



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE QUÍMICA

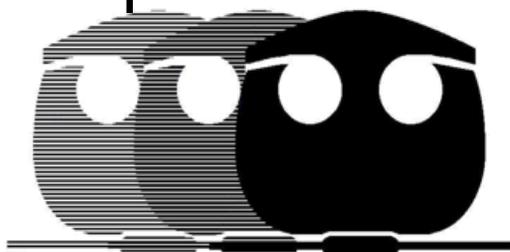
**“EFECTO DEL PROCESAMIENTO TERMOMECAÁNICO Y
TRATAMIENTO DE RECOCIDO EN UN ACERO IF ESTABILIZADO
CON TITANIO”**

QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE

INGENIERO QUIMICO METALÚRGICO

PRESENTA

ESTEBAN ABURTO PERDOMO



CIUDAD UNIVERSITARIA, CDMX, 2022



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

JURADO ASIGNADO

PRESIDENTE: M. en M. Sergio García Galán

VOCAL: Dr. Gerardo SanJuan SanJuan

SECRETARIO: Dr. Julio Alberto Juárez Islas

1er. SUPLENTE: Dr. Antonio Enrique Salas Reyes

2do. SUPLENTE: M. en I. Agustín Ruíz Ramírez

SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA:

Laboratorio 205 del Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Conjunto "D", Facultad de Química y Laboratorio B-007 del Departamento de Materiales Metálicos y Cerámicos del Instituto de Investigaciones en Materiales. Ambas dependencias corresponden a la Universidad Nacional Autónoma de México, campus Ciudad Universitaria, Alcaldía Coyoacán, 04510, Ciudad de México.

Asesor del tema

Dr. Julio Alberto Juárez Islas

Supervisor Técnico

Dra. Ana Laura Ramírez Ledesma

Sustentante

Esteban Aburto Perdomo

AGRADECIMIENTOS

A mis asesores Dr. Julio Alberto Juárez Islas y Dra. Ana Laura Ramírez Ledesma por todo su apoyo, guía y enseñanza. Mi admiración y agradecimiento sincero por todo lo que me han brindado.

Al Mtro. Sergio García Galán, Mtro. Agustín Ruíz Ramírez y Dr. Gerardo Sanjuan Sanjuan, por las observaciones que ayudaron a enriquecer este trabajo y sobre todo por su disposición y gran apoyo.

A mis compañeros del grupo de investigación: Mtro. Luis Ángel Contreras, Mtro. Juan Carlos Luna Manuel, Mtra. Patricia, Ing. Pedro Hernández García, QFB Alejandra Ramírez Rodríguez, Helios López Miranda, Gerardo Cruz Herrera, Alfonso Acosta Vargas, Sebastián Flores Espín, Daniel Ruíz Rodríguez, César Augusto Fructuoso, Samuel Cruz Cortés, Germán Temaxte López,

A diversos profesores y técnicos que me ayudaron: Mtro. Eliezer Hernández Mecinas, Dr. Omar Novelo Peralta, Mtro. Agustín Gerardo Ruiz Tamayo, Dr. Adrián Manuel Amaro Villeda, Dra. Guillermina González Mancera, Lic. Caín González Sánchez y José Luis Rico Zepeda.

A mi familia, porque sin su ayuda simplemente esto no habría sido posible.

A todos aquellos amigos, seres queridos y compañeros que me apoyaron de diversas maneras durante mi licenciatura. Hablar de ustedes implica una lista larga, me encargaré de agradecerlo personalmente.

Índice

1. Resumen.....	5
2. Justificación.....	6
3. Hipótesis.....	8
4. Objetivos.....	9
5. Marco teórico.....	10
5.1 Desarrollo de aceros para la industria automotriz.....	10
5.2 Aceros para estampado.....	13
5.2.1 Aceros calmados al aluminio y aceros IF.....	14
5.2.2 Consideraciones relacionadas con estampabilidad.....	16
5.3 Aceros libres de elementos intersticiales.....	20
5.4 Fabricación de aceros IF.....	22
5.5 Procesamiento para la obtención de lámina.....	24
5.5.1 Recalentamiento de planchones.....	25
5.5.2 Laminación en caliente.....	26
5.5.3 Enrollado.....	30
5.5.4 Laminación en frío.....	31
5.5.5 Tratamiento térmico de recocido.....	32
6. Procedimiento experimental.....	34
6.1 Obtención de muestras para procesamiento.....	34
6.2 Proceso termomecánico.....	35
6.3 Laminación en frío.....	37
6.4 Recocido.....	38
6.5 Caracterización de la microestructura.....	39
6.6 Ensayo de tensión.....	40
7. Resultados y discusión.....	41
7.1 Composición química.....	41
7.2 Microestructura en condición de colada.....	44
7.3 Procesamiento termomecánico.....	48
7.4 Laminación en frío.....	54
7.5 Tratamiento térmico de recocido.....	59
7.5.1 Recocido a 650°C.....	59
7.5.2 Recocido a 700°C.....	62
7.5.3 Recocido a 780°C.....	66
7.5.4 Cinética de recristalización.....	72
7.6 Propiedades mecánicas.....	76
8. Conclusiones.....	83
9. Referencias.....	84

Índice de figuras

Figura 5-1. Componentes automotrices fabricados con diferentes tipos de acero. El auto referenciado es un auto compacto Malibú de la empresa GM modelo 2016.....	12
Figura 5-2. a) Cofre estampado para aplicaciones automotrices, b) panel interior de una puerta.....	13
Figura 5-3. Esquematación del proceso de estampado de láminas.....	17
Figura 5-4. Requerimientos mecánicos para la clasificación de aceros conforme a su estampabilidad.....	19
Figura 5-5. Diagrama de último esfuerzo a la tensión (UTS) vs porcentaje de elongación para diferentes gamas de acero. En esta figura puede apreciarse que los aceros IF son los que presentan mayores valores de elongación.....	22
Figura 5-6. Ruta de fabricación de acero a través de la ruta de horno de arco eléctrico.....	23
Figura 5-7. Representación de todas las etapas necesarias para la fabricación de lámina automotriz a nivel industrial.....	25
Figura 5-8. Influencia de la temperatura de recalentamiento de los planchones en la estampabilidad de diversos aceros IF.....	26
Figura 5-9. Representación general del proceso de laminación.....	27
Figura 5-10. Modificaciones microestructurales debidas a la laminación en caliente.....	28
Figura 5-11. Evolución de la microestructura durante el proceso de laminado en caliente.....	29
Figura 5-12. Esquema de la máquina de bobinado usada en el procesamiento de un acero IF.....	30
Figura 5-13. Microestructura de granos deformado por la laminación en frío.....	31
Figura 5-14. a) microestructura obtenida después de laminación en frío, b) microestructura recristalizada tras el recocido.....	33
Figura 6-1. a) Planchón obtenido por colada continua, b) esquematización de las muestras tomadas para el procedimiento experimental planteado.....	34

Figura 6-2. Condiciones de procesamiento y equipo correspondiente a la laminación en caliente.....	35
Figura 6-3. Simulación de condiciones del proceso de enrollado.....	36
Figura 6-4. Proceso de laminación en frío. La lámina presenta un acabado superficial brillante.....	37
Figura 6-5. Acondicionamiento de muestras para el tratamiento térmico.....	38
Figura 6-6. Microscopio de barrido electrónico utilizado para analizar la microestructura y EDS.....	38
Figura 6-7. a) Máquina Instron 5500R, b) probeta rectangular plana colocada en las mordazas para el ensayo.....	40
Figura 7-1. Diagrama Fe ₃ C en donde se indica la cantidad de carbono del acero IF en estudio.....	43
Figura 7-2. Sitios intersticiales de la estructura cúbica centrada en el cuerpo. El sitio en color rojo es octaédrico y el azul es tetraédrico.....	44
Figura 7-3. Microestructura obtenida del planchón de acero IF (condición de colada).....	45
Figura 7-4. Precipitados con forma romboédrica en la matriz.....	46
Figura 7-5. Análisis puntual EDS. A) Precipitado con morfología romboédrica y b) Espectro EDS obtenido.....	46
Figura 7-6. Microestructura obtenida tras la laminación en caliente y enrollado....	49
Figura 7-7. Nitruro de titanio. A) en matriz, b) en límite de grano.....	50
Figura 7-8. Análisis puntual en precipitado. A) Nitruro de titanio en matriz, b) análisis puntual en el centro del precipitado y c) análisis en el borde del precipitado.....	51
Figura 7-9. Análisis de precipitado. A) TiS en la matriz b) espectro de EDS.....	52
Figura 7-10. Análisis de precipitado. A) Ti ₄ C ₂ S ₂ en la matriz. B) espectro EDS.....	53
Figura 7-11. Microestructura en condición de laminación en frío. a) identificación de precipitados y b) bandas de corte y morfología de fibras.....	56
Figura 7-12. Textura correspondiente a las fibras alfa y gamma en aceros IF.....	57
Figura 7-13. Muestras recocidas a 650°C con diferentes tiempos de permanencia: a) 1 s, b) 15 s, c) 30 s y d) 60 s.....	61
Figura 7-14. Muestras recocidas a 650°C durante: a) 150 s y b) 180 s.....	62

Figura 7-15. Muestras recocidas a 700°C con diferentes tiempos de permanencia: a) 1 s, b) 15 s, c) 30 s y d) 60 s.....	63
Figura 7-16. Muestras recocidas a 700°C con diferentes tiempos de permanencia: a) 120 s, b) 150 s, c) 180 s.....	65
Figura 7-17. Muestras recocidas a 780°C con diferentes tiempos de permanencia: a) 1 s, b) 15 s.....	67
Figura 7-18. Muestras recocidas a 780°C con diferentes tiempos de permanencia: a) 30 s, b) 60 s.....	68
Figura 7-19. Muestra recocida a 780°C por 120 s.....	69
Figura 7-20. Muestra recocida a 780°C por 150 s.....	69
Figura 7-21. Muestra recocida a 780°C a 180 s.....	70
Figura 7-22. Valores obtenidos para el modelo JMAK para recocido a 780°C.....	74
Figura 7-23. Gráfica para la determinación del coeficiente de Avrami.....	75
Figura 7-24. Curvas de esfuerzo – deformación ingenieriles en condición de laminado en frío.....	77
Figura 7-25. Curvas de esfuerzo – deformación ingenieriles en condición de 90 % de recristalización.....	78
Figura 7-26. Curvas de esfuerzo – deformación ingenieriles en condición de 100 % de recristalización.....	79

Índice de tablas

Tabla 5-1. Tipos de aceros libres de elementos intersticiales con base en su composición química.....	15
Tabla 5-2. Diferentes grados de lámina de acero para aplicaciones de estampado en la industria automotriz.....	18
Tabla 6-1. Condiciones propuestas para el tratamiento térmico de recocido.....	38
Tabla 7-1. Composición química en porcentaje en peso para el acero de estudio.....	41
Tabla 7-2. Porcentaje recristalizado para cada tiempo.....	73
Tabla 7-3. Propiedades mecánicas objetivo para aceros para estampado en la industria automotriz.....	76
Tabla 7-4. Propiedades mecánicas de tensión para muestras en diferentes condiciones.....	80
Tabla 7-5. Coeficientes de endurecimiento para muestras con 100% de recristalización.....	81
Tabla 7-6. Valores de coeficiente de Lankford para muestras completamente recristalizadas.....	81

1. Resumen

El control de la composición química para obtener bajas cantidades de carbono y nitrógeno se ha logrado por medio de la mejora en la tecnología de desgasado al vacío con la intención de fabricar aceros ultralimpios los cuales son adecuados para su implementación en la fabricación de componentes automotrices y de línea blanca. Así, en este trabajo se analiza un acero libre de elementos intersticiales estabilizado con titanio con la siguiente composición química expresada en porcentaje en peso: 0.0023%C-0.0016%N₂-0.1050%Mn-0.0015%Si-0.0312%Al-0.061%Ti.

La ruta de procesamiento incluyó el recalentamiento de las muestras de planchón del acero mencionado a 1100°C a continuación se realizó una laminación en caliente hasta obtener una placa de 40 mm de espesor, posteriormente se realizó la simulación del proceso de enrollado a 650°C por 5 minutos y tras una reducción total de 88% con laminación en frío se obtuvieron láminas de 0.5 mm de espesor. Por último, las láminas fueron recocidas a 650, 700 y 780°C considerando un tiempo de permanencia máximo de 180 segundos. Con la revisión microestructural, sólo la muestra tratada a 780°C por 150 segundos obtuvo una microestructura completamente recristalizada.

Por otro lado, se realizaron ensayos de tensión para las muestras en condición de laminación en frío (LF), 90 % de recristalización y 100% de recristalización. Las propiedades mecánicas de la muestra completamente recristalizada corresponden a 345 MPa de esfuerzo de cedencia (σ_{ys}), 361 MPa de último esfuerzo a la tensión (UTS, por sus siglas en inglés), 56 % de elongación, 0.23 de coeficiente de endurecimiento por deformación (n) y 2.23 para el coeficiente de Lankford (\bar{r}). Dichos valores se remarcan por que cumplen con los requisitos mecánicos correspondientes a láminas utilizadas en procesos de estampado super extra profundo.

2. Justificación

La industria siderúrgica mexicana es de suma importancia en la economía del país. Los reportes más recientes muestran que la producción de acero mexicano asciende a 17.9 millones toneladas en el año 2021, y la producción se encuentra vinculada a 9 empresas fabricantes de acero dentro de las que destacan Arcelor Mittal México, AHMSA y Tenaris Tamsa [1]. Así, se muestra que de 2017 a la fecha los sectores que consumen más acero son la industrias de dispositivos eléctricos, línea blanca y automotriz [2]. Dentro del rubro de aceros planos los productos de se ofrecen regularmente son: planchón, lámina acanalada, perfiles, tubería, rollo laminado en caliente o en frío. Para estos productos comúnmente se utilizan aceros de baja aleación y alta resistencia, aceros avanzados de alta resistencia y aceros libres de elementos intersticiales. Estos últimos son de gran interés para la fabricación de componentes que se conforman por medio de estampado profundo, en específico, pueden cumplir con una calidad de estampado super extra profundo para la fabricación de formas complejas por medio de láminas con un espesor menor a 1 mm.

Los aceros libres de elementos intersticiales o IF (Interstitial Free en inglés) se identifican por no superar las 30 ppm de C y 40 ppm de N en su composición lo cual mejora considerablemente la ductilidad de estos. Para lograr lo anterior, las plantas siderúrgicas tuvieron que invertir para modificar los equipos de acería utilizados en la fabricación de estos aceros debido a que la necesidad de reducción del peso de los automóviles era una necesidad con mucha importancia. Actualmente, la aplicación de estos aceros en la industria automotriz es vigente y se centra en la fabricación de componentes de carrocería como puertas, salpicaderas, cofres, etc. [3].

Dentro de las especificaciones mecánicas que deben cumplirse se encuentra lo estipulado por normas como la SAE J2329, EN 10130, JIS G3135 Y ASTM A1008 consideran ciertos requisitos con respecto a las propiedades mecánicas de las láminas de acero. Se recomienda cumplir con al menos 170 MPa de esfuerzo de

fluencia, entre 270 y 350 MPa de último esfuerzo a la tensión, elongación mayor al 41%, coeficiente de Lankford mayor a 2.1 y coeficiente de endurecimiento por deformación mayor a 0.21. Aunado a los requerimientos mecánicos la lámina debe tener buena soldabilidad, compatibilidad con recubrimientos para la protección de la corrosión, y un acabado superficial excelente [4,5].

Para cumplir con el suministro de este material con la calidad adecuada, la industria siderúrgica ha centrado su atención en la investigación a nivel laboratorio y nivel planta del procesamiento termomecánico y en el tratamiento térmico de recocido, en este sentido la evaluación de la microestructura y propiedades mecánicas vinculadas con las variables utilizadas en el proceso enriquece la disponibilidad de variantes en el proceso que puedan ser aplicables y rentables a nivel industrial.

3. Hipótesis

Se establece que el recalentamiento de planchones a 1100°C en conjunto con una laminación en caliente que culmina en la zona bifásica de austenita y ferrita generan las condiciones microestructurales que en conjunto con la precipitación de partículas ricas en titanio permiten la mejora de la estampabilidad de láminas que posteriormente son laminadas en frío y recocidas.

Además, la utilización de temperaturas alrededor de 800°C se recomienda para obtener microestructuras completamente recristalizadas en pocos segundos por medio de recocido continuo para mejorar la ductilidad. La determinación de los parámetros de recocido es de extrema importancia para evitar que se dé una etapa de crecimiento de grano (CG) y esto provoque una disminución la resistencia de las láminas y por lo tanto no cumpla con los requisitos mecánicos estipulados por diversas industrias.

4.Objetivos

4.1. Objetivo general:

Obtener láminas de acero libre de elementos intersticiales con propiedades mecánicas de elongación >50%, apropiadas para su utilización en procesos de super estampado extra profundo.

4.2. Objetivos particulares:

-Procesar termomecánicamente a nivel laboratorio muestras de acero libre de elementos intersticiales, lo cual engloba la laminación en caliente y el proceso de enrollado así como la caracterización de la microestructura.

-Obtener lámina de 0.5 milímetros de espesor por medio de laminación en frío y realizar la caracterización microestructural.

-Mostrar la influencia de la temperatura y tiempo de recocido y su relación con la evolución de la recristalización por medio de caracterización microestructural.

-Realizar la evaluación de pruebas mecánicas de tensión en las diferentes condiciones de recocido para analizar la aplicación de las láminas obtenidas en la industria automotriz.

5. Marco teórico

5.1 Desarrollo de aceros para la industria automotriz.

Existe una gama amplia de aceros que se han desarrollado para aplicaciones automotrices. Las motivaciones principales para favorecer el desarrollo de aceros específicos están estrechamente relacionadas con el aumento de seguridad en los pasajeros en caso de un impacto por accidente automovilístico y con la notable emisión de gases contaminantes debidos al uso excesivo de combustible [6]. Estos objetivos fueron planteados como retos a resolver para la industria a partir de la crisis de los combustibles (iniciada en 1973), ya que esta generó el aumento en el precio de los mismos y orilló al consumidor a exigir autos con mayor eficiencia energética. Tanto las regulaciones ambientales como los aspectos energéticos dirigieron a la industria automotriz a la inminente reducción del peso de sus automóviles [7,8].

Lo siguiente era encontrar materiales que pudiesen resolver el tema de la reducción de peso del vehículo y cumplir con los requisitos de seguridad de los pasajeros, por lo tanto, el aumento de la resistencia mecánica y la capacidad de conformado mecánico implicaban retos para la industria metalúrgica. Desde el punto de vista automotriz se optó por la construcción de autos más pequeños y de modificaciones en cuanto al ensamblaje del chasis, es decir, modificaciones de diseño. En cuanto a la colaboración siderúrgica, inicialmente se partió de aceros al carbono convencionales los cuales tienen valores de esfuerzo de cedencia entre 180 y 200 MPa y con resistencia a la tensión entre 330 y 350 MPa. Bajo estas condiciones mecánicas se fabricaban paneles de carrocería con láminas de espesor de 1.5 a 2 milímetros [9].

Se apostó por el desarrollo de aceros al carbono denominados en inglés como “rimmed steels” que incluían cantidades considerables de nitrógeno y carbono como elementos en solución sólida, esto generó el aumento de los valores de resistencia. Se obtuvieron aceros con valores de esfuerzo de fluencia hasta de 500 MPa, sin embargo, el acabado superficial tras el conformado de piezas con estos aceros era

deficiente, ya que era inevitable la formación de bandas de Lüders y esto no era aceptable para obtener componentes con la calidad superficial adecuada [8].

La producción de los *rimmed steels* se daba a partir de fusión en lingotes que posteriormente eran laminados, más adelante la tecnología siderúrgica permitió la integración del proceso de colada continua, esto fue aprovechado para el desarrollo de aceros calmados al aluminio los cuales se mostraron como una oportunidad para alcanzar la calidad superficial necesaria para fabricar componentes a través de estampado, además en 1971 la empresa Nippon Steel Corporation implementó el proceso de recocido continuo con la intención de obtener un material con mejores características de estampado. La implementación de tecnología en el sector siderúrgico fue apuntando a la fabricación de aceros con composición química controlada, lo cual generó propiedades mecánicas que no se obtenían con los procesos de fabricación utilizados previamente [10].

Posteriormente, los aceros microaleados de alta resistencia y baja aleación (HSLA, por sus siglas en inglés) fueron la opción más popular para la fabricación de componentes con alta resistencia. Las características metalúrgicas de dichos aceros permitieron ser una opción viable para la industria automotriz ya que tienen un intervalo de esfuerzo de cedencia entre 280-550 MPa y relativamente alta ductilidad. Sin embargo, el conformado mecánico a través del procedimiento de estampado se complica en aceros de alta resistencia, por lo tanto, se optó por usar este acero para ciertos componentes como barras o pilares del chasis, defensas, refuerzos, estribos, etc [10,11].

