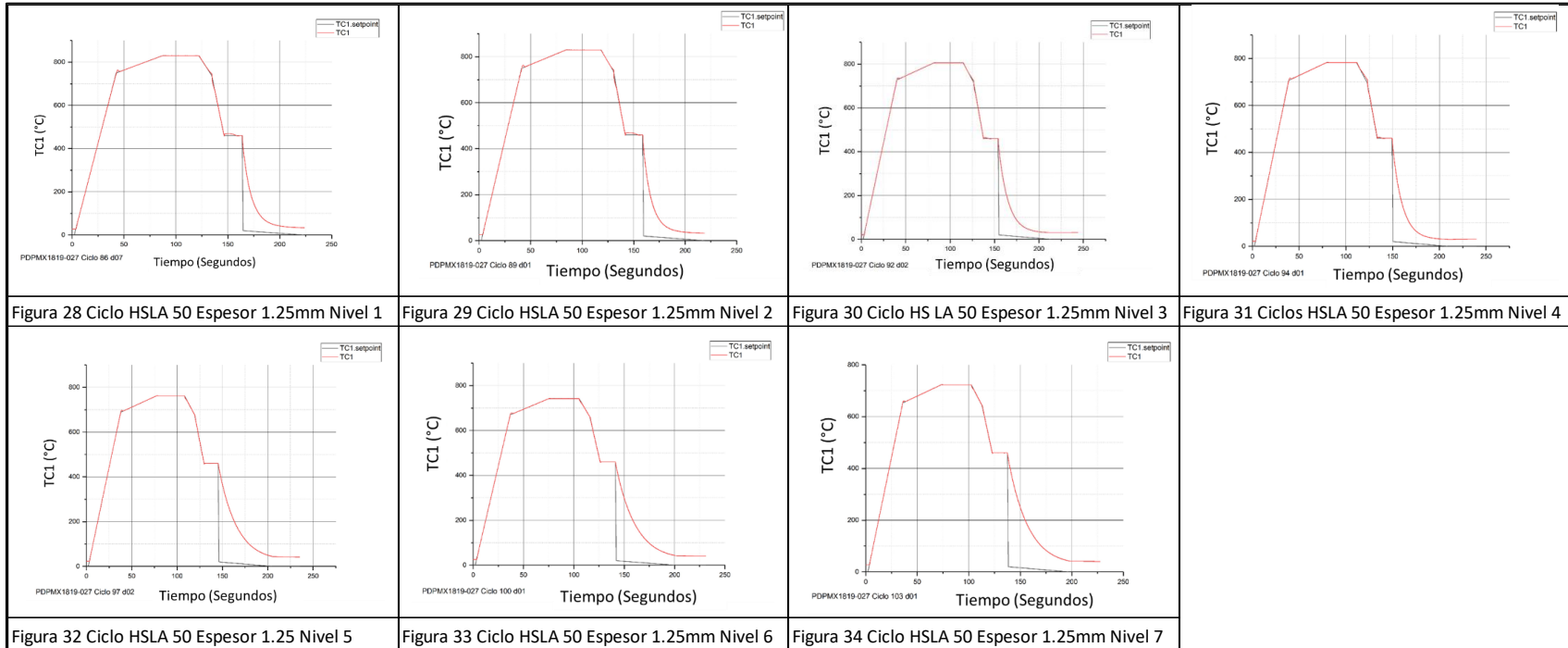
- Evaluar el efecto del skin pass, proceso mediante el cual la lámina de acero se somete a una fuerza de tensión y presión por rodillos, este proceso puede estar integrado en las líneas de galvanizado industriales o como proceso adicional y son utilizados para mejorar la forma y superficie de la lámina de acero; en la eliminación del porcentaje de cedencia discontinua.
- Evaluar el efecto de las condiciones de procesamiento termomecánico de la laminación en caliente para obtener una microestructura óptima para los procesos posteriores.
- Evaluar la influencia de los elementos microaleantes en el proceso de recristalización y recuperación.