Para fines similares, después se desarrollaron aceros de fase doble (DP) y de fase compleja (CP); aceros martensíticos (Mart) y aceros endurecidos por presión (PHS), los cuales siguen en estudio y en emergente aplicación. Estos aceros son conocidos como AHSS (aceros avanzados de alta resistencia), en este sentido, la variedad de propiedades mecánicas de los aceros mencionados hasta ahora priorizan la resistencia a la cedencia y a la tensión pero presentan comúnmente valores de porcentaje de elongación no mayores a 30 %, lo cual implica que se tienen aceros con gran resistencia pero con ductilidad reducida lo cual los muestra como buenas

opciones para ciertos componentes automotrices que no requieren de un acero con gran formabilidad, ya que las formas regularmente no son tan complejas como las usadas en la carrocería, en la Figura 5-1 se muestran las partes del automóvil que son fabricadas con cada tipo de acero. Dentro de los tipos de acero presentados podemos destacar que los aceros BH (bake hardening) se encuentran relacionados con los aceros IF, ambos se utilizan para fabricar componentes que requieran de altos valores de elongación. Con la información presentada se agrupan aceros de gran resistencia y por otro lado aceros con gran ductilidad [11].

Aunque la investigación continúa en el desarrollo de aceros con altos valores de resistencia, los aceros con gran formabilidad se presentan como un gran grupo de aceros para aplicaciones específicas en el cuerpo del automóvil que debe seguir bajo estudio [6-9], con base en la imagen mostrada los aceros IF representan un porcentaje considerable dentro de la construcción de componentes automotrices, en este sentido, el estudio de su fabricación y procesamiento de los aceros con aplicaciones para estampado es de gran importancia.

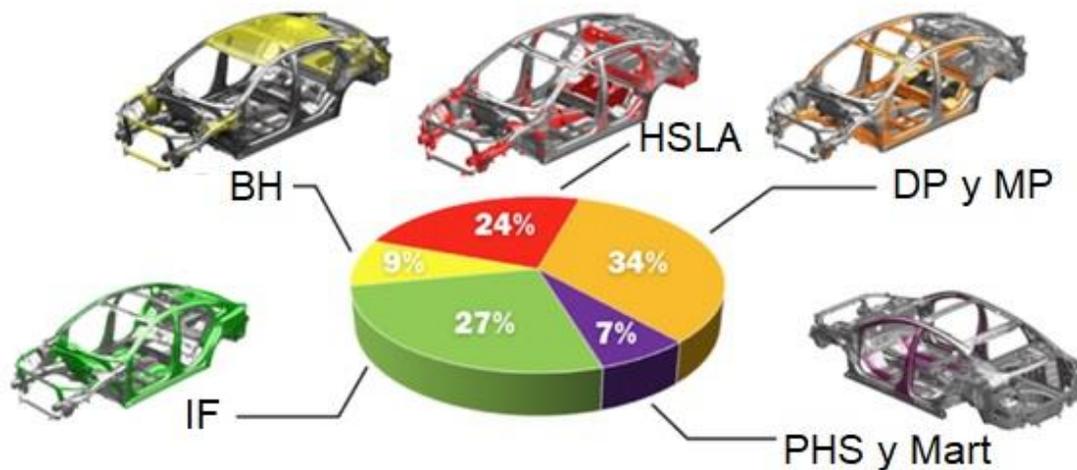


Figura 5-1. Componentes automotrices fabricados con diferentes tipos de acero. El auto referenciado es un auto compacto Malibú de la empresa GM modelo 2016 [11].

5.2 Aceros para estampado

Se mencionaron las características de diferentes aceros que tienen aplicación en la industria automotriz. Sin embargo, ahora se hace énfasis en los aceros que pueden ser utilizados para la fabricación de componentes como cofres, paneles interiores (Figura 5-2) y exteriores de puertas. En síntesis, se requiere de un material con buena estampabilidad para generar formas complejas sin que el acabado superficial sea afectado, además de utilizar láminas de bajo espesor con un buen balance entre resistencia a la tensión y porcentaje de elongación para contribuir a la disminución del peso del automóvil.

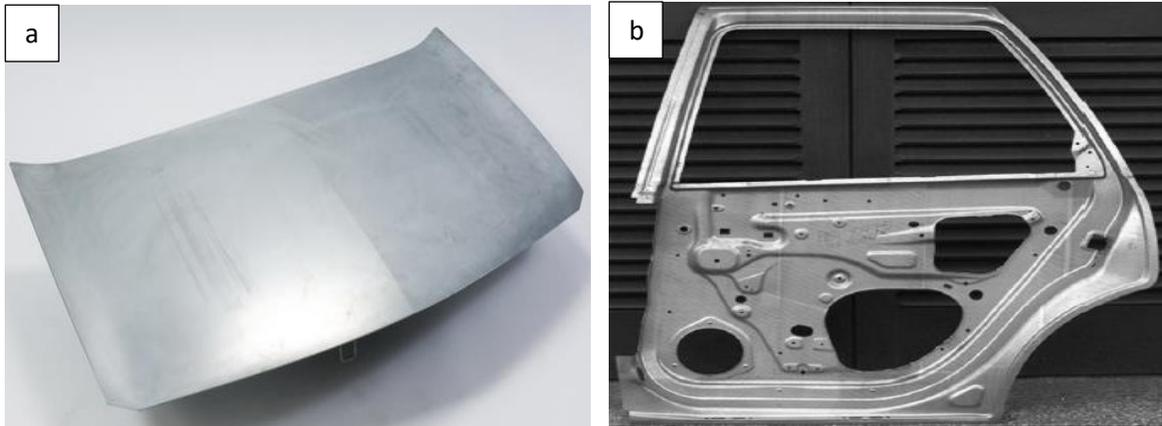


Figura 5-2. a) Cofre estampado para aplicaciones automotrices, b) panel interior de una puerta. [12].

Para fabricar dichos componentes, las láminas utilizadas deben tener valores altos de elongación y del parámetro o coeficiente de Lankford. Dicho parámetro determina las propiedades mecánicas de la muestra con base en diferentes ángulos con respecto a la dirección de laminación, así, estas propiedades son las que se priorizan al momento de fabricar y procesar los aceros IF.

Los requisitos relacionados con las propiedades mecánicas del acero no son las únicas que deben satisfacerse, aunado a lo anterior, los componentes de acero deben cumplir con requisitos como: soldabilidad, compatibilidad con los recubrimientos y pinturas, excelente acabado superficial, etc. [6]

5.2.1 Aceros calmados al aluminio y aceros IF.

Regularmente los aceros que se utilizan para estampado son los calmados al aluminio y los IF. El uso de cada tipo de acero depende de la severidad del estampado que sea necesario para producir un componente dado.

Los aceros calmados al aluminio se caracterizan por utilizar al aluminio en el proceso de fabricación de acero con la intención de retirar oxígeno cuando el acero se encuentra en estado líquido. El silicio cumple con una función similar a la mencionada, sin embargo, el aluminio permite la formación de precipitados de AlN lo cual también favorece a la remoción de dicho elemento en solución sólida. Hasta este punto la modificación de la composición química ya determina los valores de propiedades mecánicas obtenidas, debido a que la formación de precipitados tiene una estrecha relación con el movimiento de dislocaciones. La remoción de elementos en solución sólida (en específico los que se encuentran en los intersticios) es un reto que implica el control del acero desde el tratamiento del acero líquido hasta la obtención de planchones por colada continua [13].

Los elementos intersticiales (C y N) se retiran de la solución sólida por medio su reacción con elementos microaleantes para la formación de carburos, nitruros, carbonitruros, etc. Estos precipitados se van presentando en las diferentes etapas de fabricación y procesamiento de los planchones [14].

Por esta razón es que es común que los aceros IF se clasifiquen de acuerdo con su composición química, específicamente con base en el microaleante utilizado. En la Tabla 5-1 se presentan los tipos y características.

Tipo	Composición química
Estabilizado con Ti	De 0.01% a 0.06% de Ti
Estabilizado con Ti y Nb	0.005% Ti y 0.01% Nb
Estabilizado con Nb	0.05% (máx.)
IF de alta resistencia	Con adiciones de P y Mn

Tabla 5-1. Tipos de aceros libres de elementos intersticiales con base en su composición química.

Independientemente de los detalles del tipo de acero utilizado, este debe cumplir con:

- 1) cantidad mínima de impurezas (0.020 % de P y 0.020% de S) [5]
- 2) obtención de una microestructura recristalizada y
- 3) una textura cristalográfica {111} predominante.

Las consideraciones metalúrgicas mencionadas están orientadas a la propiedad de estampabilidad, la cual se define como la capacidad del acero para lograr obtener componentes sin que exista agrietamiento o fractura en el proceso de compresión del estampado [13].

5.2.2 Consideraciones relacionadas con la estampabilidad

El estampado es un proceso de conformado mecánico que consiste en dar forma a láminas metálicas al ser deformadas plásticamente, en específico, se utiliza un punzón para aplicar un esfuerzo a la lámina que se encuentra sujeta a un dado el cual tiene la forma del componente deseado. En este sentido, la Figura 5-3 muestra un ejemplo simple de estampado, sin embargo, los componentes automotrices que se construyen con los aceros para estampado tienen formas mucho más complejas, por ello, es importante que las láminas utilizadas cumplan con ciertos requisitos mecánicos para poder obtener piezas de excelente calidad. Con este objetivo, Se recomienda cumplir con al menos 170 MPa de esfuerzo de fluencia, entre 270 y 350 MPa de último esfuerzo a la tensión, elongación mayor al 41%, coeficiente de Lankford mayor a 2.1 y coeficiente de endurecimiento por deformación mayor a 0.21 para ser utilizados en la fabricación de componentes automotrices que requieran una calidad de estampado super extra profundo [14,15].

Por ello, la estampabilidad considera que el proceso de conformado se ejecute de buena manera, es decir, que la lámina adquiera la forma deseada manteniendo su integridad mecánica y superficial. La cuantificación de la estampabilidad se centra en la determinación del parámetro de Lankford, dicho parámetro es una relación entre la deformación del ancho y la deformación del espesor de una probeta utilizada para el ensayo de tensión.

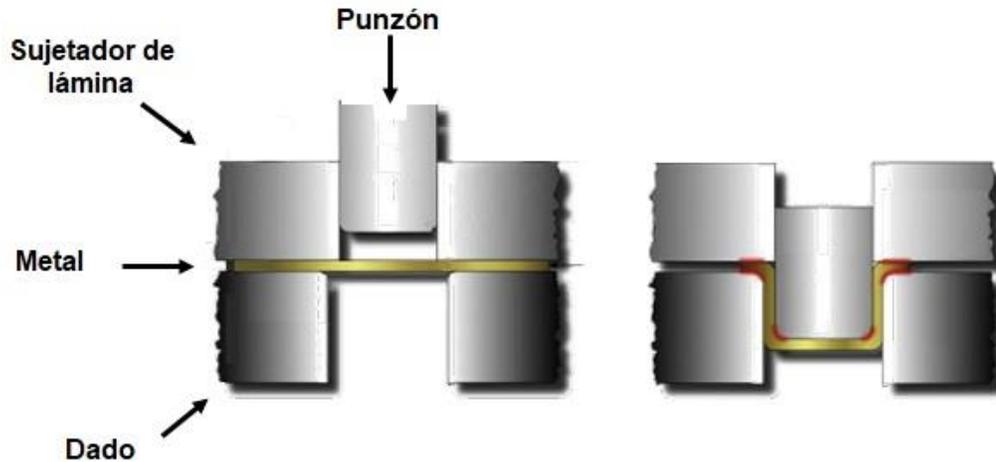


Figura 5-3. Esquematación del proceso de estampado de láminas [8].

Para fines prácticos, se determina un valor promedio de deformación homogénea (\bar{r}) a través de la siguientes ecuaciones [8]:

$$r = \ln \frac{\left(\frac{w}{w_0}\right)}{\left(\frac{t}{t_0}\right)} \quad (5.1)$$

$$\bar{r} = \frac{(r_0 + 2r_{45} + r_{90})}{4} \quad (5.2)$$

Donde w_0 es el ancho inicial, w el ancho final, t_0 es el espesor inicial y t el espesor final (ecuación 5.1). Para la ecuación 5.2, los subíndices indican el ángulo de la probeta con respecto a la dirección de laminación. En este sentido, para que un acero cumpla con condiciones de estampabilidad óptima, el valor de \bar{r} debe ser alto.

Así es que bajo la consideración de la importancia del porcentaje de elongación y del parámetro de Lankford, se han creado normatividades para poder definir las

propiedades y potencial uso de diferentes tipos de lámina de acero para la industria automotriz. Por ejemplo las normas SAE J2329, DIN EN 10130: 2007-02, JIS G3141, ASTM 1008 [5]. Cabe destacar que los requisitos mecánicos muestran valores muy parecidos, así, se opta por desglosar los diferentes grados de aceros laminados en frío reportados en la norma VDA 239-100 publicada en 2016. En la tabla 5-2 se muestran datos de la norma mencionada.

Grado	σ_{YS} (MPa)	UTS (MPa)	Elongación (mín.) (%)	\bar{r} (mín.)	n (mín.)
CR1	140-300	270-410	30	-	-
CR2	140-240	270-370	34	1.3	0.16
CR3	140-210	270-350	38	1.8	0.18
CR4	140-180	270-330	40	1.9	0.20
CR5	140-170	270-330	42	2.1	0.22

Tabla 5-2. Diferentes grados de lámina de acero para aplicaciones de estampado en la industria automotriz [3,5].

Con relación a lo mostrado, las láminas de bajo y ultra bajo carbono en condición de laminación en frío y recocido pueden clasificarse con base en su capacidad para ser conformadas, de la siguiente manera [15,16]:

- Calidad comercial
- Calidad de estampado
- Calidad de estampado profundo
- Calidad de estampado extraprofundo
- Calidad de estampado super extra profundo

En específico, Takechi [6] reporta los intervalos correspondientes de \bar{r} y elongación para la clasificación mencionada (Figura 5-4).

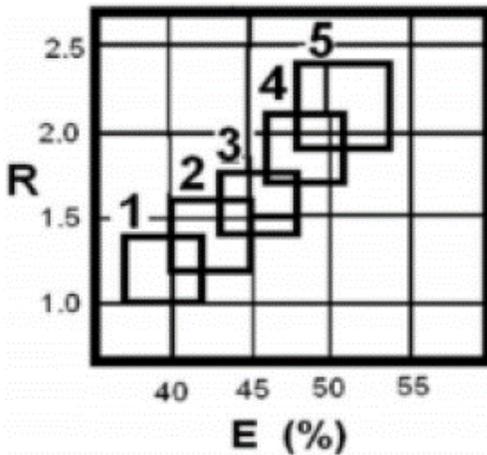


Figura 5-4. Requerimientos mecánicos para la clasificación de aceros conforme a su estampabilidad.

Como puede interpretarse, el grado CR5 tiene una mayor formabilidad y el menor grado de formabilidad le corresponde al CR1. Por otro lado, los requisitos de esta norma han aumentado sus exigencias principalmente en lo que respecta al parámetro de Lankford. Así, tomando en cuenta los valores reportados por Hoile [12] y al compararlos con la VDA 239-100, los grados CR4 y CR5 solo pueden ser cumplidos con aceros IF mientras que el resto de los grados son cumplidos con aceros calmados al aluminio

5.3 Aceros libres de elementos intersticiales

Los aceros libres de elementos intersticiales o aceros IF (Interstitial Free) son aceros de bajo o ultra bajo carbono que utilizan elementos aleantes formadores de carburos, nitruros, sulfuros, etc. Dichos aleantes son principalmente titanio y niobio. Lo mencionado previamente responde al hecho metalúrgico de retirar al carbono y al nitrógeno, los cuales se encuentran como elementos intersticiales en la matriz del acero, a través del mecanismo de precipitación [6,16].

Otra consideración importante es la concentración de carbono y nitrógeno en dichos aceros, con base en lo que menciona Banerjee [13] la cantidad de carbono (en porcentaje en masa) debe ser menor a 0.003% y el nitrógeno menor a 0.004%. La cantidad de carbono y nitrógeno que no fue retirada durante el proceso de fabricación y tratamiento del acero puede combinarse con el titanio y/o niobio (llamados elementos estabilizadores) favoreciendo una matriz prácticamente libre de elementos intersticiales.

Las motivaciones para el uso de este tipo de aceros para la fabricación de componentes con formas complejas e intrincadas recaen en las siguientes características [8]:

- Alta conformabilidad, sostenida por medio de altos valores de elongación en las láminas que se utilizan en el proceso de fabricación del componente automotriz por medio del estampado.
- Capacidad para estampado profundo
- Condición de no envejecimiento, es decir, una vez que el componente se encuentra conformado y acondicionado en cuanto a la protección a la corrosión este no modifique sus propiedades mecánicas a través de la precipitación a la temperatura de uso.

Complementando lo anterior, es usual que los aceros utilizados dentro de la industria automotriz se agrupen con base en los valores de resistencia a la tensión (UTS, por sus siglas en inglés) y porcentaje de elongación (%). En este sentido, en la Figura 5-5, muestra los intervalos característicos de las propiedades mecánicas mencionadas, donde se nota claramente la diferencia entre los aceros IF y los aceros avanzados de alta resistencia (TRIP, DP, CP, Mart y PHS). El desarrollo de dichos aceros ha mostrado obtener valores muy altos de resistencia a la tensión, sin embargo sus porcentajes de elongación son bajos. Con estos, se construyen componentes que resisten grandes cargas, sin embargo, el proceso de conformado es un gran reto, ya que no pueden construirse formas tan complejas.

Por otro lado, podemos visualizar que los aceros IF son los que tienen valores entre 40 y 55 % de elongación, esta situación los distingue para que sigan siendo utilizados para cumplir con las necesidades de dicha industria.

Para cumplir con las normatividades el diseño de la fabricación de acero, la laminación en caliente, laminación en frío y el tratamiento térmico de recocido han permitido obtener las propiedades mecánicas objetivo, en lo particular, se ha diseñado a los aceros IF tomando como diferenciador al elemento estabilizador utilizado, por ello, las variaciones en la composición química tienen repercusiones tanto en los mecanismos de precipitación dado que los precipitados se forman a ciertas temperaturas durante distintas etapas de la ruta de procesamiento de obtención de lámina automotriz. La precipitación influye en gran medida en la microestructura obtenida, además, también influye en las condiciones de recristalización que se llevan a cabo durante todo el proceso [10-8].

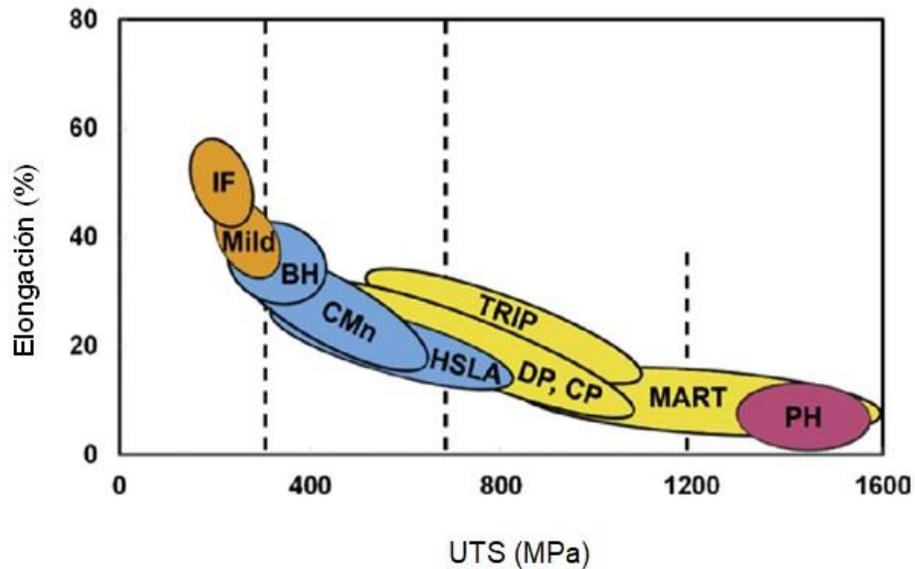


Figura 5-5. Diagrama de último esfuerzo a la tensión (UTS) vs porcentaje de elongación para diferentes gamas de acero. En esta figura puede apreciarse que los aceros IF son los que presentan mayores valores de elongación[4].

5.4 Fabricación de aceros IF

Para obtener las propiedades mecánicas características de los aceros para aplicaciones de estampado se ha requerido que la ruta tecnológica de fabricación del acero vaya mejorando e implementando una instrumentación más sofisticada.

En este sentido, Molina et. al. [17] plantean la siguiente ruta:

1. Uso de 100% de carga como hierro esponja se coloca dentro de un horno de arco eléctrico
2. Desgasado al vacío
3. Tratamiento de horno de olla
4. Colada continua

Fekete et al. [18] mencionan que el desarrollo de los aceros IF fue posible por los avances e implementación de tecnologías de vacío, en específico, para utilizar al proceso de desgasado al vacío y controlar la cantidad de carbono y nitrógeno a tan bajos niveles de concentración. La pequeña cantidad de elementos intersticiales también permitió que la cantidad agregada de elementos estabilizadores fuera menor, lo cual tiene repercusiones económicas favorables.

Mendoza et al. [19] mencionan que el desarrollo de aceros IF se debe a la mejora de los procesos de obtención de pellets, reducción directa, tratamiento del acero líquido, desgasado al vacío, refinación secundaria y colada continua. Así, la Fig. 5-6 esquematiza el proceso de fabricación de acero bajo dicha vía.

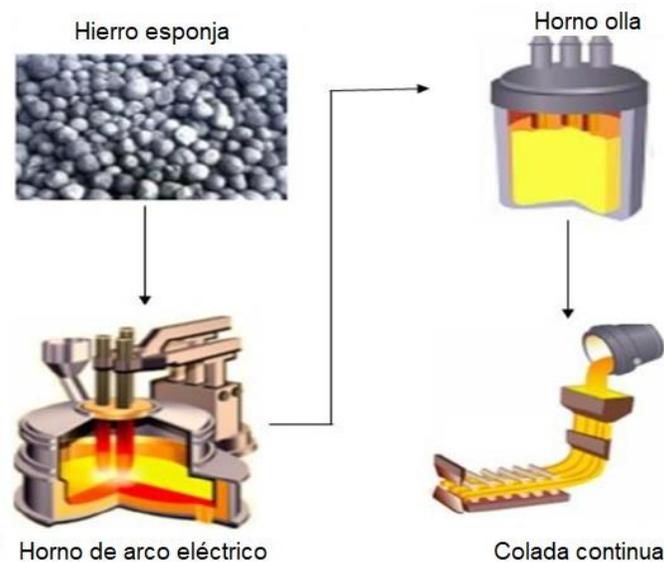


Figura 5-6. Ruta de fabricación de acero a través de la ruta de horno de arco eléctrico.

Los aceros IF se consideran aceros limpios, ya que la cantidad de carbono, nitrógeno, sulfuro y fósforo es baja debido al adecuado tratamiento del acero. Así, una de las rutas más utilizadas para obtener aceros limpios consiste en la utilización de una carga de hierro esponja (100%) procesada en un horno de arco eléctrico,

posteriormente la refinación primaria se lleva a cabo en un horno básico de oxígeno (BOF), en este punto la inyección de oxígeno durante todo el proceso permite ajustar la cantidad de carbono. Posteriormente el proceso de desgasado al vacío permite disminuir tanto la concentración de carbono y en menor medida de nitrógeno. Al final el metal líquido con la composición química adecuada se lleva a la máquina de colada continua, para poder producir planchones que posteriormente pasarán a la etapa de laminación.

Aunque de la producción de acero por colada continua pueden obtenerse barras, palanquillas y planchones, estos últimos regularmente tienen un espesor entre 20 y 25 centímetros de espesor, los planchones después de todos los procesos de laminación y tratamiento térmico se convertirán en lámina automotriz.

5.5 Procesamiento para la obtención de lámina.

Una vez que se obtuvieron planchones a través del proceso de colada continua, deben plantearse las condiciones adecuadas para realizar el procesamiento termomecánico, en este caso, se habla de una laminación en caliente y del proceso de enrollado, además se considera la influencia de la laminación en frío y del tratamiento de recocido. La Figura 5-7 esquematiza la ruta de procesamiento hasta la obtención de lámina.

Se han evaluado diferentes procesos de deformación plástica a este tipo de materiales, en específico, puede hablarse de extrusiones con troqueles de canal o ECAP por sus siglas en inglés, los cuales se consideran como procesos de deformación plástica severa. La utilización de tal proceso se encuentra más vinculado con experimentos a nivel laboratorio para estudiar el efecto de la obtención de un tamaño de grano muy pequeño en las propiedades finales. Sin embargo, la laminación en cualquiera de sus variantes se encuentra presente en la producción del 90% de los materiales metálicos, en específico 30% de los aceros al carbono, 60% de los aceros inoxidables y el 20% de las aleaciones de cobre son laminadas en frío por lo que a nivel industrial la laminación es más rentable y por el

tipo de componentes automotrices a fabricar se requiere forzosamente el uso de laminación [20].

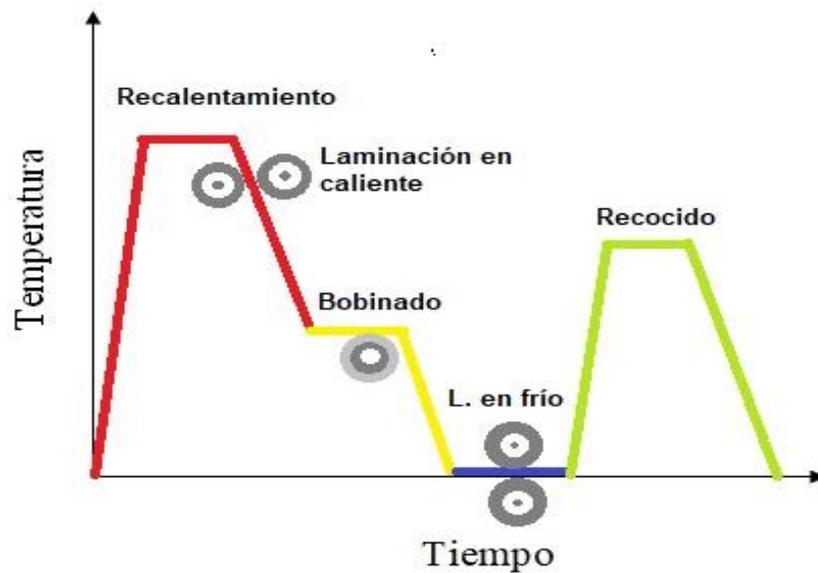


Figura 5-7. Representación de todas las etapas necesarias para la fabricación de lámina automotriz a nivel industrial.

5.5.1 Recalentamiento de planchones

En primer lugar, se debe llevar a cabo un tratamiento térmico de austenizado. Aquí es importante considerar la temperatura de tratamiento y el tiempo de permanencia, el cual es dependiente de las dimensiones, en específico, por la geometría del planchón es importante la consideración del espesor. Por otro lado, se vincula la temperatura de austenizado o también llamada temperatura de recalentamiento de los planchones con el parámetro de Lankford, en la Figura 5-8 muestra cuales son las temperaturas favorables para diferentes tipos de aceros IF.

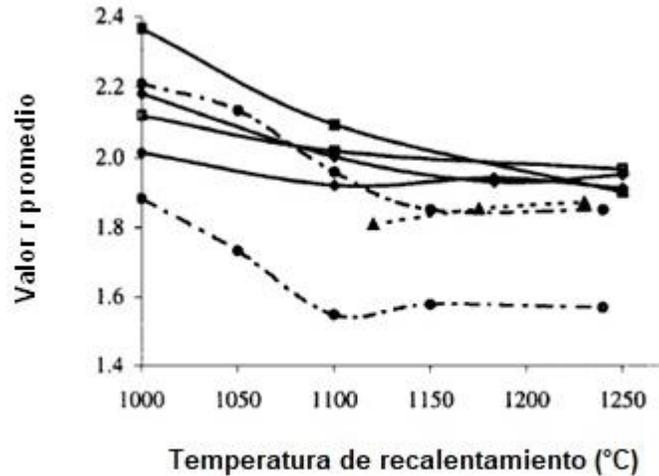


Figura 5-8. Influencia de la temperatura de recalentamiento de los planchones en la estampabilidad de diversos aceros IF [12].

Desde la evaluación de condiciones de la microestructura, tanto la temperatura de recalentamiento como el tiempo considerado deben ser suficientes para obtener una microestructura completamente austenítica pero debe tenerse cuidado de no sobre exponer al planchón ya que el crecimiento de grano austenítico tendrá repercusiones en las siguientes etapas de procesamiento.

5.5.2. Laminación en caliente

Se entiende como laminación al proceso de conformado que consiste en deformar plásticamente a los metales haciéndolos pasar entre rodillos, se utiliza en gran extensión a nivel industrial por su alta producción y el buen control de los productos finales. Esto se logra a aplicar principalmente esfuerzos de compresión por el metal por el aplastamiento de los rodillos y en la superficie se efectúan esfuerzos de corte en gran medida por la fricción entre las superficies de la muestra y el rodillo (Figura 5-9)

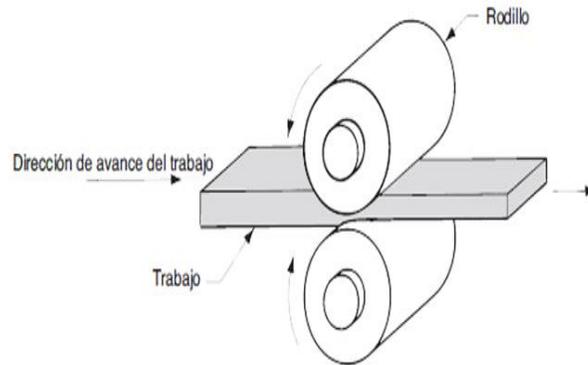


Figura 5-9. Representación general del proceso de laminación [21].

Así, el proceso de laminación se distingue con base en la temperatura a la cual se lleve a cabo, en general, si un proceso se lleva a cabo por arriba de la mitad de la temperatura de fusión es considerado como un trabajo en caliente.

La laminación en caliente se realiza con el acero en su fase austenítica. El acero es evidentemente más maleable a altas temperaturas (donde se forma la austenita), esto puede interpretarse en un intervalo desde los 1200°C hasta 800°C dependiendo de la composición química, ya que los elementos de aleación modifican temperaturas críticas de diferentes maneras. Esto permite grandes reducciones en el espesor con relativamente poco esfuerzo. Así, la laminación inicia en una zona austenítica, y regularmente para lo reportado en aceros IF se opta por terminar en una zona donde se lleva a cabo la transformación de austenita a ferrita.

A nivel industrial, durante la laminación en caliente los planchones pasan de un espesor, regularmente de 250 mm hasta un intervalo entre 30 y 50 milímetros y 40 o 50 metros de largo. Este procedimiento se lleva a cabo regularmente en un tren continuo compuesto por un tren de desbaste (laminación gruesa) y un tren de acabado (laminación fina) en donde se utilizan chorros de agua para retirar la cascarilla de óxido formado. Comúnmente las temperaturas de acabado oscilan entre 900 y 700°C dependiendo del espesor de la placa, tamaño de grano y propiedades mecánicas que se deseen [3].

En cuanto a las características metalúrgicas de tal proceso, debido a la deformación aplicada los granos tienen una tendencia a alargarse en la dirección de la laminación, además por efectuarse la deformación plástica se produce el movimiento de dislocaciones y con ello un almacenamiento de energía. Esto, en conjunto con la temperatura de operación promueven la recuperación y recristalización dinámicas. Esto implica que el arreglo de las dislocaciones permite la formación de subgranos recristalizados que una vez nucleados empiezan a crecer. De esta forma, hay una coexistencia de los fenómenos microestructurales debidos a la deformación y a la recristalización dinámica, ya que durante la deformación los granos se elongan y hay una acumulación de dislocaciones mientras que en los periodos entre pasos de laminación se favorece la recristalización debido a la temperatura de operación. La Figura 5-10 esquematiza lo previamente mencionado.

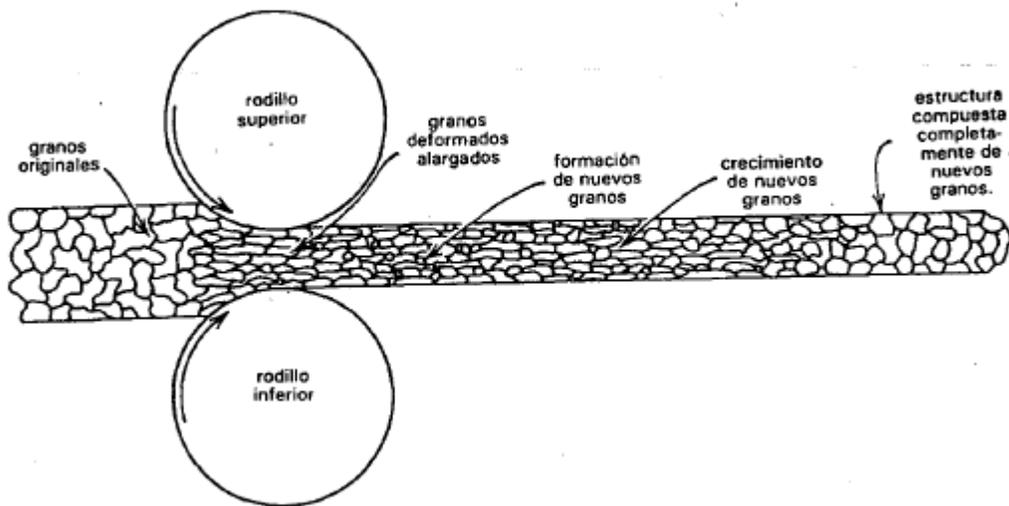


Figura 5-10. Modificaciones microestructurales debidas a la laminación en caliente.

Los procesos de laminación han ido evolucionando y no sólo consiste en la reducción de espesor para obtener láminas a partir de un planchón ya que el uso de microaleantes como titanio y niobio ha permitido aprovechar las condiciones de

laminación para promover en primer lugar una formación de una estructura con tamaño de grano fino mientras la temperatura va disminuyendo (Figura 5-11). Esta condición se conoce como laminación controlada, la cual aprovecha el control de la temperatura para poder controlar la precipitación de carburos, nitruros, carbonitruros, carbo-sulfuros para controlar el crecimiento de grano austenítico durante la deformación y también las condiciones de recristalización [15, 22].

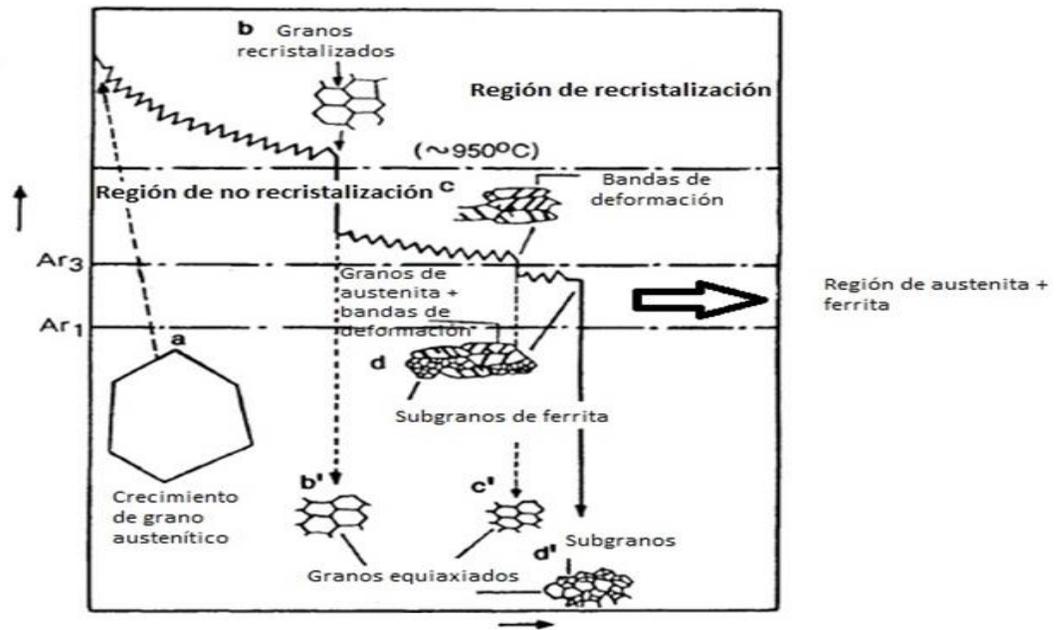


Figura 5-11. Evolución de la microestructura durante el proceso de laminado en caliente [15].

5.5.3 Enrollado

Continuando con la secuencia, también se esquematiza (Figura 5-12) la etapa de enrollado, en esta se colecta la placa obtenida tras la laminación en caliente, dicha placa es enrollada para poder continuar con la siguiente etapa. El uso de cajas para enrollado se utiliza con la intención de controlar las grandes extensiones de placa obtenida. Los rollos obtenidos aun presentan un espesor que no es el correspondiente para la lámina automotriz, por esta razón se almacena la lámina para posteriormente continuar con la reducción del espesor pero ahora a temperatura ambiente. En este sentido, hay un lapso entre la temperatura final de laminación y el momento en que el rollo llega a temperatura ambiente.

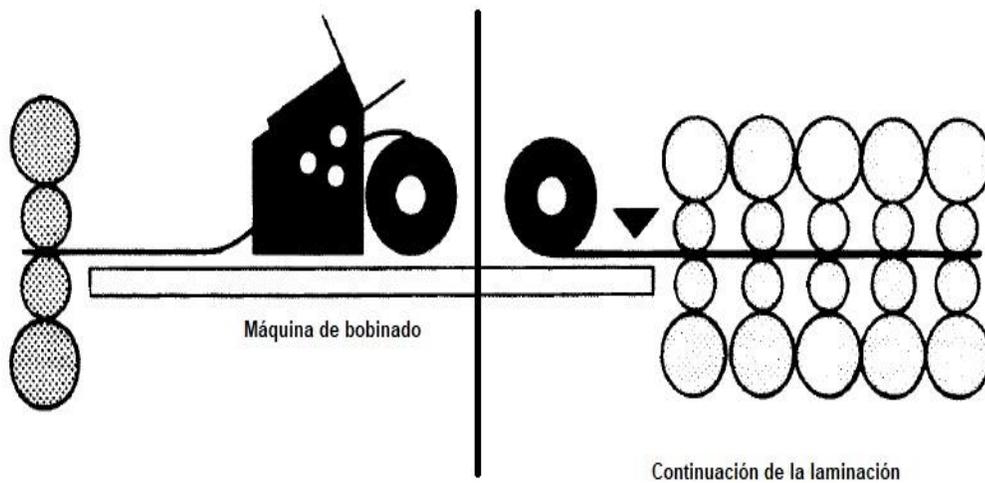


Figura 5-12. Esquema de la máquina de bobinado usada en el procesamiento de un acero IF [15].

5.5.4. Laminación en frío

En cuanto a la laminación en frío, la Figura 5-13 muestra las consecuencias en la microestructura por el proceso.

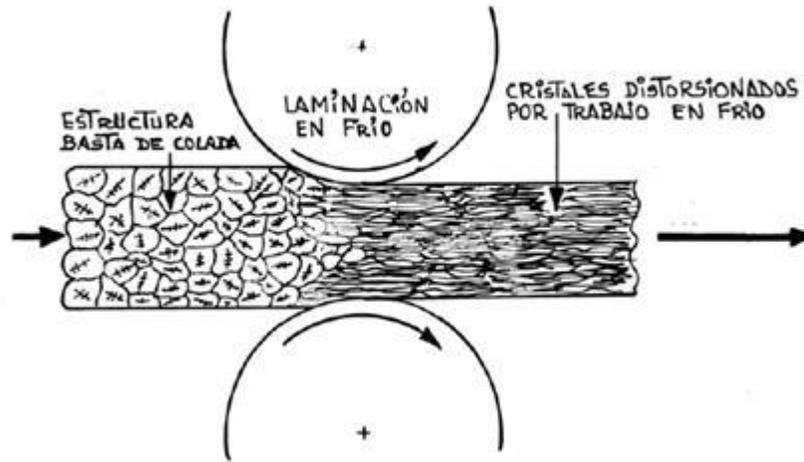


Figura 5-13. Microestructura de granos deformado por la laminación en frío [23].

Este procedimiento se lleva a cabo para obtener lámina de acabado superficial superior y con tolerancias dimensionales más estrechas que las del producto laminado en caliente. Se parte de la placa enrollada la cual es decapada previa a la laminación en frío.

Durante este proceso hay un aumento en la resistencia mecánica de tensión debido al endurecimiento por deformación. En el proceso de laminación en frío se almacena energía por la deformación plástica que sufre el material, sin embargo, se considera que la energía almacenada es del orden del 1% de energía utilizada para la deformación. Aun así, dicha energía es suficiente para fungir como fuerza motriz en el proceso de recristalización. Por otro lado, en la Figura 5-14 a) se aprecia una microestructura característica tras el laminado en frío.

5.5.5. Tratamiento térmico de recocido.

Un tratamiento térmico se compone tres etapas básicas subsecuentes, en primer lugar hay un calentamiento hasta una temperatura de tratamiento de interés, posteriormente a dicha temperatura la pieza es mantenida durante un tiempo que se llama tiempo de permanencia y una vez cumplido este se lleva a cabo un enfriamiento. En general, el recocido puede utilizarse para facilitar el conformado o maquinado, promover estabilidad dimensional y mejorar propiedades mecánicas y/o eléctricas.