Capítulo 7 Anexos

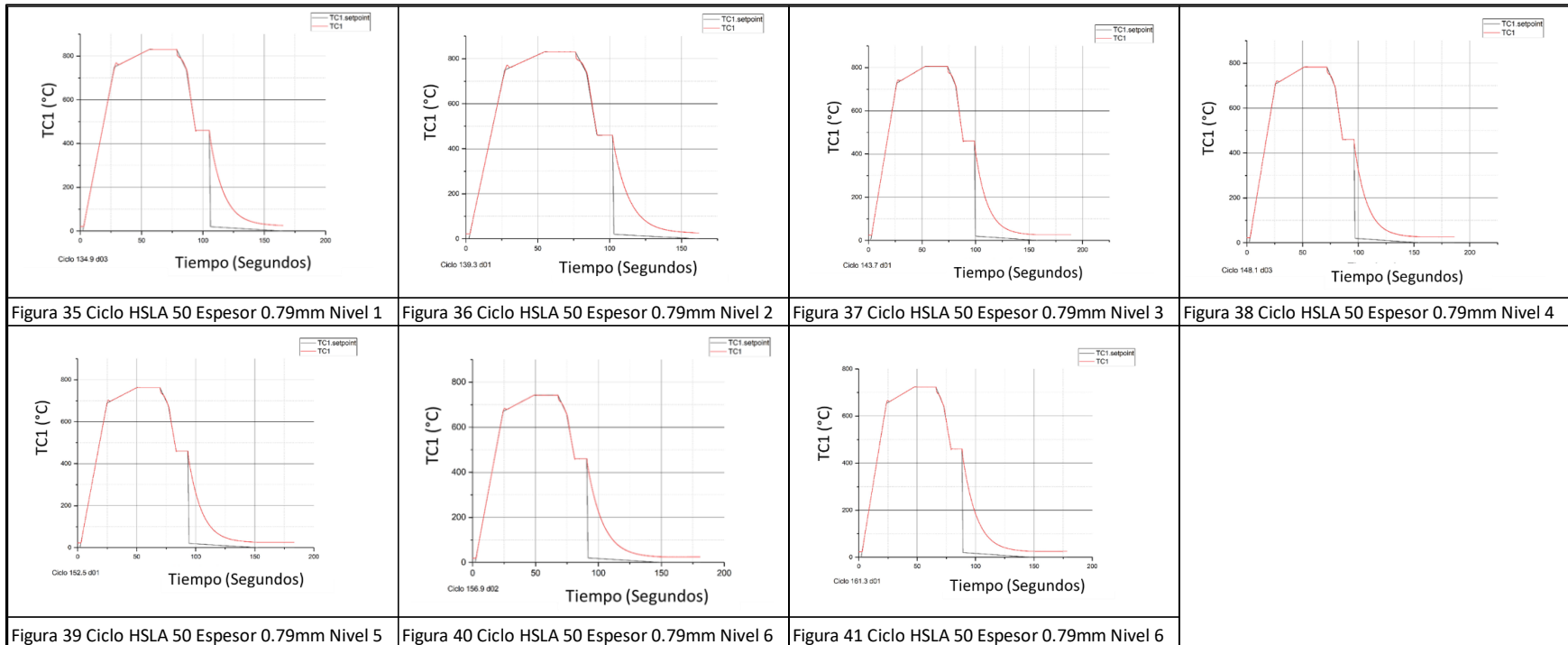
Anexo 1: Simulación de ciclos en Gleeble®

En esta sección podemos observar gráficamente el ciclo de calentamiento que siguieron las muestras dentro del simulador termo-mecánico Gleeble. Las condiciones de cada uno de los niveles fueron programadas en el simulador, continuando con la simulación. La línea roja muestra la curva real de calentamiento, mientras la negra la programada.

1.1 Ciclos HSLA 50 espesor 1.25mm



1.2 Ciclos HSLA 50 espesor 0.79mm



Anexo 2: Ensayos de tensión bajo ASTM E8

En esta sección se muestran los gráficos de tensión obtenidos de la evaluación de propiedades mecánicas. Se observa un gráfico por nivel.