En específico, el tratamiento térmico de recocido presenta variantes, dependiendo de la temperatura a la cual se realiza el tratamiento y las características de enfriamiento. Si la temperatura de tratamiento es menor a la temperatura crítica A_1 se denomina recocido subcrítico, también puede suceder que se encuentre entre la temperatura A_1 y A_3 (para aceros hipoeutectoides) o A_{cm} (para aceros hipereutectoides) y este recocido es llamado intercrítico. Por otro lado si se supera la temperatura A_3 se considera recocido total.

A diferencia de los tipos restantes, en el recocido subcrítico no se lleva a cabo la formación de austenita. La condición microestructural previa es modificada por procesos dependientes de la temperatura como recuperación, recristalización, crecimiento de grano y aglomeración de carburos. Este tratamiento es de gran utilidad para piezas que hayan sido deformadas en frío previamente ya que permite la formación de granos nuevos de ferrita. La tasa de enfriamiento para este caso no tiene un gran impacto en la microestructura obtenida.

Para este tipo de recocido existen consideraciones que se cumplen de manera general y se enlistan a continuación.

- i) La deformación debe ser suficiente para propiciar la nucleación y crecimiento de granos recristalizados.
- ii) Existe una relación inversamente proporcional entre el tiempo y la temperatura de recocido.

iii) La temperatura a la que ocurre la recrystalización decrece conforme aumenta la deformación.

iv) El tamaño de grano recrystalizado depende de la cantidad de deformación, siendo pequeño para grandes cantidades de deformación.

v) Para una cantidad dada de deformación la temperatura de recrystalización será incrementado por una mayor cantidad de granos iniciales.

En general, los procesos de recocido disminuyen la resistencia mecánica, mejoran la ductilidad y propician una microestructura más homogénea que la de partida (Figura 5-14).

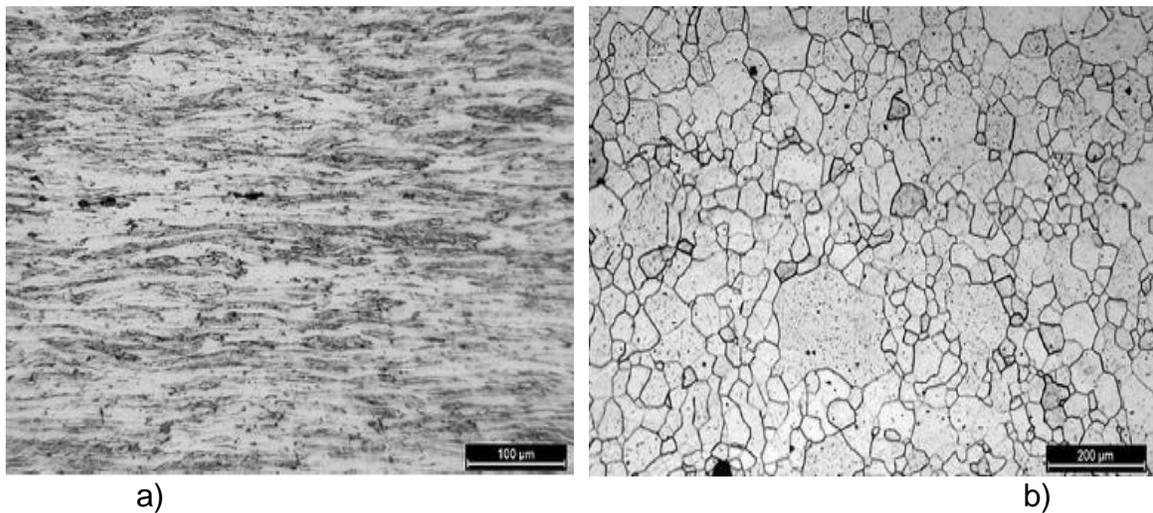


Figura 5-14. a) microestructura obtenida después de laminación en frío, b) microestructura recrystalizada tras el recocido [24].

6. Procedimiento experimental

6.1 Obtención de muestras para procesamiento

El acero IF fue fabricado por una empresa siderúrgica con actividades en México, los planchones obtenidos por colada continua tienen un espesor de 25 cm. Para obtener las muestras se realizaron cortes en la parte central del planchón (Figura 6-1 a), cada pieza midió 10 cm de largo, 5 cm de ancho y 1.5 cm de espesor (Figura 15 b). Las muestras obtenidas fueron procesadas termomecánicamente (laminación en caliente y enrollado), mecánicamente (laminación en frío) y sometidas a diferentes condiciones de recocido con la intención de observar el efecto que tienen los parámetros experimentales en la propiedad mecánica de elongación.

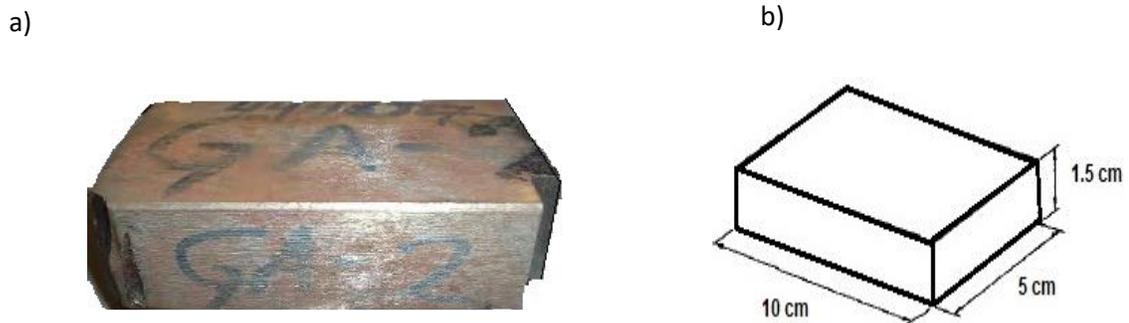


Figura 6-1. a) Planchón obtenido por colada continua, b) esquematización de las muestras tomadas para el procedimiento experimental planteado.

6. 2. Proceso termomecánico

Las muestras se cubrieron con nitruro de boro con la intención de evitar la oxidación excesiva del planchón durante la austenización efectuada a 1100°C por 45 minutos. Inmediatamente se inició la laminación en caliente (Figura 6-2), para esto, se utilizó una laminadora reversible Fenn- 5Mill de 25 toneladas con rodillos de 25.4 cm de diámetro a una velocidad de 10 metros/minuto.

Después, se realizó la simulación del proceso de enrollado a 650°C por 5 minutos. La placa laminada en caliente (con 0.4 cm de espesor) fue colocada dentro de un horno tal como se muestra en la Figura 6-3.

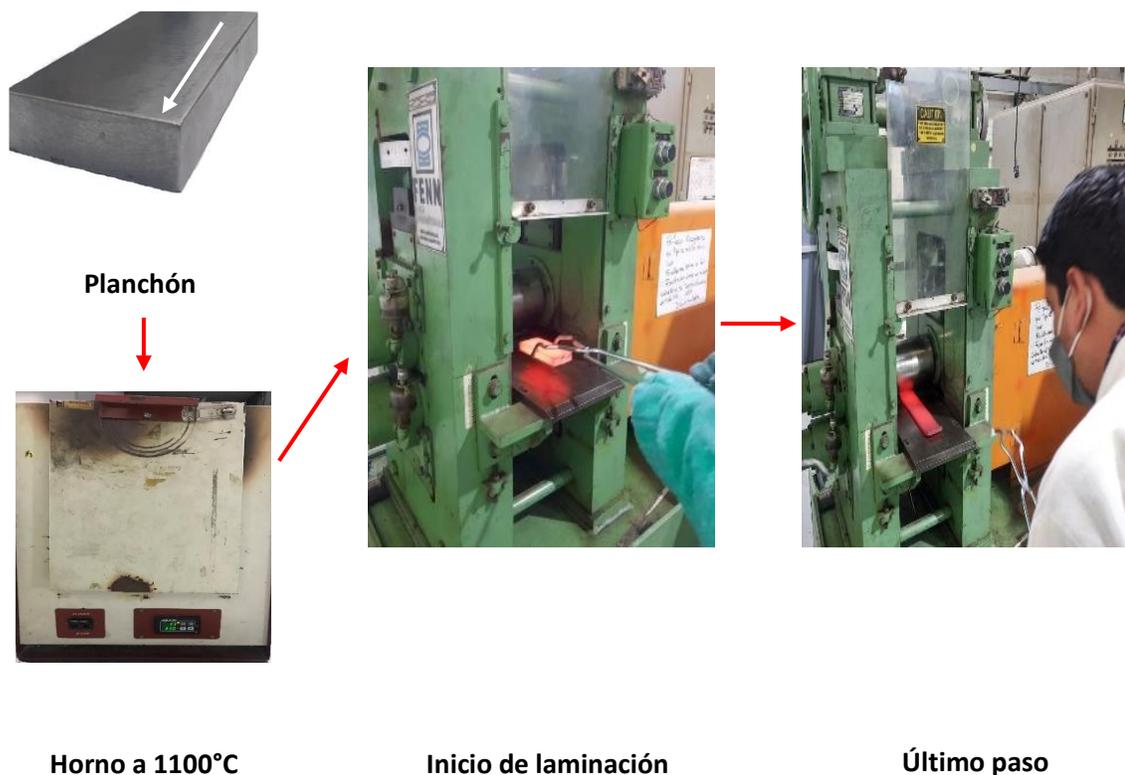


Figura 6-2. Condiciones de procesamiento y equipo correspondiente a la laminación en caliente

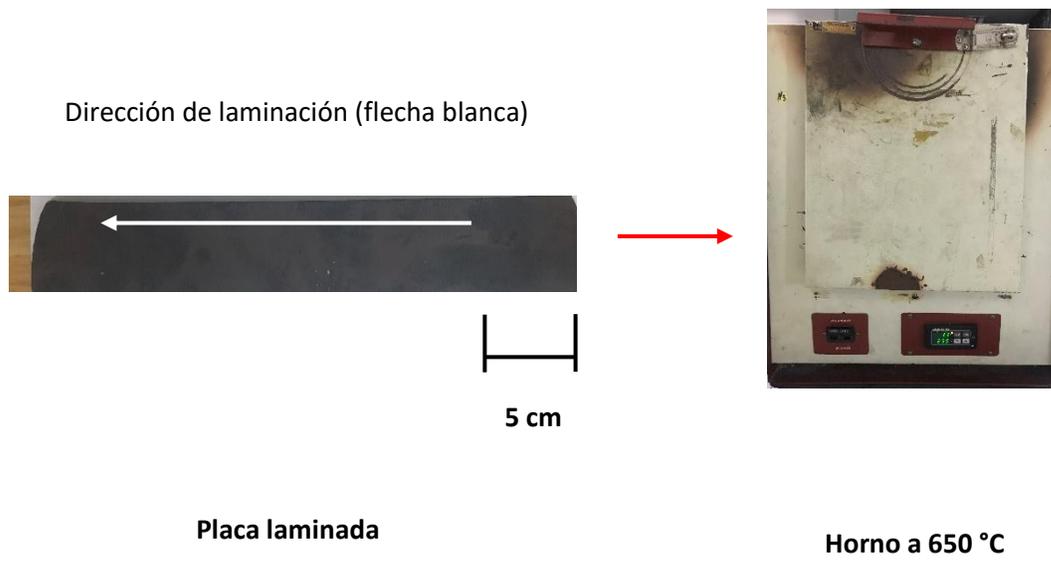


Figura 6-3. Simulación de condiciones del proceso de enrollado.

Cabe destacar que el porcentaje de reducción total para esta etapa fue de 78 %, este valor fue calculado con la ecuación 6.1:

$$\%r = \frac{h_i - h_f}{h_i} \times 100 \quad (6.1)$$

Donde:

$\%r$ = porcentaje de reducción

h_i = espesor inicial de la placa

h_f = espesor final de la placa

6.3 Laminación en frío

Tras la culminación del tratamiento termomecánico, la placa resultante se desbastó para retirar el óxido formado en la superficie y posteriormente se lubricó con aceite. Nuevamente se utilizó la laminadora Fenn 5-Mill, pero los rodillos de laminación fueron cambiados por unos especiales para laminación en frío para obtener un mejor acabado superficial en la lámina. El espesor de dicha lámina fue de 0.5 milímetros lo cual implica un porcentaje de reducción total igual a 88% calculado con la ecuación 3.

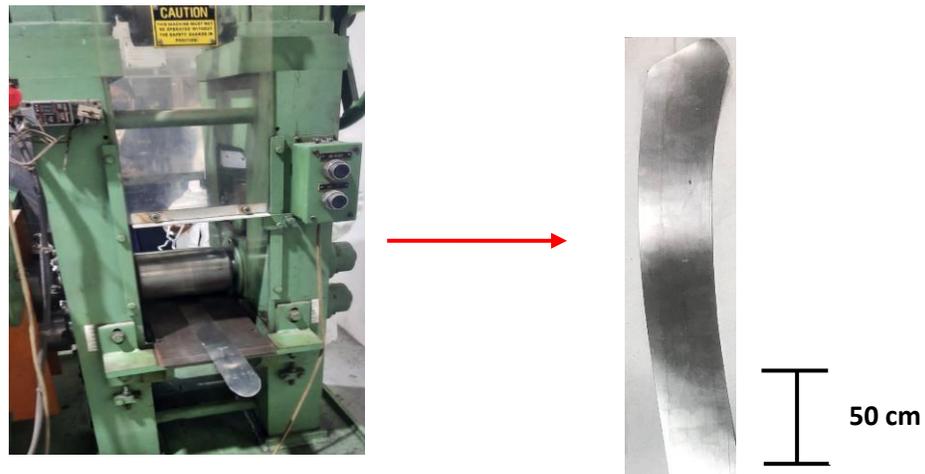


Figura 6-4. Proceso de laminación en frío. La lámina presenta un acabado superficial brillante.

6.4 Recocido

De la lámina con 0.5 mm de espesor, se obtuvieron las muestras correspondientes (1 cm² de área) para realizar todas las condiciones del tratamiento térmico de recocido. Se utilizó una guillotina para realizar los cortes correspondientes, cada muestra fue perforada en una esquina y se colocó un alambre de acero galvanizado, para colocar fácilmente cada muestra. Es importante mencionar, que una vez cumplido el tiempo de recocido las muestras fueron retiradas rápidamente del horno y sumergidas en un recipiente con agua. En la Figura 6-5 se muestra el tratamiento de recocido de manera general, por otro lado, los parámetros de operación propuestos se muestran en la Tabla 6-1.

T (°C)	t ₁ (s)	t ₂ (s)	t ₃ (s)	t ₄ (s)	t ₅ (s)	t ₆ (s)	t ₇ (s)
650	1	15	30	60	120	150	180
700	1	15	30	60	120	150	180
780	1	15	30	60	120	150	180

Tabla 6-1. Condiciones propuestas para el tratamiento térmico de recocido.



Figura 6-5. Acondicionamiento de muestras para el tratamiento térmico.

6.5 Caracterización de la microestructura

Se realizaron cortes para caracterizar la microestructura del acero IF en: 1) condición de colada, 2) laminación en caliente y enrollado, 3) laminación en frío y 4) con tratamiento térmico de recocido.

Para todas las condiciones el procedimiento utilizado consistió en desbastar con lijas de carburo de silicio con tamaños de grano 100, 220, 400, 600 y 1200; posteriormente las muestras fueron pulidas manualmente utilizando una suspensión de alúmina ($1\mu\text{m}$) y un paño fino hasta llegar a una superficie con acabado espejo. Las muestras se limpiaron utilizando etanol y un equipo de ultrasonido por 30 minutos e inmediatamente fueron atacadas con una disolución de nital al 2%.

Así, se utilizó un microscopio electrónico de barrido JEOL-6000 Plus (Figura 6-6) operando a 15 kV para realizar el microanálisis por espectroscopia de rayos X de energía dispersiva (EDS) de los precipitados presentes en las muestras de las diferentes condiciones a través de análisis puntuales. También se tomaron fotografías de la microestructura a diferentes aumentos para las condiciones de procesamiento mencionadas.



Figura 6-6. Microscopio de barrido electrónico utilizado para analizar la microestructura y EDS.

6.6 Ensayo de tensión

Los ensayos mecánicos realizados fueron de tensión y se evaluaron probetas en condición de laminación en frío y con tratamiento térmico de recocido. Para esto, se cortaron muestras en la dirección de laminación (0°), a 45° y 90° con respecto a la dirección de laminación considerando las especificaciones de la norma ASTM E8-04 [25].

Las pruebas de tensión se elaboraron en una máquina de ensayos universales (Instron-5500R) la cual se presenta en la Figura 6-7 utilizando una velocidad de desplazamiento de 0.5 mm/min.

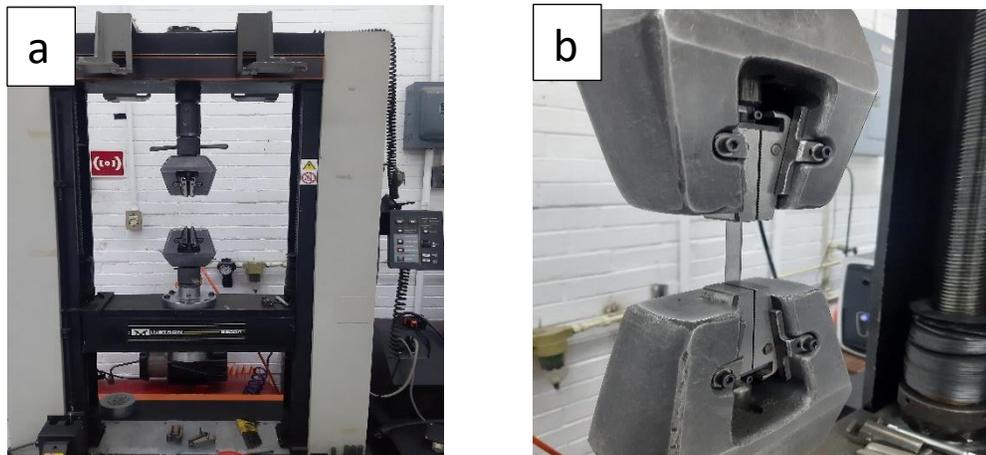


Figura 6-7. a) Máquina Instron 5500R, b) probeta rectangular plana colocada en las mordazas para el ensayo.

Previo al inicio de los ensayos de tensión de cada muestra se midió su ancho, espesor y longitud inicial, estos valores fueron posteriormente utilizados para poder construir las curvas de esfuerzo- deformación.

7. Resultados y discusión

7.1 Composición química

La realización de un análisis químico por medio de espectrometría de emisión óptica se efectuó para conocer la composición química de las muestras utilizadas en la experimentación de este trabajo. En la Tabla 7-1 se presenta la composición química resultante. Es importante destacar que los valores para el porcentaje en peso de carbono y nitrógeno se encuentran dentro de lo especificado para la aplicación en cuestión [26]. Debido al proceso de fabricación del acero como lo reportan Mendoza et al. [19] es que elementos de aleación como el Mn, Si y Al se presentan en concentraciones representativas. En específico, el Al se adiciona en el proceso de refinación del acero para desoxidar, y el Mn, Si y Ti se adicionan en forma de ferroaleación. En cuanto a los microaleantes, es común que se adicionen Ti y Nb pero para este acero solo la concentración de titanio es representativa. Con base en la composición química, el material de estudio se clasifica como un acero libre de elementos intersticiales estabilizado con titanio.

C	Mn	Si	S	P	Al	Nb
0.0023	0.1050	0.0015	0.0089	0.0057	0.0312	0.001
Cu	Ni	N₂	Ti	B	Fe	
0.015	0.008	0.0016	0.061	0.003	Balance	

Tabla 7-1. Composición química en porcentaje en peso para el acero de estudio.

En primer lugar el carbono y nitrógeno deterioran la formabilidad del acero, esto se encuentra relacionado con que dichos elementos intersticiales disminuyen la textura {111} la cual se ha asociado con mejores valores de estampabilidad según ha sido reportado [12]. Por ello es de suma importancia que se encuentren en una concentración del orden de partes por millón.

Por otro lado, al contener Si y Mn el acero permite aumentar su resistencia debido al mecanismo de endurecimiento por solución sólida, ya que tales elementos funcionan como elementos sustitucionales, en este sentido, el esfuerzo de cedencia y la resistencia a la tensión aumentan linealmente con relación a la concentración de Mn, Si y P ya que existe una distorsión en la estructura cristalina. Por ello, algunos aceros libres de elementos intersticiales optan por aumentar la concentración de P y Mn para tener mayor resistencia a consecuencia de disminuir la elongación.

En cuanto a la precipitación, se desarrolló una expresión que determina cual es la concentración adecuada para estabilizar un acero con bajos contenidos de carbono y nitrógeno. En este sentido, se utilizan los valores obtenidos en el análisis químico para sustituirlos en la ecuación 7.1 [27].

$$Ti_{estab} = 4C + 3.2 + 1.5 S \quad (7.1)$$

Así, resulta que se requiere al menos 0.027 % de titanio para estabilizar dicho acero. En este sentido, la cantidad de titanio agregada permite remover tanto al carbono como al nitrógeno como primer objetivo. Con base en la ecuación reportada, se sugiere también la formación de precipitados con azufre, tras la formación de precipitados con C, N y S el excedente de titanio se encuentra como elemento sustitucional en la estructura cristalina.

Se ha reportado [28-30] que si se tiene un acero estabilizado con titanio la cinética de recristalización a una temperatura dada se lleva a cabo en menor tiempo de permanencia si se compara contra un acero estabilizado con niobio o estabilizado con titanio y niobio. Bajo estas circunstancias el acero estabilizado con titanio tiene la ventaja de obtener una estructura completamente recristalizada en menor tiempo en lo que respecta al grupo de los aceros IF. En este sentido, el diseño de composición química del acero en cuestión tiene repercusión a nivel de estructura cristalina y formación de precipitados los cuales cumplen con un papel muy importante durante el procesamiento completo para obtener lámina automotriz.

Para fines prácticos mantener niveles tan bajos de carbono y nitrógeno permiten estabilizar a estos aceros con una cantidad baja microaleante, lo cual hace económicamente viable [22].

En específico la concentración de carbono indica que la microestructura debe ser completamente ferrítica lo cual se concluye con base en el diagrama de fases Fe-Fe₃C. La Figura 7-1 muestra un corte del diagrama Fe-Fe₃C en donde puede apreciarse que la fase que se forma tras el proceso de colada es la ferrita. La ferrita es una fase que solubiliza muy baja cantidad de carbono como puede observarse en el diagrama.

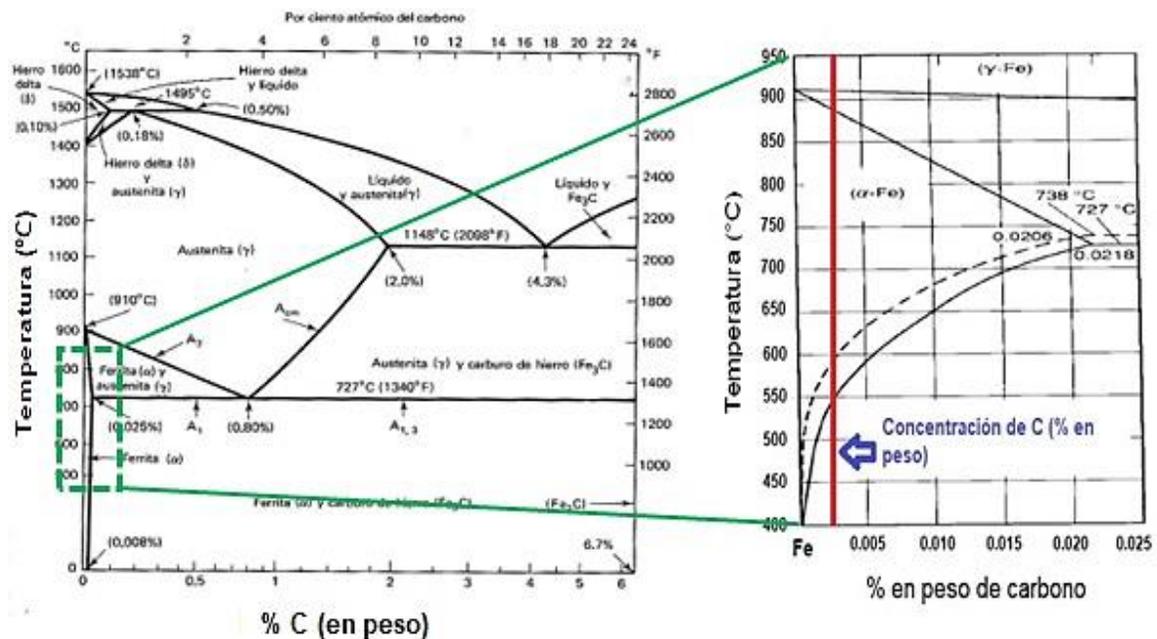


Figura 7-1. Diagrama Fe₃C en donde se indica la cantidad de carbono del acero IF en estudio [15].

Desde el análisis de la estructura cristalina, el volumen de los sitios intersticiales en la austenita (cúbica centrada en las caras) son mayores que los de la ferrita (cúbica centrada en el cuerpo). Los sitios intersticiales en donde se ubican carbono y nitrógeno en la ferrita son del tipo tetraédrico y octaédrico como se muestra en la Figura 7-2. Ambos sitios tienen distintos volúmenes y número de coordinación.

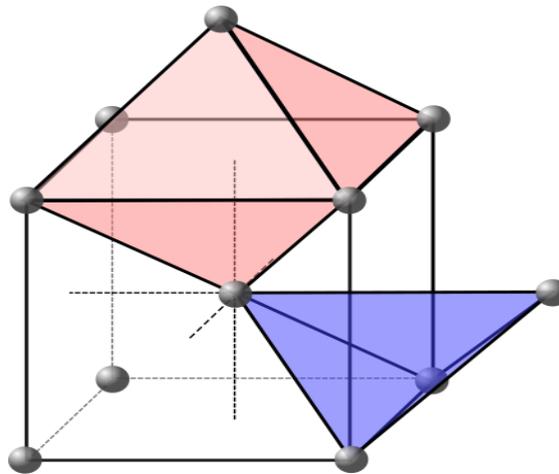


Figura 7-2. Sitios intersticiales de la estructura cúbica centrada en el cuerpo. El sitio en color rojo es octaédrico y el azul es tetraédrico [31].

7.2 Microestructura en condición de colada

Las muestras obtenidas del planchón de colada continua se prepararon metalográficamente y la micrografía obtenida se muestra en la Figura 7-3. Como ya se había previsto, la microestructura se compone prácticamente de ferrita. Esta se caracteriza por tener en su mayoría granos columnares y otros con morfología equiaxiada.

La morfología se encuentra estrechamente relacionada con la extracción de calor durante de solidificación, es decir, los granos columnares se forman por una extracción de calor más rápida y por ello hay una formación de grano con orientación preferencial mientras que los granos equiaxiados solidifican con una rapidez menor y la formación del grano no tiene una dirección preferencial.

Esta condición microestructural se debe a cómo se da el proceso de solidificación en la colada continua del acero. La microestructura se vincula con lo obtenido típicamente en la solidificación en molde metálico donde primeramente se forman los granos de tipo chill, hacia el interior del planchón aparecen los granos columnares (GC) y subsecuentemente, en la parte central, los granos equiaxiados (GE) [32].

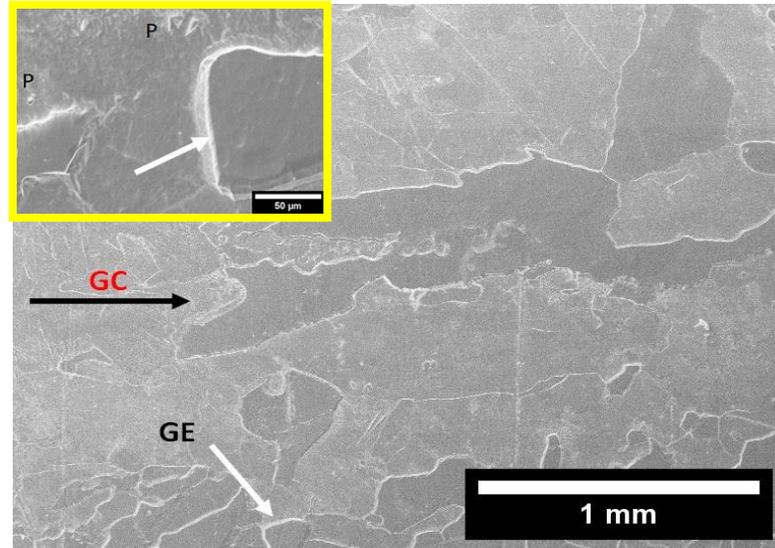


Figura 7-3. Microestructura obtenida del planchón de acero IF (condición de colada).

Por otro lado, se observan los precipitados (P) tanto en la matriz como en el límite de grano, los cuales son señalados en la sección con aumento de la Figura 7-3.

Durante la inspección de la microestructura en condición de colada se observó una morfología repetitiva en los precipitados. En este sentido, la morfología observada corresponde al nitruro de titanio, ya que se caracteriza por tener una forma romboédrica como se muestra en la Figura 7-4.

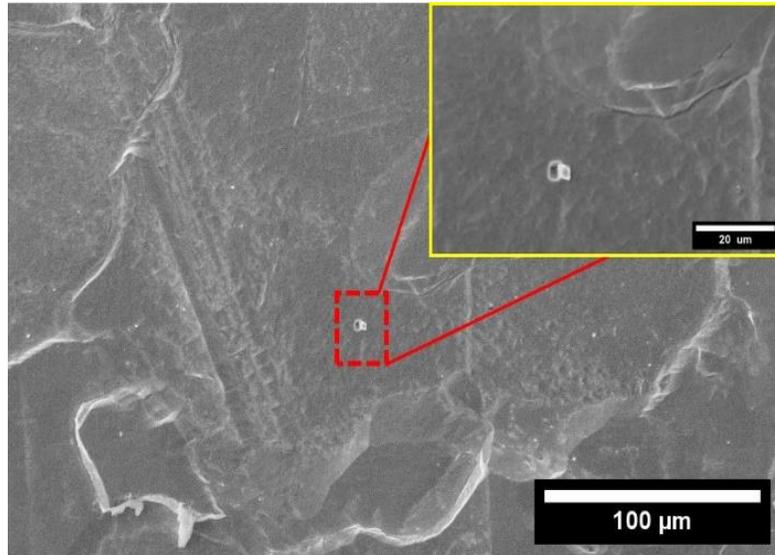


Figura 7-4. Precipitados con forma romboédrica en la matriz.

En este sentido, se realizó una búsqueda de los precipitados a altos aumentos con la intención de identificar la composición química de los precipitados encontrados en la matriz y límite de grano. Se encontró reiteradamente la presencia de TiN, uno de los análisis puntuales con EDS realizados se presenta en la Figura 7-5.

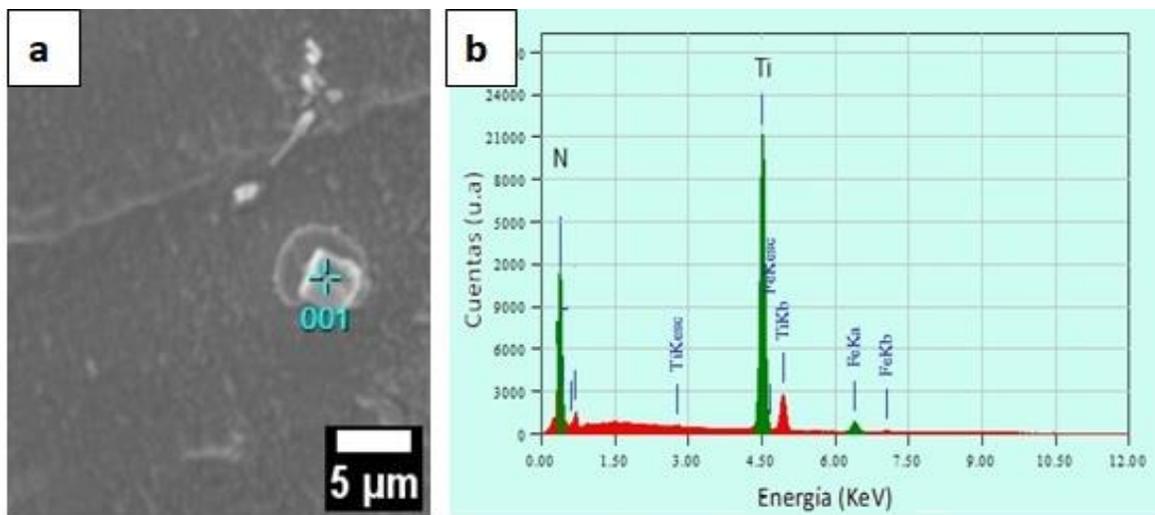


Figura 7-5. Análisis puntual EDS. A) Precipitado con morfología romboédrica y b) Espectro EDS obtenido.

Con base en el espectro obtenido, la composición química de tal precipitado es de titanio y nitrógeno, sin embargo, por las interacciones de los electrones con la muestra también se detecta la presencia de picos de Fe que corresponden a la matriz.

En este sentido, la morfología de tal precipitado es característica y se verificó a través de la detección de elementos con EDS. La cantidad de precipitados que fueron evaluados con EDS siempre resultó en la composición química de TiN lo cual implica que dicho precipitado se forma durante la fabricación de los planchones y predomina en esta etapa.

Así, la ecuación 7.2 da información sobre la formación de tal precipitado desde el punto de vista del producto de solubilidad. Al sustituir la composición de Ti y N para el acero estudiado se determinó que la formación de dicho precipitado se da alrededor de 1800 °C, por lo tanto, el TiN se forma cuando el acero aún se encuentra en estado líquido [33].

$$\log(\% \text{ peso Ti}) (\% \text{ peso N}) = -\frac{15,200}{T} + 3.9 \quad (7.2)$$

La fácil formación de nitruros de titanio ayuda a retirar el nitrógeno remanente en solución sólida. Esta forma de retirar al N a la temperatura mencionada es muy favorable ya que como lo menciona Sinha [34] el nitrógeno es más soluble en la ferrita, lo cual implicaría una complicación en el retiro de este elemento en solución sólida.

7.3 Procesamiento termomecánico.

La microestructura obtenida en condición de colada se modifica con el austenizado de los planchones, así se obtiene una estructura austenítica a 1100°C. El intervalo de temperatura usual para el recalentamiento de planchones se encuentra entre 1250 y 1000 °C para diversos aceros IF pero los mejores valores de parámetro de Lankford (\bar{r}) se relacionan con bajas temperaturas de recalentamiento [18]. A pesar de que a menor temperatura la estampabilidad mejora, se opta por utilizar una temperatura de 1100°C ya que a mayor temperatura el proceso de deformación puede llevarse a cabo con menores esfuerzos debido a la característica ductilidad de la austenita al tener una estructura más compacta.

De nuevo, debido a la deformación aplicada en la laminación en caliente la microestructura será modificada en gran medida por el fenómeno de recristalización dinámica. Así, la generación de granos recristalizados favorece una mejor deformación de la placa además de permitir la obtención un tamaño de grano menor debido a que durante la deformación se forman subgranos dentro de los granos elongados.

Los efectos de la recristalización dinámica en aceros IF se han estudiado previamente mostrando que dicha recristalización sucede tanto en austenita como en ferrita. Esto se toma en cuenta porque la laminación en caliente culmina en la zona bifásica, en donde se ha observado que conforme la temperatura final de laminación influye en el tamaño de grano de manera directamente proporcional y favorece la formabilidad [35].

En la ruta de procesamiento propuesta en este trabajo la temperatura final de laminación está sujeta a obtener una placa de un espesor determinado

Con respecto a la microestructura (Figura 7-6), se observan zonas en donde los granos tienen una orientación en el sentido de la laminación y granos con morfología

equiaxiada. En la sección con aumento se identifican granos que no presentan marcas de la deformación, esto se debe a que en el proceso de laminación en caliente se da la recristalización dinámica y en la simulación de enrollado dichos granos tienen a crecer por efecto de la temperatura y el tiempo, ya que la placa obtenida se enfría desde la temperatura final de laminación y permanece en el horno hasta llegar a 650°C. Además se visualiza una zona en donde se presentan carburos (C).

Los granos recristalizados se forman en el límite de grano deformado, Esto genera una disminución en el tamaño de grano con respecto a la condición de colada y predominantemente cambia la morfología.

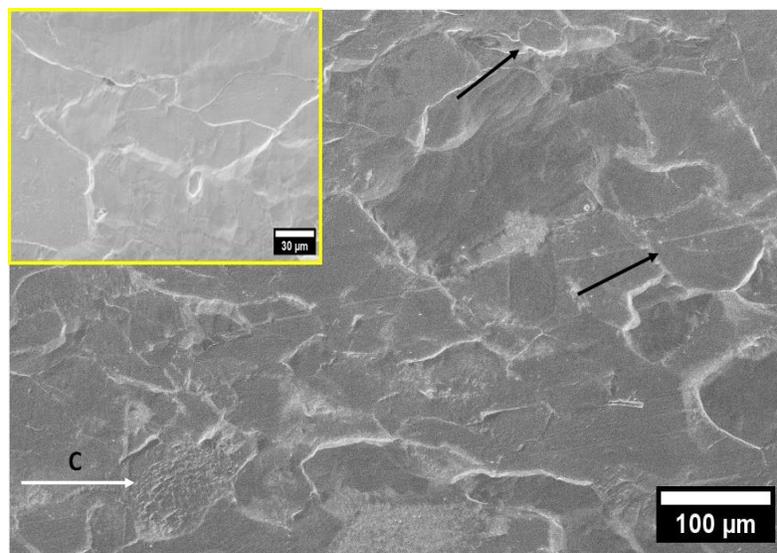


Figura 7-6. Microestructura obtenida tras la laminación en caliente y enrollado.

Evidentemente el procesamiento termomecánico (laminación en caliente y enrollado) permite ir disminuyendo el espesor del material, sin embargo, las repercusiones en la microestructura tras la culminación de dichos procesos tienen influencia en las etapas subsecuentes.

En la etapa de enrollado se deben considerar las implicaciones a nivel microestructural pero sobre todo lo relacionado con los precipitados formados. Se muestra en la Figura 7-7 que hay precipitados tanto en la matriz como en el límite de grano. En específico, se muestra Figura 7-7 a) un precipitado con una tendencia a aumentar su tamaño por coalescencia

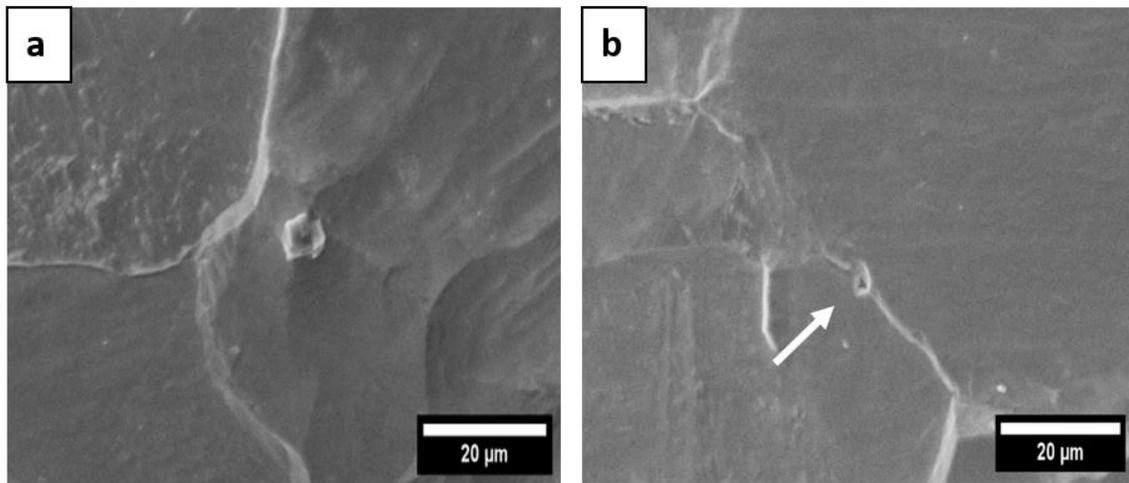


Figura 7-7. Nitruro de titanio. A) en matriz, b) en límite de grano.

En la muestra obtenida después de la laminación en caliente y el enrollado, se encontró una gran cantidad de precipitados de TiN. En las micrografías de estos precipitados observa una coloración distinta dependiendo de la zona esto se relaciona con la interacción con los electrones emitidos en el microscopio de barrido electrónico y la muestra, por ello se opta por utilizar EDS para cuantificar las características de los precipitados. Así, la Figura 7-8 muestra experimentalmente una respuesta a lo mencionado.

En cuanto al análisis puntual, se observa que hay una mayor cantidad de nitrógeno en el centro del precipitado mientras que en las secciones más externas la cantidad de nitrógeno disminuye. En este sentido, la cantidad de nitrógeno estabilizado va disminuyendo desde un máximo en donde se da la nucleación del precipitado hasta el crecimiento del precipitado de tal manera que la remoción de N se lleva a cabo gradualmente del centro hacia el exterior de la partícula.

Mendoza [36] menciona que otro mecanismo para la formación de precipitados de morfología romboédrica puede venir de la nucleación respecto a un núcleo de AlN, sin embargo, en los análisis EDS realizados en este trabajo no se detecta Al por lo que se considera que el mecanismo de nucleación es directamente por la reacción entre Ti y N.