2.1 Gráficas Tensión HSLA 50 espesor 1.25mm

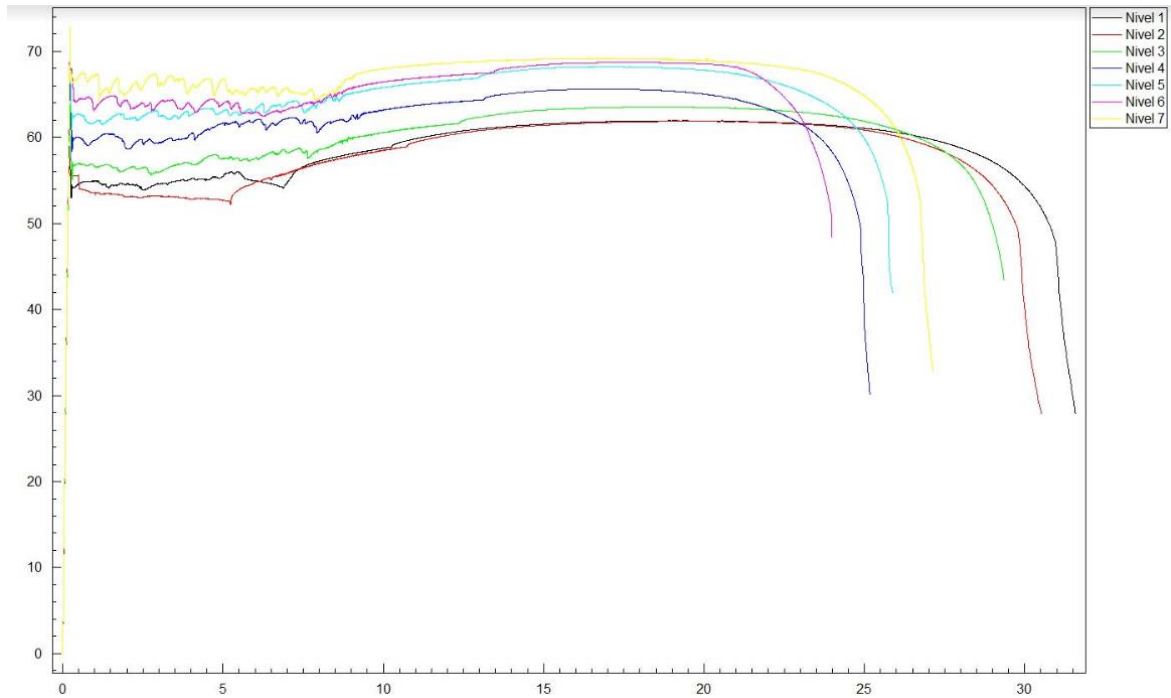


Figura 42 Gráfica Tensión HSLA 50 Espesor 1.25mm

2.2 Gráficas Tensión HSLA 50 Espesor 0.79mm

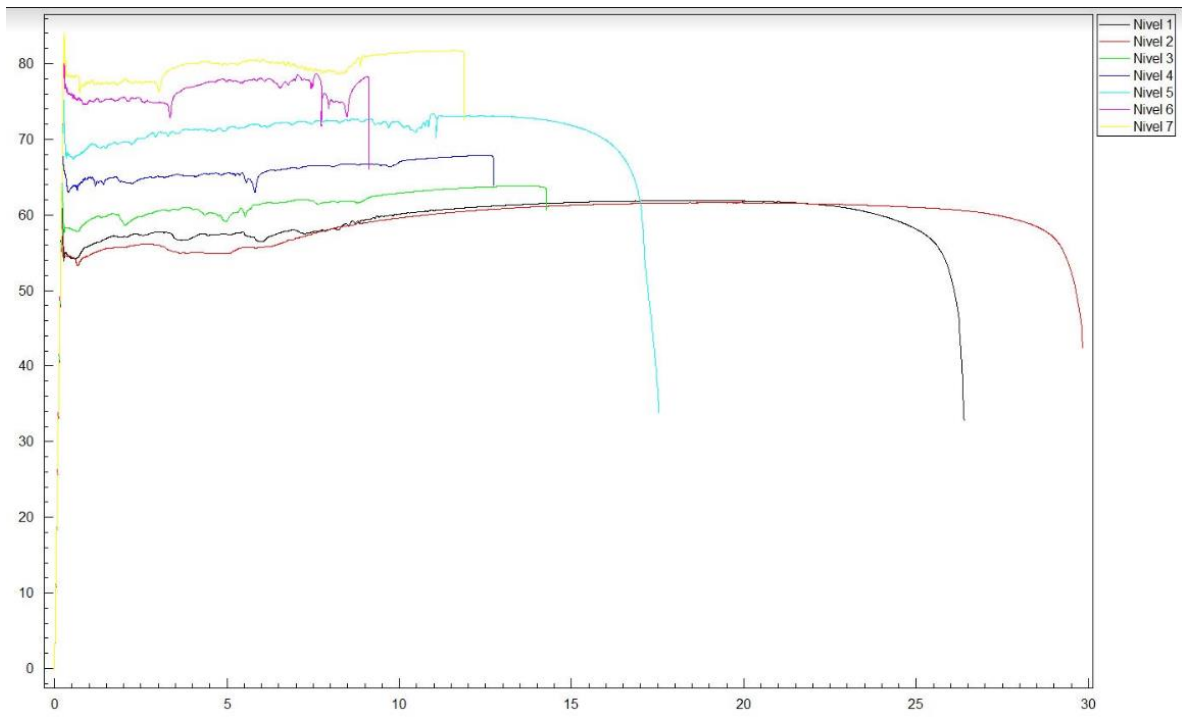


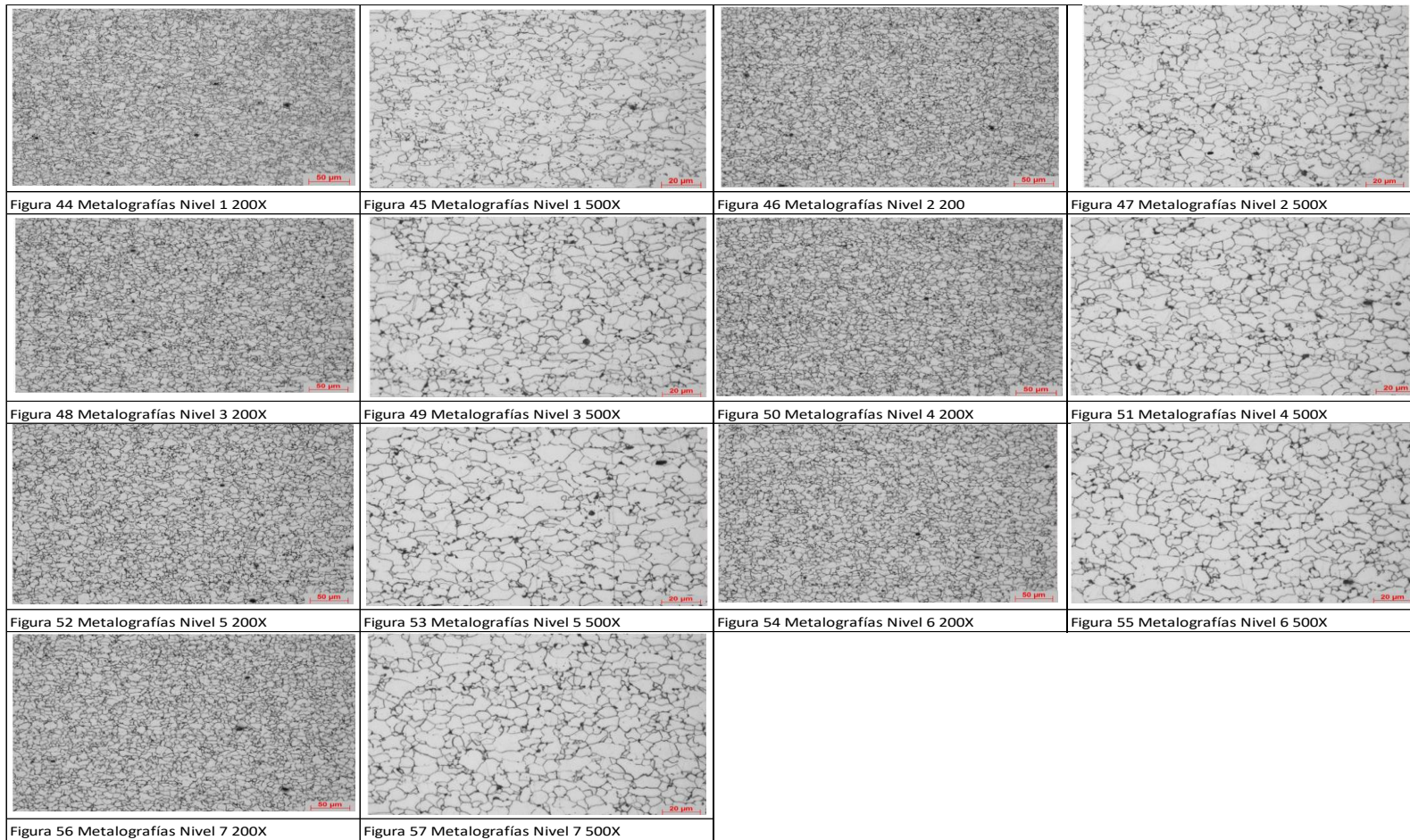
Figura 43 Gráfica Tensión HSLA 50 Espesor 0.79mm

Anexo 3: Imágenes de las metalográficas a 200x y 500x

Se obtuvieron metalografías a 200x y 500x de cada uno de los niveles. Estas imágenes nos permiten evaluar a simple vista si existe recristalización del material.