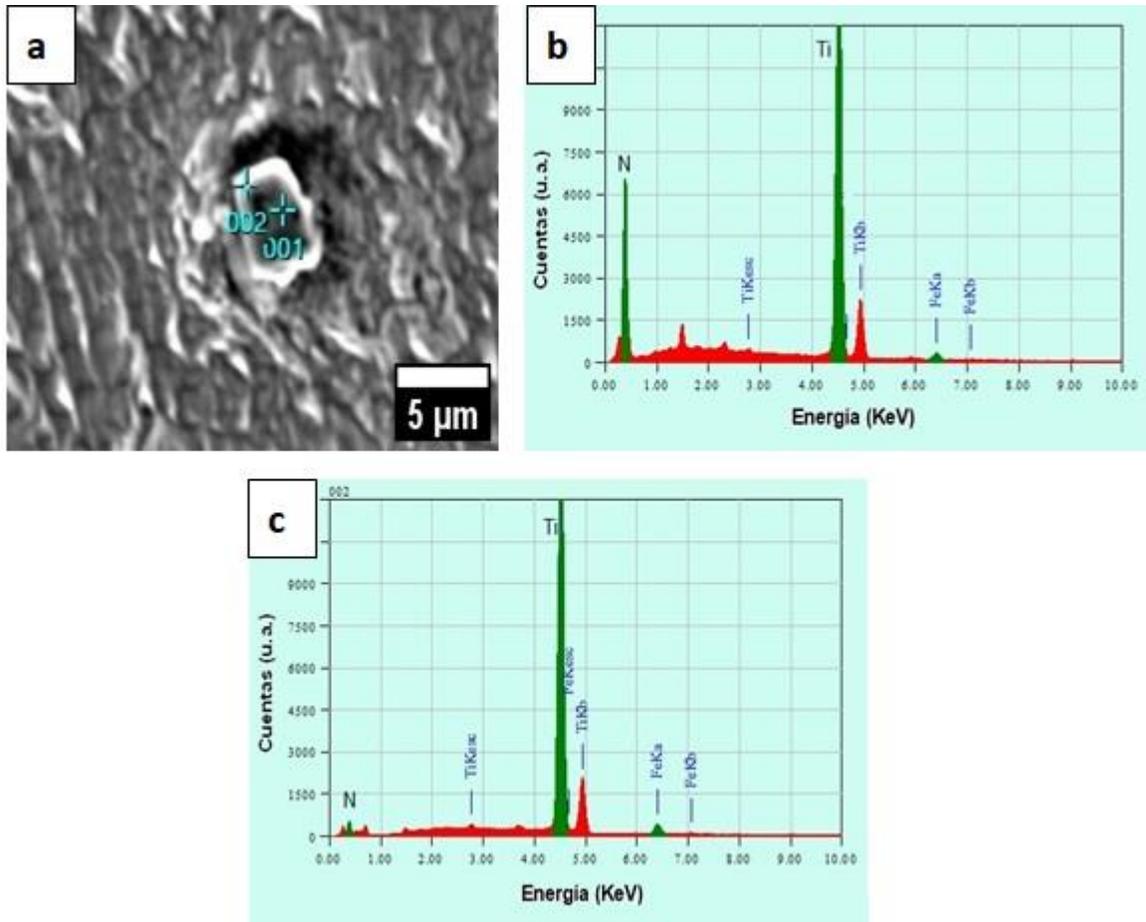


Figura 7-8. Análisis puntual en precipitado. A) Nitruro de titanio en matriz, b) análisis puntual en el centro del precipitado y c) análisis en el borde del precipitado.

La Figura 7-9 a) muestra una morfología en forma de barra, en este caso, el análisis puntual muestra la presencia de Ti, S y Fe, como ya se ha mencionado, la presencia de Fe corresponde a la interacción del haz de electrones con la matriz. La morfología mencionada es característica del TiS. El titanio puede actuar como

estabilizador en primer lugar con el nitrógeno, sin embargo, a las temperaturas del procesamiento termomecánico se tienen las condiciones necesarias para la formación de otros compuestos. El TiS encontrado se presenta predominantemente en la matriz.

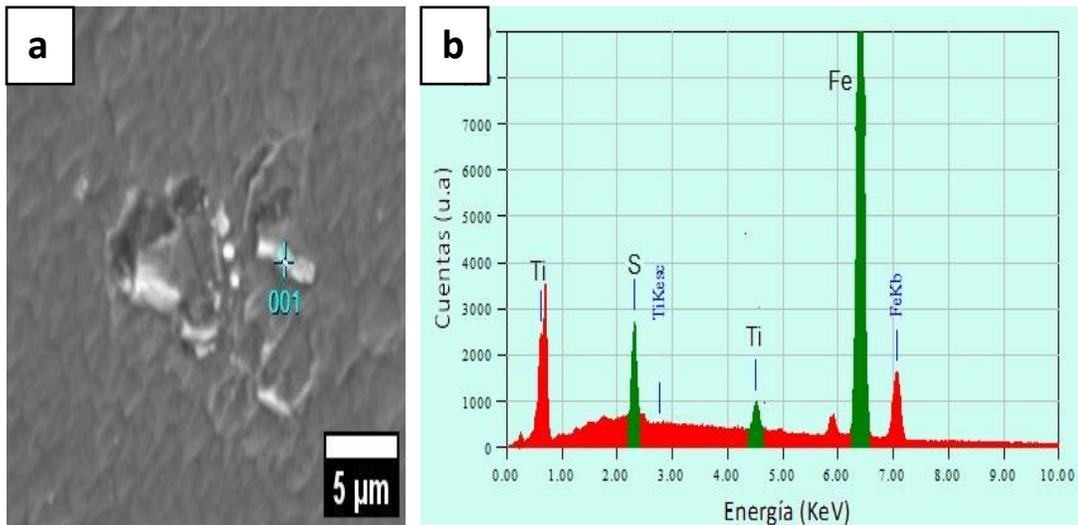


Figura 7-9. Análisis de precipitado. A) TiS en la matriz b) espectro de EDS.

Se buscó en diferentes zonas de la microestructura en dicha condición y ahora en la Figura 7-10 se evalúa la composición de un precipitado con forma hexagonal. El espectro de EDS muestra la existencia de Ti, C y S por lo que corresponde con la formación del carbosulfuro de titanio, $Ti_4C_2S_2$. Hasta este punto, se han encontrado precipitados de titanio que se forman con C, N y S. Por ello la ecuación 7.1, considera a estos tres elementos para cuantificar la cantidad necesaria de Ti como estabilizador.

La afinidad que existe entre el nitrógeno y carbono con el titanio es lo que permite que el fenómeno de precipitación sea muy importante en el procesamiento de los aceros IF. En este sentido, se observa la presencia de TiN en la condición de colada, mientras que en la condición con el tratamiento termomecánico se observan los nitruros, sulfuros y carbosulfuros de titanio.

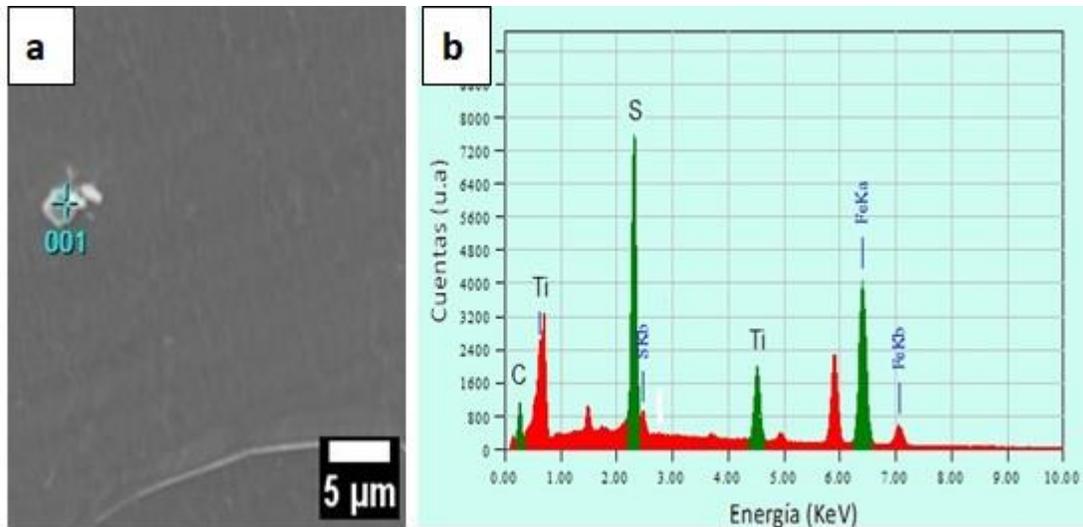


Figura 7-10. Análisis de precipitado. A) $Ti_4C_2S_2$ en la matriz. B) espectro EDS.

El mayor interés por los precipitados de titanio es retirar a los elementos intersticiales de la solución sólida, sin embargo, debido a la temperatura de procesamiento también se forman otros precipitados como el MnS. Las principales repercusiones del procesamiento termomecánico se deben a que existe la temperatura para que pueda iniciarse la formación de tales precipitados y el tiempo suficiente para que desde la temperatura de calentamiento hasta la temperatura de enrollado se formen los precipitados, es decir, que existan las condiciones para favorecer la cinética de precipitación.

Los precipitados funcionan como un mecanismo de endurecimiento lo cual influye principalmente en el valor de esfuerzo de cedencia. El precipitado como partícula de segunda fase genera una distorsión en la microestructura y esto puede visualizarse en la Figura 7-8 a). Son un defecto volumétrico y juegan un papel tanto en los procesos de deformación como en el proceso de recocido, esto, porque los precipitados tienen una estrecha relación con el movimiento del límite de grano. En conjunto, estos compuestos contribuyen de forma importante a la relación entre microestructura y propiedades mecánicas.

7.4 Laminación en frío

El porcentaje de reducción total para obtener láminas de 0.5 mm fue de 88%. Se observó que el material se comporta de muy buena manera ya que no se presentaron grietas durante la laminación en frío además que el acabado superficial fue excelente como se muestra en la Figura 6-4. Esta evaluación es importante, ya que una de las características necesarias es un excelente acabado superficial de la lámina tras el porcentaje de reducción en cuestión, lo cual distingue de buena manera a este acero. Otra de las ventajas es que se obtiene una gran cantidad de material de una manera eficiente, lo cual implica que tanto la composición química como la microestructura previa favorecen a la deformación plástica del material.

En la figura 7-11 a) se muestra que la microestructura está formada por granos elongados en la dirección de la laminación. En la parte superior derecha de la figura se marcan con flechas los precipitados de titanio que son identificados por su morfología, además de que en el óvalo se identifica la segregación de carburo de hierro, estos también dificultan el desplazamiento del límite de grano durante la deformación.

Por la deformación plástica se genera la formación, movimiento y acumulación de dislocaciones y existe una interacción con defectos como el límite de grano y los precipitados. Estas interacciones se generalizan por medio del endurecimiento por deformación.

Debido a que el entendimiento de la deformación plástica de los materiales metálicos está íntimamente ligado con el comportamiento de las dislocaciones, en diversos trabajos se han reportado micrografías obtenidas por microscopía electrónica de transmisión en donde se identifica una alta densidad de dislocaciones en aceros IF laminados por encima de un 80% de reducción [37].

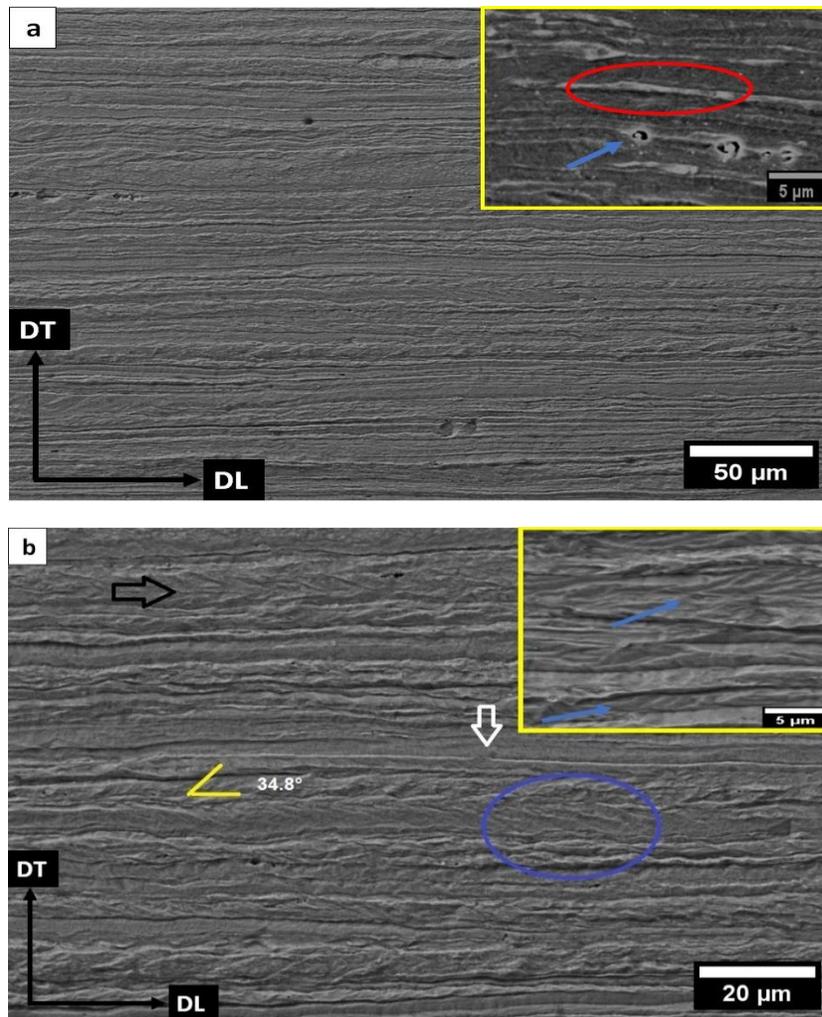


Figura 7-11. Microestructura en condición de laminación en frío. a) identificación de precipitados y b) bandas de corte y morfología de fibras.

El movimiento y acumulación de dislocaciones promovido por la deformación en el conformado implica que el esfuerzo requerido para deformar es necesariamente mayor de forma progresiva. Además, los precipitados son una barrera para el movimiento de límite de grano y dislocaciones por un efecto de anclaje. Por esto, se espera que la resistencia mecánica en esta condición sea de alta.

Otra característica importante de la microestructura en esta condición es la existencia de bandas de corte (Figura 7-11 b) las cuales tienen una forma de placa

y en materiales metálicos altamente deformados se generan aproximadamente a 35° con respecto a la dirección de laminación, su formación se da debido a una reducida homogeneidad en la deformación del material, lo cual propicia una deformación localizada que no corresponde con los granos que se alinean conforme a la dirección de laminación.

Otra repercusión de la deformación en la microestructura está relacionada con la orientación de los granos. Esta situación se encuentra fuertemente relacionada con la consolidación de una gran cantidad de bandas de corte y también con la textura cristalográfica. Por la alta energía de falla de apilamiento asociada a la ferrita (α -Fe) se considera que la deformación plástica se da predominantemente por deslizamiento.

Por efectos de la deformación operan sistemas de deslizamiento preferenciales, en detalle, con base en una dirección y los planos de mayor empaquetamiento respecto a la dirección dada [38].

Al ser deformados los granos del policristal cambian su orientación respecto a la dirección del esfuerzo aplicado e involucran rotaciones que están directamente relacionadas con la cristalografía de la deformación, esta orientación preferencial se denomina textura. Para más detalle, se estudia la textura cristalográfica utilizando distribuciones de orientaciones expresadas en función de componentes típicas también llamadas fibras. Estas asocian una intensidad a un grupo de orientaciones relacionadas por rotaciones respecto a una dirección cristalográfica particular. En el caso de los aceros IF predominan la fibra alfa y fibra gamma identificadas como $\langle 110 \rangle || RD$ y $\langle 111 \rangle || ND$ donde RD es la dirección de laminación (0°) y ND la dirección normal (90°), esto puede visualizarse en la Figura 7-12.

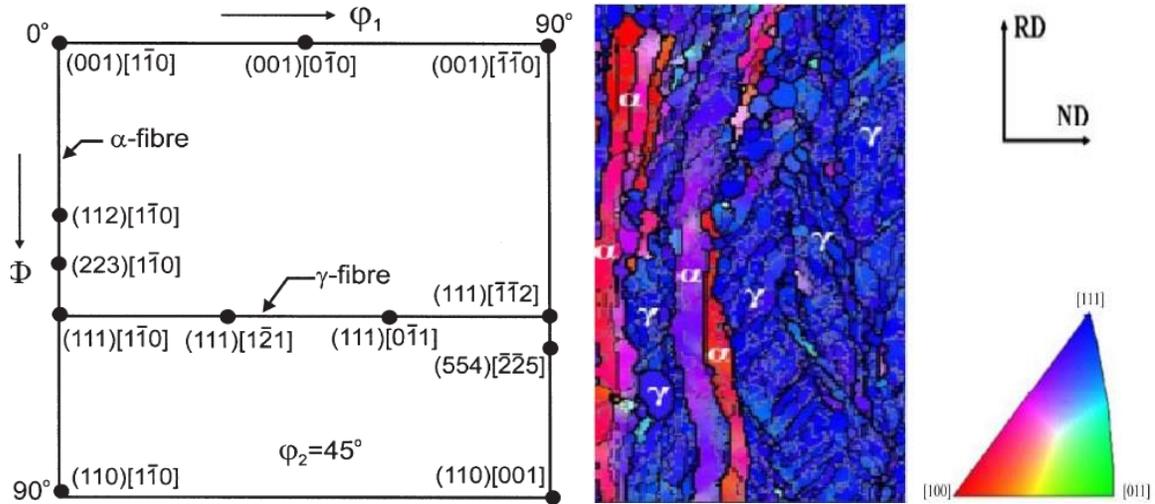


Figura 7-12. Textura correspondiente a las fibras alfa y gamma en aceros IF. [39,40].

Se ha reportado [12] que se requiere de al menos un 80% de deformación total para poder cumplir con las propiedades deseadas, el intervalo ideal de deformación total se encuentra entre 80% y 90% para aceros estabilizados con titanio porque el valor promedio del parámetro de Lankford (\bar{r}) se encuentra alrededor de 2, pero realmente en dicho intervalo el valor de \bar{r} no varía considerablemente. Esto se correlaciona con las observaciones realizadas a 80 % de reducción en donde se llega a las mayores porciones de bandas de corte.

Lo mismo sucede con la textura cristalográfica, la distribución de los componentes de la fibra gamma se da muy homogéneamente durante la deformación, mientras por encima del 80% el componente predominante es $\{111\}\langle 110\rangle$ [41]. En este sentido, los valores altos de \bar{r} están vinculados con una mayor porción de fibra gamma respecto a la fibra alfa, esto se representa como la razón entre los planos $\{111\}/\{100\}$, en este sentido el parámetro de Lankford aumenta con una textura $\{111\}$ predominante [42].

Regle y colaboradores [43] identificaron dos tipos de microestructura a las cuales llamaron elongada y fragmentada, la primera está asociada con la fibra alfa y la segunda con la fibra gamma. Esta denominación también es utilizada por [44].

Con base en lo anterior, en la Figura 7-12 b) se identifica que los granos elongados señalados con la fecha blanca que corresponden a fibra alfa y los de la flecha negra a fibra gamma. Se observa que la morfología fragmentada es mayor, por lo que se considera que la fibra gamma predomina en esta condición, lo cual es favorable. En este sentido, al existir estas dos condiciones la respuesta mecánica del material es distinta en diferentes zonas debido a que la deformación está siendo interdependiente con la estructura cristalina [41].

Los resultados publicados en [45] son sumamente interesantes ya que se evalúa la microestructura de laminación en frío correspondiente para un acero de bajo carbono en donde se promueve la formación de fibras Goss y Cube mientras que en el IF se forman la gamma y alfa para los mismos valores de reducción total. Por ello esto relaciona la cantidad de carbono en solución sólida y las diferentes texturas obtenidas en la laminación.

Regresando a las características de la microestructura deformada, se mide el tamaño de las bandas de deformación presentes, las cuales tienen un valor promedio de 17.7 μm . Es importante cuantificar el ancho de las bandas ya que se busca que la microestructura completamente recristalizada tenga un tamaño de grano aproximadamente igual al de la banda de la condición de laminación en frío.

Así, el laminado en frío permite obtener el espesor deseado para la construcción componentes para aplicaciones automotrices y también genera las condiciones de energía para realizar un tratamiento térmico de recocido con la intención de obtener una microestructura de granos libres de deformación. Una gran cantidad de energía almacenada resultante de la deformación favorece los sitios para la nucleación de los granos recristalizados [46]. Así, la relación cantidad de deformación, energía almacenada y densidad de dislocaciones tienen una relación directamente proporcional, además de que la consideración de la cantidad de carbono en solución sólida y los precipitados tienen una fuerte relación con la textura cristalográfica desarrollada.

7.5. Tratamiento térmico de recocido

Desde el inicio se ha planteado que se busca un material con alto porcentaje de elongación, esto no puede lograrse en la condición de laminado en frío ya que la cantidad de defectos del material permiten la obtención de altos valores de esfuerzo de cedencia y resistencia a la tensión debido a los diversos mecanismos de endurecimiento involucrados, sin embargo, esto disminuye la ductilidad del material. La solución para mejorar dicha propiedad es la realización de un tratamiento térmico de recocido.

En este sentido, es de gran importancia conocer la cinética de recristalización del material para poder definir en función del tiempo y la temperatura cuales son los valores adecuados del tratamiento térmico para lograr las propiedades mecánicas objetivo. En este sentido, la tabla 6-1 presenta las diversas condiciones experimentales propuestas.

Así, la formación de granos libres de deformación implicará un aumento en el porcentaje de elongación, sin embargo, el tamaño de los nuevos granos también debe controlarse para evitar que se utilice un material que haya sufrido un crecimiento de grano anormal debido al recocido.

7.5.1 Recocido a 650°C

Con base en lo mencionado, se analiza la microestructura para la primera temperatura propuesta: 650°C. Cabe destacar que el primer tiempo considerado es muy pequeño ya que la muestra se ingresa al horno y se retira inmediatamente.

Las micrografías de las diferentes condiciones de tratamiento indican cual es la dirección de laminación (DL) y la ubicación de precipitados (P).

En la Figura 7-13 a) se observan muy definidas las bandas de deformación, por lo que el tiempo en cuestión prácticamente no modifica la microestructura de la laminación en frío. En cuanto la Figura 7-13 b) aunque el tiempo de recocido ya aumentó la microestructura en bandas sigue presente, sin embargo, a mayores aumentos puede observarse que en la zona de mayor deformación localizada. donde hay presencia de bandas de corte, los granos aun presentan una morfología elongada, sin embargo, el ancho de los mismos empieza aumentar.

También empieza a notarse una ligera formación de granos nuevos muy pequeños, por lo que se considera que el fenómeno de recuperación cada vez es más importante ya que estas zonas no se encuentran tan deformadas como las mencionadas anteriormente y ya hay inicio de granos nuevos.

En la Figura 7-13 c) y d) el fenómeno previamente mencionado empieza a ser más evidente y la porción de zonas altamente deformadas disminuye considerablemente. En este sentido, el aumento en el tiempo de permanencia va modificando la microestructura deformada original, sin embargo, la microestructura aun presenta granos elongados en la dirección de laminación.

También se observan los huecos que quedan debido a que los precipitados son desprendidos en la preparación metalográfica, estos son identificados con la letra P.

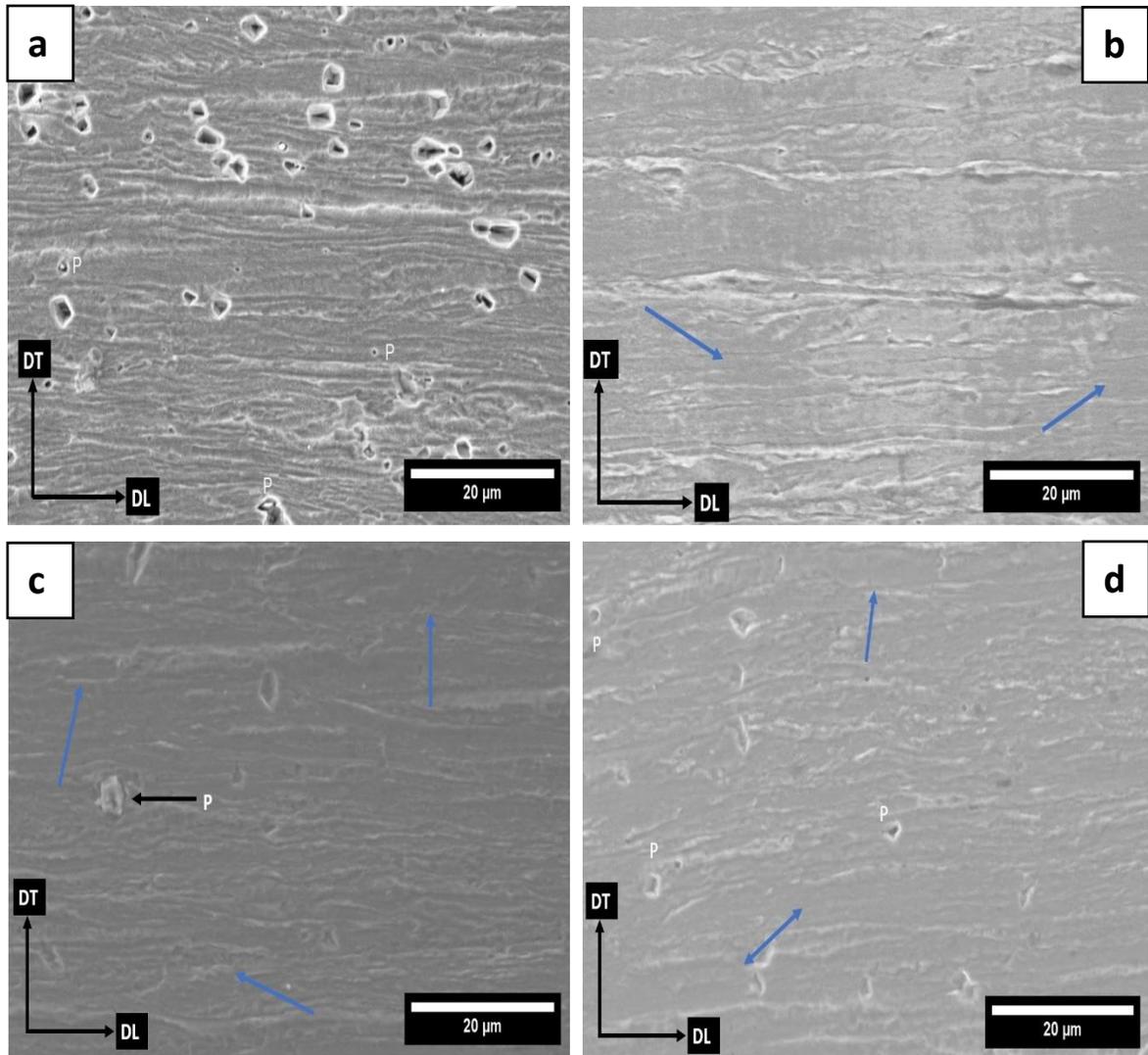


Figura 7-13. Muestras recocidas a 650°C con diferentes tiempos de permanencia: a) 1 s, b) 15 s, c) 30 s y d) 60 s.

En la Figura 7-14 a) los granos elongados aún tienen una orientación en dirección de la laminación en frío, sin embargo, hay una porción visible de granos que inician el proceso de recrystalización y se van formando gradualmente. En la figura 7-14 b) la condición microestructural previamente mencionada se ve más pronunciada y aunque la cantidad de granos recrystalizados van aumentando aún no existe la formación de granos equiaxiados con un tamaño de grano equiparable al de la banda de deformación.

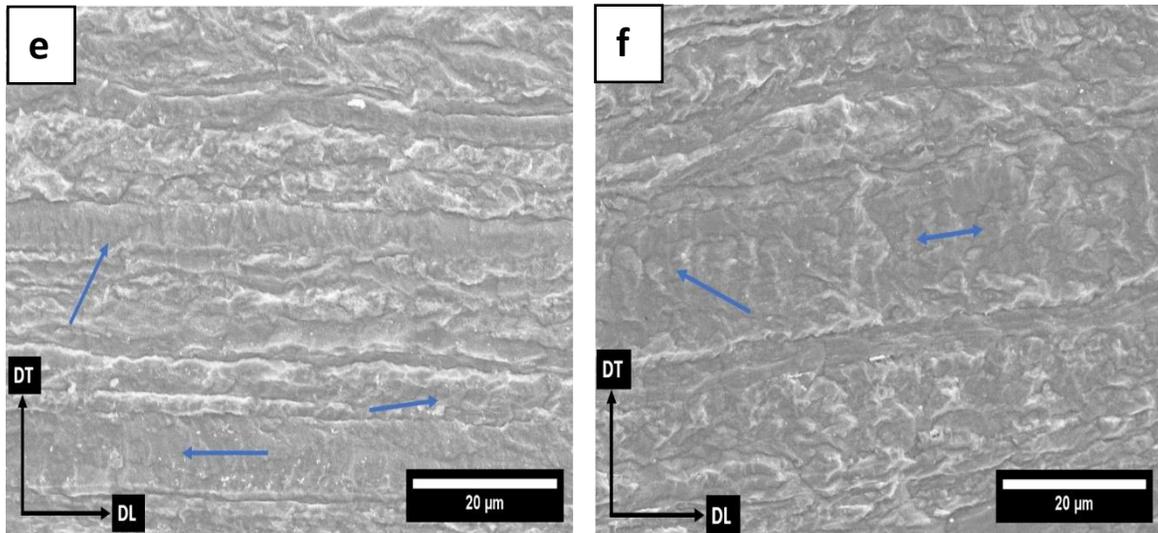


Figura 7-14. Muestras recocidas a 650°C durante: a) 150 s y b) 180 s.

Hasta este punto las microestructuras presentadas para cada condición no cumplen con tener una estructura completamente recristalizada, sin embargo, se muestran consecuencias del recocido en la microestructura las cuales están relacionadas con el aumento en el ancho de los granos elongados, además de que los granos nuevos se forman de mayor manera en los segmentos fragmentados relacionados con la fibra gamma. Entonces para los tiempos de tratamiento propuestos a esta temperatura, el mecanismo predominante es el de recuperación, por lo que el resultado microestructural no es favorable para las aplicaciones buscadas [47].

7.5.2. Recocido a 700°C

Ahora la temperatura de tratamiento es 700°C tomando en cuenta los mismos tiempos de permanencia. Así, en la Figura 7-15 a) se aprecia que prácticamente la estructura en bandas no se ve modificada.

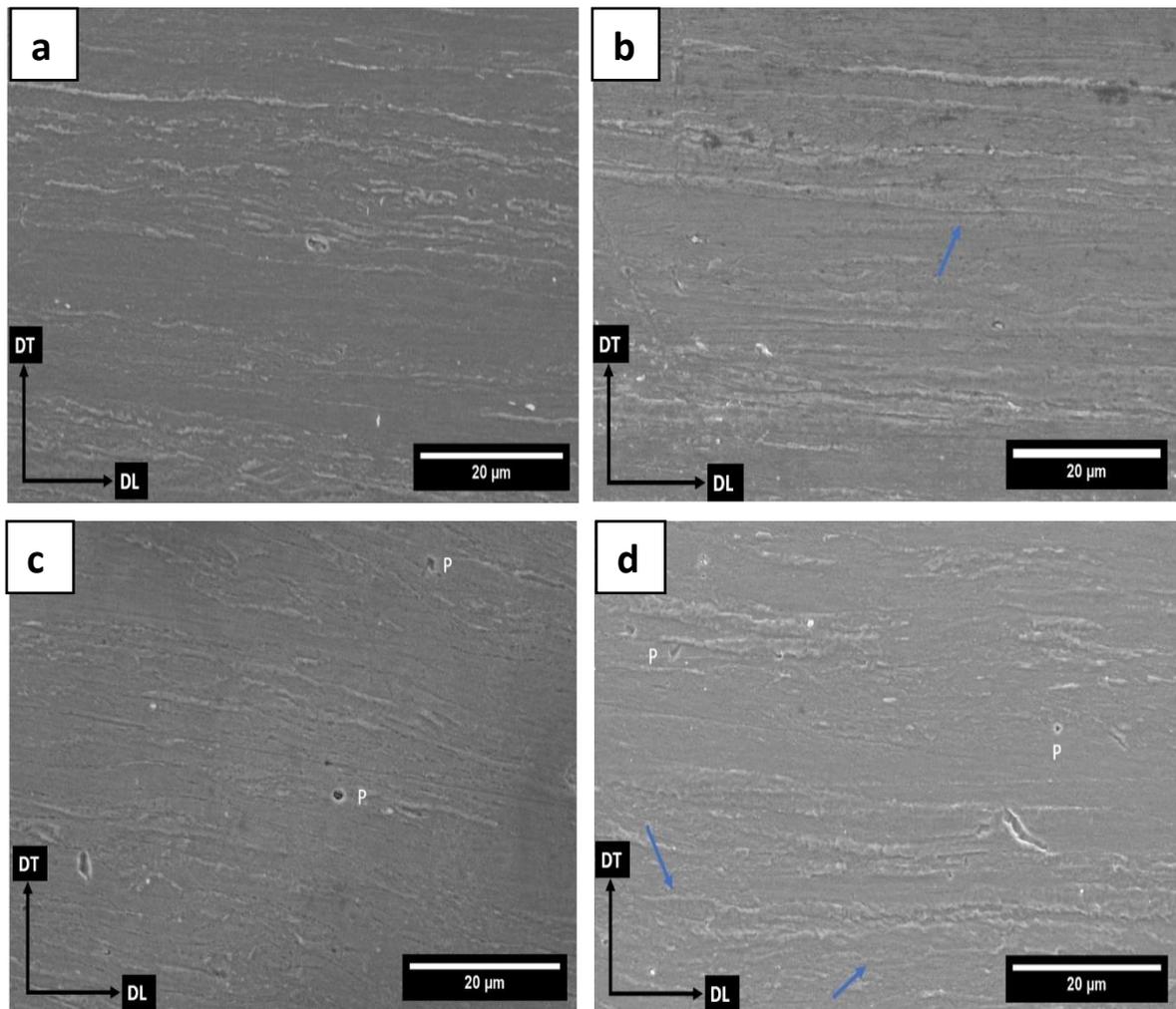


Figura 7-15. Muestras recocidas a 700°C con diferentes tiempos de permanencia: a) 1 s, b) 15 s, c) 30 s y d) 60 s.

En la Figura 7-15 b) la microestructura no presenta granos recristalizados, sin embargo, el efecto de la temperatura empieza a hacerse notar. La flecha indica la formación de pequeños granos libres de deformación.

En cuanto a la Figura 7-15 c) los granos elongados empiezan a aumentar su ancho y se pueden observar algunos granos que empiezan a recristalizar. A los 60 segundos de tratamiento térmico no se nota presencia considerable de

recristalización aunque comparando con la microestructura anterior, las zonas de mayor deformación se van atenuando. En la Figura 7-15 d) se visualiza la formación de granos con un tamaño aproximado de 7 μm , por ello en esta etapa los granos que superaron la etapa de recuperación empiezan a crecer.

A partir de la Figura 7-16 a), es decir, una vez que pasaron 120 segundos, la recristalización es más evidente aunque la fracción de granos recristalizados es baja, por otro lado, se distingue una microestructura menos deformada que las del inicio. En la Figura 7-16 b) se pueden identificar granos recristalizados y la morfología fragmentada se va reduciendo gradualmente. En la Figura 7-16 c) se observa con mayor claridad la presencia de granos recristalizados. En ambas figuras puede observarse que los granos recristalizados empiezan a formarse a partir del límite de grano original y hacia el interior de la banda con morfología fragmentada. Este comportamiento se identifica desde los primeros granos de tamaño pequeño formado hasta en las muestras con mayor recristalización.

Por esta razón, se observa que en su mayoría, los primeros granos recristalizados tienen una preferencia por recristalizar en el límite de grano pero también en sitios preferenciales dentro de la banda de deformación en donde mayoritariamente se encuentra vinculado con las bandas de corte, estos favorecen la nucleación de los granos recristalizados [48].

En comparación con las muestras tratadas a 650°C, a los 700°C hay un inicio en la recristalización a un menor tiempo de permanencia y la estructura en bandas va desapareciendo gradualmente.

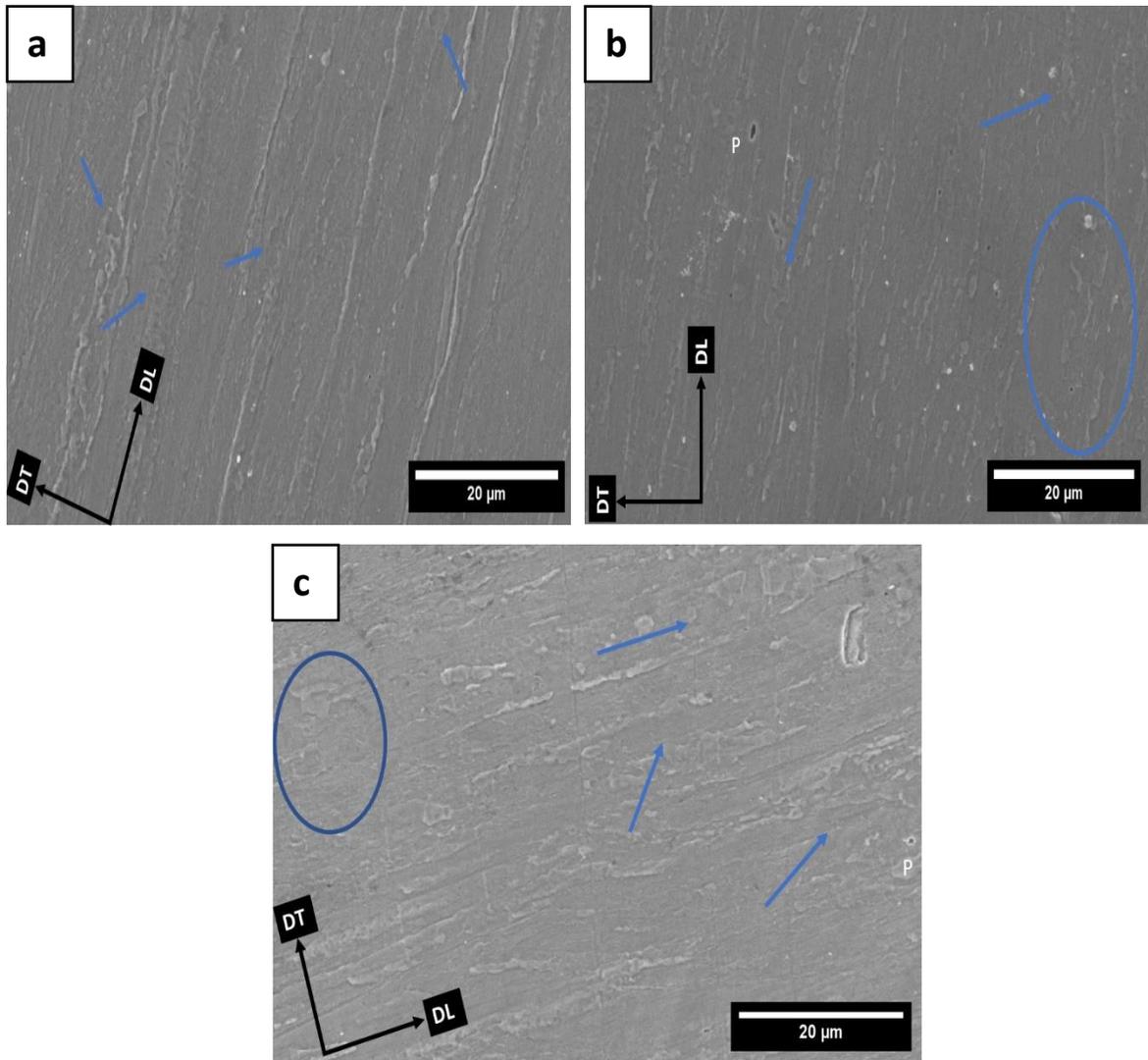


Figura 7-16. Muestras recocidas a 700°C con diferentes tiempos de permanencia: a) 120 s, b) 150 s, c) 180 s.

Bajo estas circunstancias, a pesar de que la temperatura aumentó no es suficiente eliminar por completo la estructura deformada y el efecto de la temperatura sólo propicia que el inicio de la formación de granos recristalizados se de en menor tiempo, pero no logra obtenerse una estructura completamente recristalizada.

Los tiempos de recristalización propuestos están estrechamente relacionados con parámetros que puedan ser favorables para la implementación industrial de la ruta

de procesamiento estudiada a nivel laboratorio, sin embargo, las microestructuras obtenidas a 650 y 700°C a los tiempos propuestos, aunque no cumplen con los requisitos microestructurales permiten entender los periodos en que predomina la recuperación y como es la evolución microestructural hasta la formación de granos recristalizados. Otro punto importante es mostrar que para el material de estudio, la dependencia de la temperatura para superar la energía de activación relacionada con la recristalización, esto muestra a la recristalización como una transformación térmicamente activada ya que la diferencia de temperaturas hasta este punto realmente no tiene un efecto marcado en el cambio de la microestructura [49].

7.5.3. Recocido a 780°C

La figura 7-17 a) presenta una estructura completamente deformada, como se ha identificado en la primera condición de tratamiento para las otras temperaturas, mientras que en la figura 7-17 b), se identifica el inicio de la formación de granos de tamaño pequeño en las zonas superiores de la figura y en la zona señalada con la flecha se observa que hay granos formándose en una misma orientación. En la parte inferior se muestra un grano de menor tamaño que inicia crecimiento orientado con cierto ángulo con respecto a la dirección de laminación. Hasta aquí, el efecto de la temperatura es importante en la cinética de recristalización porque en tan solo 15 segundos se obtuvo una microestructura similar a las de las temperaturas anteriores que tuvieron un tiempo de permanencia de 180 segundos.