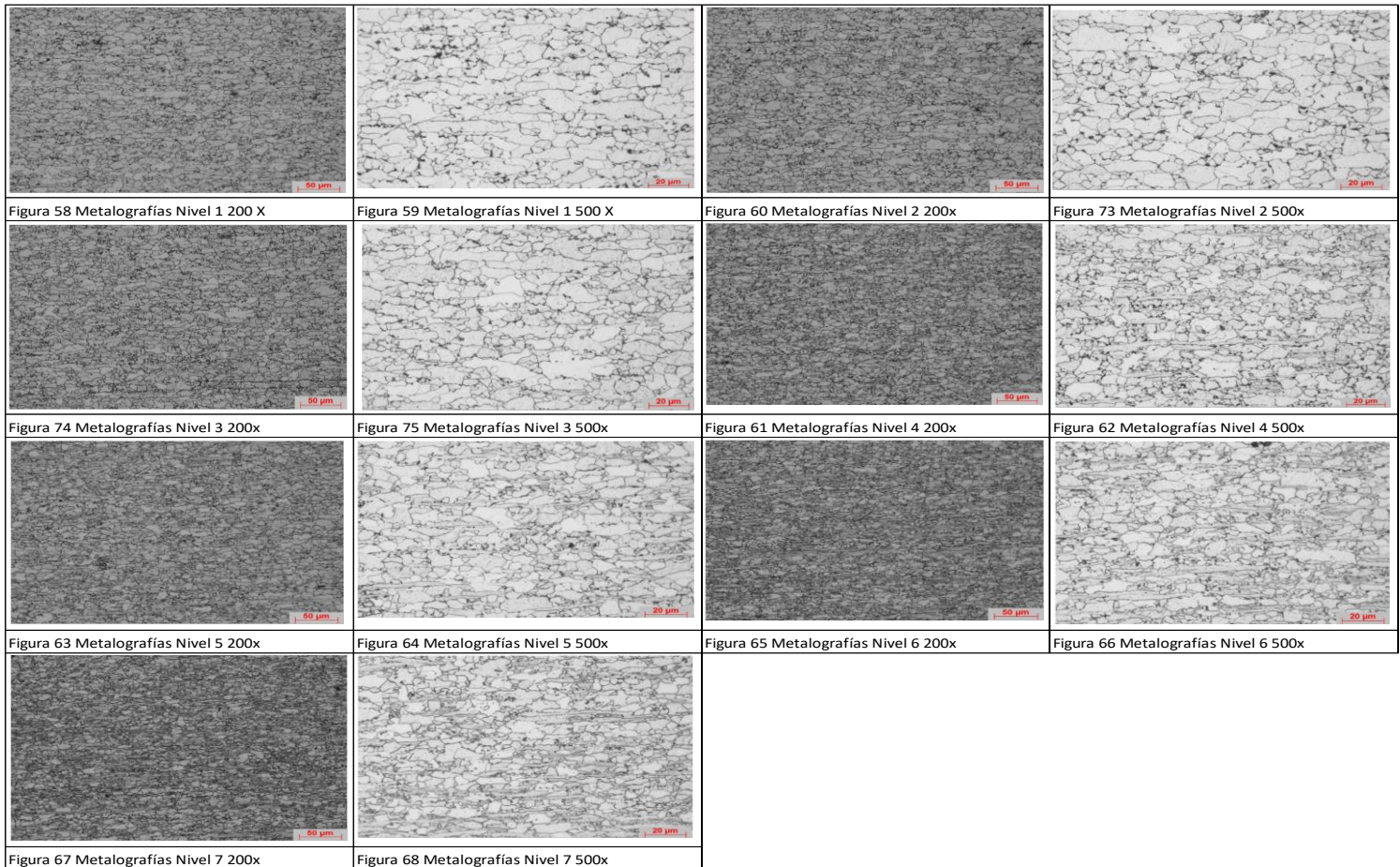
3.1 Metalografías HSLA 50 Espesor 1.25mm

En las imágenes se puede observar microestructuras recrystalizadas, entre mayor nivel de simulación los granos son mas pequeños lo cual indica que tuvieron menor tiempo para el crecimiento de grano.



3.2 Metalografías HSLA 50 Espesor 0.79mm

Las imágenes muestran para los niveles 1, 2 y 3 una microestructura recristalizada a diferencia de los niveles 4 a 7 la cual presenta una microestructura parcialmente recristalizada con granos alargados en dirección de laminación, lo cual indica que el material no logro recristalizar completamente.



Capítulo 8 Referencias

1. Janakiram, S., & Gautam, J. (2018). Recrystallization Texture Evolution in HSLA Steel. In *Advanced High Strength Steel*. Singapore: Springer.
2. Mithieux, J., Sinclair, C., Schmitt, J., & Brechet, Y. (2005). Recrystallization of Stabilized Ferritic Stainless Steel Sheet [J]. *Metallurgical Materials Transaction. Metall Mater Transactions A* , 3205–3215.
3. Xu, W., & Ferry, M. (2010). Recrystallisation textures in cold rolled low carbon steel containing ferritic and bainitic microstructures. *Materials Science and Technology*, 1159-1172.
4. WANG, B., Xian-hua, C., Fu-sheng , P., Jian-jun, M., & Yong, F. (2915). Effects of cold rolling and heat treatment on microstructure and mechanical properties of AA 5052 aluminum alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2481-2489.
5. Philippot, C., Drillet, J., Maugis, P., Hebert, V., & Dumont, M. (2014). Austenite formation in a ferrite/martensite cold-rolled microstructure during annealing of advanced high-strength steels. *Metall. Res. Technol.*, 3-8.
6. Yashchuk, S., Rodionova, I., Zaitsev, A., Shaposhnikov, N., Gordienko, A., & Krylov-Olefirenko, V. (2011). Effect of chemical composition and production parameters of hot rolling and recrystallization. *Metallurgist*, 56–62.
7. Okuda, K., & Seto, K. (2011). Recrystallization Behavior Immediately after Hot-Rolling in Ferrite Region in Ultra Low Carbon Sheet Steels. *Materials Science Forum*, 623-626.

8. Xiang-dong, H., Xin-ping, M., & Sheng-xia, L. (2013). Effect of Annealing Temperature on Recrystallization Behavior of Cold Rolled Ti-Microalloyed Steel. *Iron Steel Res*, 105-110.
9. WorldAutoSteel. (2017). AHSS Application Guidelines 6.0. Brussels: WroldAutoSteel. Retrieved from <https://www.worldautosteel.org/downloads/599700/>
10. World auto steel. (n.d.). Advanced High-Strength Steel (AHSS) Definitions. Retrieved from <https://www.worldautosteel.org/steel-basics/automotive-advanced-high-strength-steel-ahss-definitions/>
11. World auto steel. (n.d.). Microstructural Components. Retrieved from <https://ahssinsights.org/microstructural-components/microstructural-components/>
12. SAE International. (1981). High-Strength Cold-Rolled Steels Produced by Continuous Annealing and Their Automotive Applications. SAE International.
13. Krauss, G. (2005). *Steels Processing, Structure, and Performance*. Ohio: ASM International.
14. Verdeja, L., Fernández, D., & Verdeja, J. (2021). *Operation and Basic Processes in steelmaking*. Switzerland: Springer International Publishing
15. Radhakanta, R. (2021). *High performance ferrous alloys*. Switzerland: Springer International Publishing.
16. Huda, Z. (2020). *Metallurgy for physicists and engineers*. Boca Raton: CRC Press.
17. González-Velázquez, J. (2020). *Mechanical Behavior and Fracture of Engineering Materials*. Switzerland: Springer International Publishing.
18. Valencia, A., & Aristizábal, R. (2020). *Ciencia de los metales*. Medellin: Universidad de Antioquia.
19. Lee, J., Wagstaff, S., Lambotte, G., Allanore, A., & Tesfaye, F. (2020). *Materials Processing Fundamentals 2020*. Switzerland: Springer International Publishing.
20. Bahadur, J. (2022). *Alloy 625*. Singapore: Springer Nature Singapore.
21. Meyer, L., & Colaboradores. (1996). Processing Structure Property Relationships in cold rolled microalloyed steels. *Trans Indian Inst Met*.
22. Callister, W. (2007). *Materials Science and Engineering*. York: John Wiley & Sons, Inc.
23. Callister, W. (2020). *Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los materiales*. Barcelona: Reverté s.a.
24. Ginzburg, V. (2019). *Metallurgical design of flat rolled steels*. pittsburgh: CRC Press.
25. Schastlivtsev, V., & Zel'dovich, V. (2022). *Physical Metallurgy: Metals, alloys, phase transformation*. Berlin: De Gruyter.

26. Verdeja, L., Fernández, D., & J. I., V. (2023). Physical Metallurgy and Heat Treatment of Steel. Switzerland: Springer International Publishing.
27. Basheer, U., Vikraman, D., & Karuppasamy, K. (2020). Recent Advancements in the Metallurgical Engineering and Electrodeposition. London: Intechopen limited.
28. Coleman, P. (2022). Metallurgy: Techniques and Applications. Murphy & Moore Publishing.
29. Wang, D. (2022). Metallurgy: Processes, Technologies and Design. States Academic Press.
30. Siderar. (n.d.). CURSO DE PRODUCTOS SIDERURGICOS. Siderar.
31. Uranga, P. (2021). Advances in Microalloyed Steels. Switzerland: MDPI.
32. Ginzburg, V. (2014). The Making, Shaping and Treating of Steel. Warrendale. PA: AIST.
33. Dieter, G., & Bacon, D. (1988). Mechanical Metallurgy. London: McGraw-Hili Book Company.
34. Bramfitt, B., & Mangonon, P. (1982). Metallurgy of continuous annealed sheet steel. Pennsylvania: The Meatalurgical Society of AIME.
35. Goodwin, F., & Marder, A. (2023). The metallugy of zinc coated steels. Cambridge: Elsevier.
36. Askeland, D. (1998). Ciencia e Ingenieria de los Materiales (3rd ed.). International Thomson.
37. Gengxiang, H., Xun, C., Yonghua, R., & Shanghai, J. (2021). Materials Science. Berlin: De Gruyter.
38. Mittemeijer, E. (2022). Fundamentals of Materials Science. Switzerland: Springer International Publishing.
39. Morral, F., Jimeno, E., & Molera, P. (2021). Metalurgia general. II. Barcelona: Reverte.
40. Verhoeven, J. (2007). Steel Metallurgy for the Non-Metallurgist. ASM International.
41. FREIWILLIG, R., PROCHÁZKA, K., SKLENIČKA, V., MACEK, K., SAXL, .., & ŠLESÁR, M. (1987). Dictionary of Physical Metallurgy. Elsevier Science.
42. Smallman, R., & Bishop, R. (1998). Modern physical metallurgy and materials engineering (6th ed.). Elsevier Science Ltd.
43. ASTM International. (2019). ASTM E517 - Standard Test Method for Plastic Strain Ratio r for Sheet Metal. ASTM International.
44. Japanese Standards Association. (2021). JSA JIS Z 2254 - Metallic Materials Determination of plastic strain ratio. Japanese Standards Association.

45. Deutsches Institut für Normung e. V. (2021). DIN EN ISO 10113 - Metallic materials - Sheet and strip - Determination of plastic strain ratio. Deutsches Institut für Normung e. V.
46. ASTM International. (2016). ASTM E646 - Standard Test Method for Tensile Strain-Hardening Exponents (n - Values) of Metallic Sheet Materials. ASTM International.
47. Asociación Española de Normalización y Certificación. (2021). AENOR UNE-EN ISO 10275 - Metallic materials - Sheet and strip - Determination of tensile strain hardening exponent. Asociación Española de Normalización y Certificación.
48. Doherty, R., Hughes, D., Humphreys, F., Jonas, J., Jensen, D., Kassner, M., & Rollett, A. D. (1997). Current issues in recrystallization: a review. *Materials Science and Engineering*.
49. Martínez-de-Guerenu, A., Arizti, F., Díaz-Fuentes, M., & Gutiérrez, L. (2004). Recovery during annealing in a cold rolled low carbon steel. Part I: Kinetics and microstructural characterization. *Acta Materialia*, 3657-3664.
50. Janakiram , S., Sudharshan , P., Ummethala , G., Viswa , H., Malladi , S., Gautam , J., & Kestens , L. (2022). Insights on early recovery kinetics in ferrite - pearlite cold rolled high strength sheet steels. *materials characterization*.
51. Ayad, A., Ramoul, M., Rollett, A., & Wagner, F. (2021). Quantifying primary recrystallization from EBSD maps of partially recrystallized states of an IF steel. *materials characterization*.
52. Zaitsev, A., Rodionova, I., Koldaev, A., & Chirkina, I. (2020). Study of the Effect of Recrystallization Annealing Regimes in Continuous Operating Units on the State of If-Steel Solid Solution and Mechanical Properties. *Metallurgist*, 334–341.
53. Mukunthan, K., & Hawbolt, E. (1996). Modeling recovery and recrystallization kinetics in cold-rolled Ti-Nb stabilized interstitial-free steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 3410-3423.
54. Soares, R., Sanguinetti, r., Vilarouco, I., & Prasad, Y. (2013). Effects of thermomechanical treatment on the occurrence of coincident site lattice boundaries in high strength low alloy steel. *SciELO*.
55. Muda, I., & Dunne, D. (2019). Effect of Annealing Cycle on Drawability and Microstructure of Cold Rolled Steel Sheet. *Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*
56. Ferry, M., Muljono, D., & DP, D. (2001). Recrystallization kinetics of low and ultra low carbon steels during high-rate annealing. *ISIJ international*, 1053-1060.

57. Mostafaei, M., & Kazeminezhad, M. (2016). Microstructural evolution during ultra-rapid annealing of severely deformed low-carbon steel: strain, temperature, and heating rate effects. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*.
58. Oyarzábal, M., Martínez-de-Guerenu, A., & Gutiérrez, I. (2008). Effect of stored energy and recovery on the overall recrystallization kinetics of a cold rolled low carbon steel. *Materials Science and Engineering*.
59. Wilkinson, A., & Britton, T. (2012). Strains, planes, and EBSD in materials science. *Materials today*, 353-416.
60. Ding, S., Taylor, T., Alam, S., Sato, Y., & Yanagimoto, J. (2022). Further understanding of metadynamic recrystallization through thermomechanical tests and EBSD characterization. *Jornal of materials processing technology*.
61. Kacher, J., Ruggles, T., Key, J., Nowell, M., & Wright, S. (2022). Characterizing defect structures in AM steel using direct electron detection EBSD. *Scripta materialia*.
62. Mayo, U., Isasti, N., Jorge-Badiola, D., Rodriguez-Ibabe, J., & Uranga, P. (2019). An EBSD-based methodology for the characterization of intercritically deformed low carbon steel. *materials characterization*, 31-42.
63. Semiatin, S., Sukonnik, I., & Seetharaman, V. (1996). An analysis of static recrystallization during continuous, rapid heat treatment. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2051-2053.
64. Reed-Hill, R. (1973). *Physical Metallurgy Principle*. New York: Litton Educational Publishing Inc.
65. Rana, R., & Brat Singh, S. (2017). *Automotive Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications*. Woodhead Publishing.
66. CAHN, R., & HAASEN, P. (1996). *Physical Metallurgy*. North Holland.
67. Laughlin, D., & Hono, K. (2015). *Physical Metallurgy*. Elsevier.
68. Smallman, R., & Ngan, A. (2007). *Physical Metallurgy and Advanced Materials Engineering*. Butterworth-Heinemann.
69. Kumar, A. (2003). *Physical Metallurgy Handbook*. McGraw-Hill
70. Altan, T., & Tekkaya, A. (2012). *Sheet metal forming fundamentals*. ASM Int.
71. Marciniak, Z., Hu, J., & Duncan, J. (2002). *Mechanics of sheet metal forming*. Elsevier.
72. Priester, L. (2012). *Grain boundries from theory to enginnering*. Springer International Publishing.

73. De Garmo, E., Temple Black, J., & Kohser, R. (2022). *Materiales y procesos de fabricación. Obra completa*. Barcelona: Reverte.
74. Morral, F., Jimeno, E., & Molera, P. (2021). *Metalurgia general. I*. Barcelona: Reverte.
75. Zhao, J., & Jiang, Z. (2018). Thermomechanical processing of advanced high strength steels. *Prog. Mater. Sci.*
76. Smith, W., & Hashemi, J. (2006). *Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales*. Mexico: McGraw-Hill.
77. Humphreys, F., & Hatherly, M. (2004). *Recrystallization and related annealing phenomena*. Oxford: ELSEVIER.
78. Gong, Y., Liang, X., Uusitalo, J., & DeArdo, A. (2016). ANNEALING STUDIES OF HSLA STEELS USING EBSD. *Proceedings of the 6th International Conference on Recrystallization and Grain Growth (ReX&GG 2016)* (pp. 99-112). Springer, Cham.
79. ASTM International. (2020). *ASTM E8 - Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. ASTM International.
80. World auto steel. (n.d.). *Mechanical Properties*. Retrieved from <https://ahssinsights.org/forming/mechanical-properties/mechanical-properties/>
81. Japanese Standards Association. (2022). *JIS Z2241 - Metallic Materials Tensile test Method of test at room temperature*. Japanese Standards Association.
82. Asociación Española de Normalización y Certificación. (2020). *AENOR UNE-EN ISO 6892-1 - Metallic materials - Tensile testing - Part 1: Method of test at room temperature*. Asociación Española de Normalización y Certificación.
83. OXFORD Instruments. (2016). *EBSD*. Retrieved from OXFORD Instruments: <http://www.ebsd.com/>
84. VDA. (n.d.). *VDA 239-100*.
85. JIS. (n.d.). *JIS Japanese Industrial Standards Committee*. <https://www.jisc.go.jp/eng/>.
86. VDA. (n.d.). *VDA Verband der Automobilindustrie*. Retrieved from <https://www.vda.de/en/association/organization/departments/standardization>
87. ASTM. (n.d.). *ASTM American Society for Testing and Materials*. Retrieved from <https://www.astm.org/about/overview.html>
88. SAE. (n.d.). *SAE Society of Automotive Engineers*. Retrieved from <https://www.sae.org/>
89. *Master Specimens Drawings*. (n.d.).