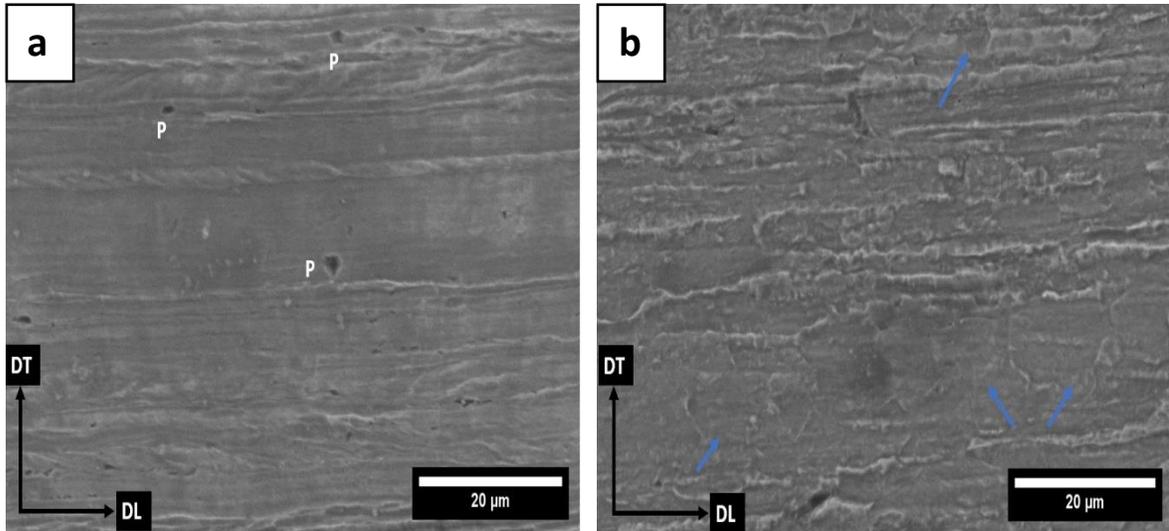


Figura 7-17. Muestras recocidas a 780°C con diferentes tiempos de permanencia: a) 1 s, b) 15 s.

En la figura 7-18 a), la cantidad de granos recristalizados aumenta y es fácil de distinguir las zonas deformadas (ZD) en el sentido de la laminación. En esta situación se presentan granos que ya tienen una morfología poligonal y otros que se encuentran en el proceso de unificación con otros granos para poder adquirir una morfología equiaxiada.

En la figura 7-18 b) hay una porción del 50% de granos recristalizados. Aunque las bandas de deformación ya no se muestran de una manera tan evidente como en las figuras anteriores, aún existen granos que se encuentran deformados, por eso en la figura se identifican zonas con la dirección de las bandas de deformación (B) remanentes. Para llegar a esta condición, pasaron 60 segundos, así, el tiempo de permanencia es suficiente para sustituir de forma gradual la microestructura deformada originada por la deformación en frío.

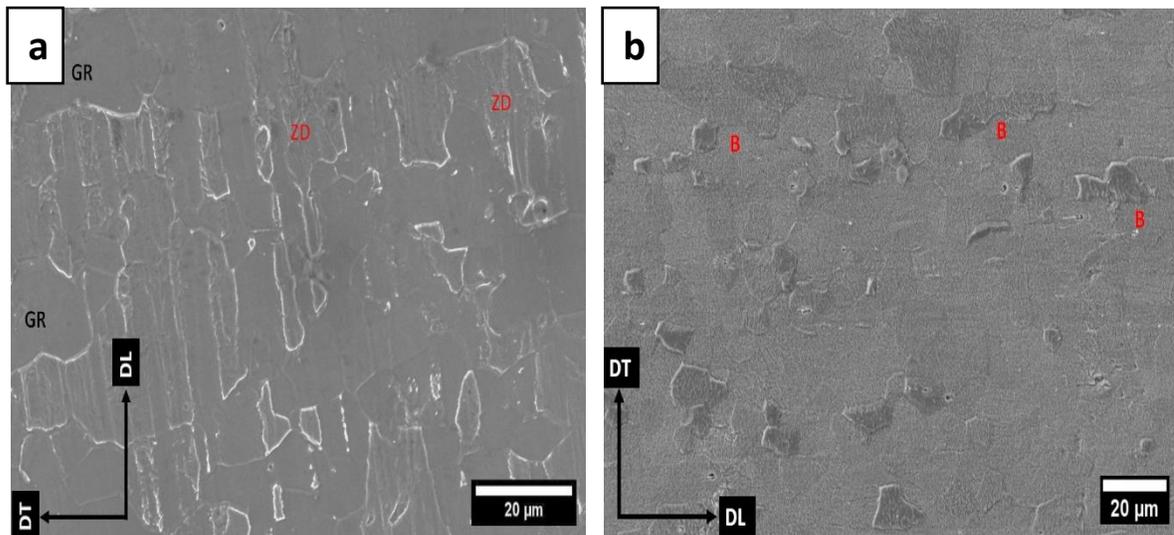


Figura 7-18. Muestras recocidas a 780°C con diferentes tiempos de permanencia: a) 30 s, b) 60 s.

En la Figura 7-19 se observa que los granos han perdido gran parte de la deformación, aunque es identificada una porción baja de zonas con marcas alineadas conforme la dirección de laminación. Bajo esta situación, la fracción recristalizada indica que los tiempos de permanencia propuestos a esta temperatura dirigen a obtener una estructura completamente recristalizada, ya que al mismo tiempo en las temperaturas anteriores la estructura en bandas era predominante. Otro punto importante para remarcar en esta figura es la presencia de precipitados de titanio con un mayor tamaño con respecto a los encontrados previamente. También se identifica la morfología de un grano recristalizado (GR).

En la Figura 7-20 la fracción recristalizada es del 100 %, el tamaño de grano recristalizado en esta condición es de 18 µm en promedio, por lo que es aproximadamente igual al tamaño de las bandas de deformación en la condición de laminado en frío. En este sentido, el tiempo de recristalización para el acero bajo estudio recocido 780°C es de 150 segundos. Esta condición es la que cumple con las características microestructurales esperadas para la aplicación en cuestión.

Así, estas condiciones de tratamiento térmico muestran resultados favorables para la implementación de recocido continuo, ya que este método regularmente no supera los 4 minutos y permite agilizar la producción de los rollos de lámina [36,50].

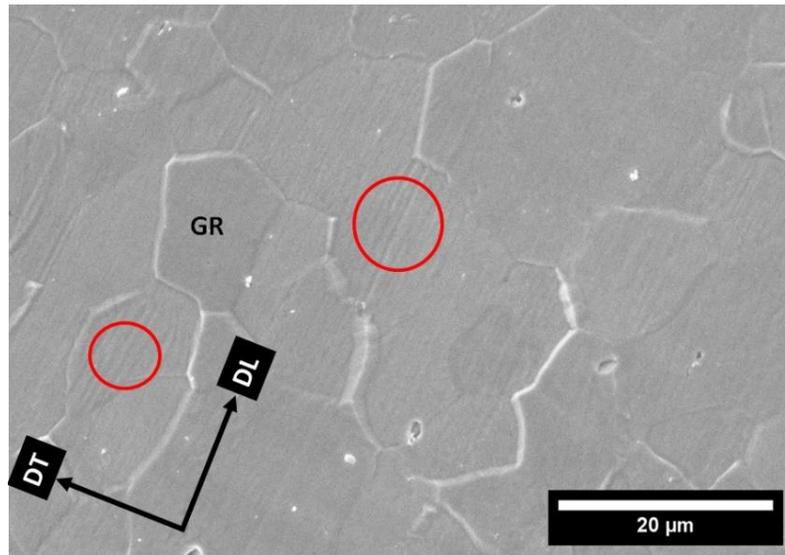


Figura 7-19. Muestra recocida a 780°C por 120 s.

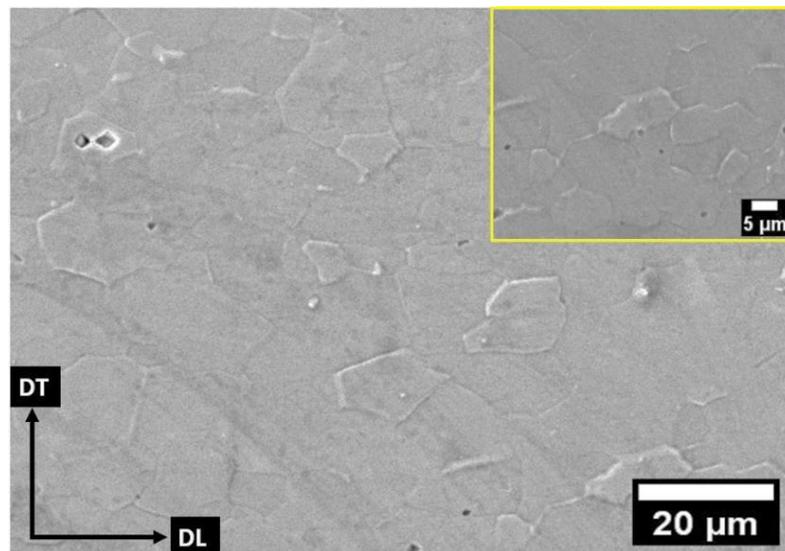


Figura 7-20. Muestra recocida a 780°C por 150 s.

En la Figura 7-21 los granos previamente recristalizados empiezan a unificarse en granos de mucho mayor tamaño y también se señala la presencia de carburos de hierro en el límite de grano. Esta microestructura corresponde a una etapa diferente relacionada con el recocido denominada crecimiento anormal de grano (CG) o recristalización secundaria.

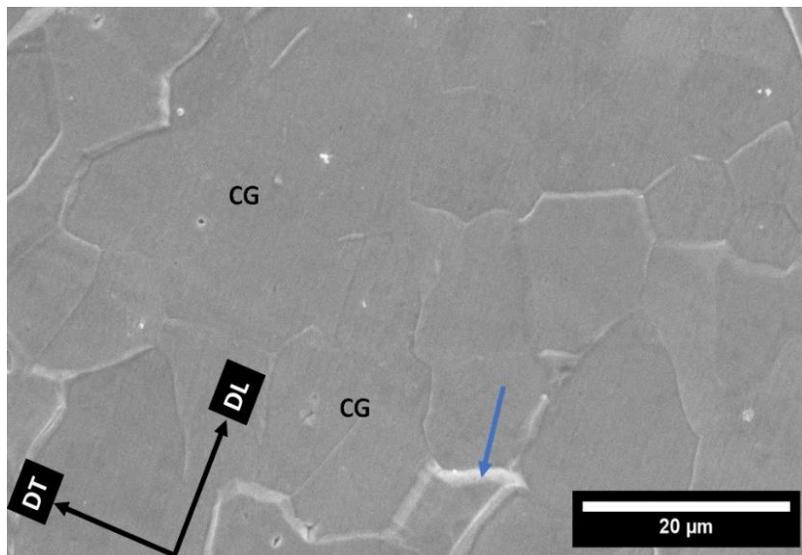


Figura 7-21. Muestra recocida a 780°C a 180 s.

Con respecto a la evolución microestructural que se ha observado hasta ahora las muestras tratadas a 650° y 700° no pueden ser tomadas en cuenta para los fines establecidos debido a que su microestructura aun presenta zonas deformadas. Por el contrario, la evolución de la fracción recristalizada en las muestras a 780°C en poco tiempo y se alcanza rápidamente una microestructura completamente recristalizada.

Como se mencionó previamente, formación de granos libres de deformación depende de las condiciones microestructurales previas vinculadas con el límite de grano, densidad de dislocaciones, precipitados, elementos en solución sólida y textura cristalográfica. Como mencionan diversas publicaciones [51-53] la textura

con fibra gamma induce la nucleación de granos recristalizados con componentes {111} porque dichos granos nuclean y crecen en la vecindad de los granos deformados.

En detalle con los aspectos metalúrgicos que explican los mecanismos para el cambio de una microestructura deformada a una libre de deformación se toma en cuenta lo siguiente. La recuperación se da por un arreglo de la alta densidad de dislocaciones inicial hasta que por efecto de la temperatura se propicia el movimiento de dislocaciones generando una aniquilación o arreglo de menor energía de estas. Así, se permite la formación de los núcleos que al aumentar su tamaño generan a los granos recristalizados.

De igual manera, la recristalización es dependiente de la cantidad de granos libres de deformación formados y de su crecimiento, esta evolución es la que gradualmente va removiendo la microestructura deformada. De manera general la movilidad de límite de grano de ángulo bajo (desorientación menor a 15°) ocurre durante la recuperación y nucleación. La migración de ángulo alto (mayor a 15°) ocurre durante y después de la recristalización primaria. Así la interpretación del mecanismo del movimiento del límite de grano es dependiente de diversas condiciones, sin embargo se propone que para límites de bajo ángulo su movimiento está relacionado con el movimiento de dislocaciones, mientras que los de ángulo alto se dan por un mecanismo de transferencia entre átomos de los granos adyacentes a los límites de grano, propiciando la migración del límite de un grano deformado a uno recristalizado. Para este mecanismo se toma en cuenta el efecto de defectos puntuales como vacancias y elementos en solución sólida.

En este sentido, facilidad para el movimiento del límite de grano está íntimamente ligado con la cantidad de elementos en solución sólida y el coeficiente de difusión de estos respecto a los de la matriz. Así, a mayor concentración de solutos la recristalización se lleva a cabo en mayor tiempo [38].

Desde el punto de vista microestructural, el movimiento de límite de grano puede ser impedido por otros límites de grano y por la presencia de precipitados, ya que existe una interacción mecánica entre ellos, en específico esto se da por un anclaje entre los precipitados y el límite de grano. Así se establece que para un acero IF estabilizado con titanio el tiempo de recrystalización depende mayoritariamente del efecto de las partículas o precipitados, por ello los precipitados dificultan la evolución de la recrystalización. En este sentido, lo más conveniente es obtener una distribución uniforme de precipitados no finos.

En el caso de aceros al carbono como los estabilizados con aluminio, requieren de aproximadamente 20 segundos para recrystalizar completamente ya que predominantemente se obtienen precipitados de AlN y la cantidad remanente de carbono y nitrógeno está en solución sólida. Se obtienen microestructuras recrystalizadas en menor tiempo, pero los elementos intersticiales no permiten que estos aceros puedan ser utilizados en super estampado extra profundo, en donde los aceros IF se ha reportado que cumplen. Dentro de los IF la ventaja de los estabilizados con Ti es que por las condiciones de precipitación, la recrystalización se lleva a cabo en menor tiempo que en los estabilizados con otros elementos como el niobio ya que estos tienen otra secuencia de precipitación lo que afecta a la cinética de recrystalización [54].

7.5.4 Cinética de recrystalización

Con base en la revisión de la microestructura de las condiciones de tratamiento térmico planteadas se hace énfasis en la temperatura de 780°C debido a que presentó un proceso de recrystalización completo para los tiempos propuestos.

En este sentido, se opta por utilizar la información recabada con respecto a la fracción recrystalizada a partir de las condiciones experimentales para estudiar la cinética de recrystalización de este material a 780°C.

Para ello, se utiliza el modelo cinético de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK). Este modelo se representa con la siguiente ecuación [55]:

$$X_{rec} = 1 - \exp(-kt^n) \quad (7.3)$$

Donde X_{rec} representa la fracción recristalizada, t es el tiempo en segundos k y n son constantes. En este modelo, se considera la rapidez de nucleación y crecimiento de los granos recristalizados en tres dimensiones.

Para las muestras a 780°C, la Tabla 7-2 presenta las fracciones recristalizadas utilizando el software Image J para la cuantificación. Para esto, se cuantifica el área total de granos recristalizados y se compara con el área de la micrografía haciendo uso de la escala. El porcentaje restante corresponde a la fracción de la microestructura que no ha recristalizado.

Tiempo (s)	1	15	30	60	120	150	180
X_{rec}	0	3	15	50	90	100	-

Tabla 7-2. Porcentaje recristalizado para cada tiempo.

Los valores de la tabla se comparan con los valores teóricos obtenidos a través de la ecuación del modelo JMAK. En la figura 43 se muestra cómo se acopla la gráfica de línea continua, la cual se realiza con datos obtenidos a través de la ecuación JMAK y las fracciones determinadas experimentalmente.

Así, la razón de recristalización aumenta de forma rápida hasta llegar al 50 % en donde se da el máximo en la rapidez de formación de granos recristalizados, a partir de esta fracción la disminución de la razón va disminuyendo hasta que se llega al 100 % de granos recristalizados.

La muestra sometida a 780°C por 180 segundos no se toma en cuenta dentro de la gráfica porque tal muestra se encuentra en una condición distinta, la cual es el crecimiento de grano anormal o simplemente etapa de crecimiento de grano. La diferencia entre dichas etapas está vinculada con que una vez que la microestructura deformada fue removida y se tienen exclusivamente granos recristalizados, estos empiezan a unificarse debido al movimiento del límite grano. Así, esta etapa no tiene cabida en el modelo de recristalización JMAK

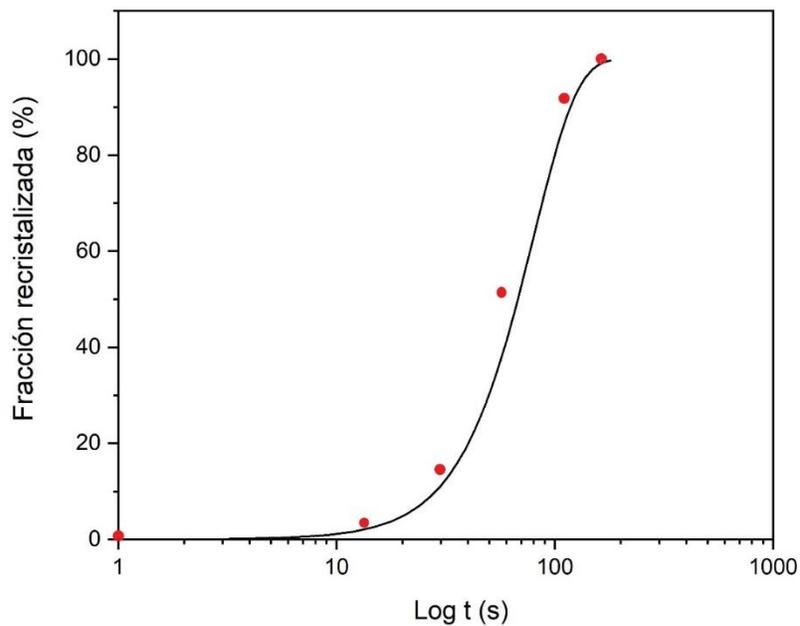


Figura 7-22. Valores obtenidos para el modelo JMAK para recocido a 780°C.

La Figura 7-23 representa un tratamiento de la ecuación JMAK ya que bajo estas circunstancias la pendiente obtenida por el ajuste lineal representa a la constante n , la cual es denominada como exponente de Avrami. Dicho valor tiene una repercusión importante para representar cómo evoluciona la recristalización durante el tiempo.

Para este trabajo se obtuvo un valor de 2.16, en el comportamiento de la gráfica en cuestión podemos observar que en las primeras etapas la evolución de

recristalización es más rápida. Así, conforme la pendiente sea mayor, puede completarse la transformación de manera más rápida.

Con base en las consideraciones del modelo JMAK se espera que el valor de n se encuentre entre 3 y 4 ya que se parte de que la rapidez de nucleación y crecimiento son constantes y aleatorias. En este sentido, según lo evaluado microestructuralmente y la influencia de la textura cristalográfica se verifica que la recristalización tiene sitios preferenciales para la nucleación y orientaciones preferenciales para el crecimiento de granos recristalizados [29,56].

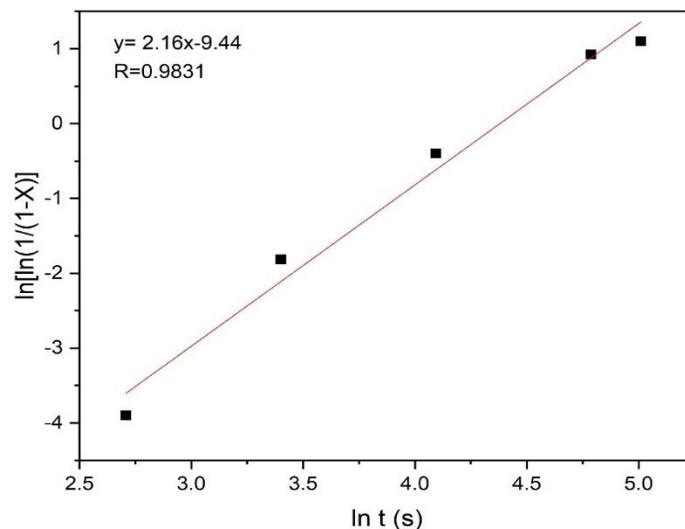


Figura 7-23. Gráfica para la determinación del coeficiente de Avrami.

Así, las condiciones para la recristalización a 780°C son favorables para poder establecer un recocido por lotes o continuo y el tiempo de recristalización es conveniente si se compara con aceros estabilizados con titanio y niobio o exclusivamente aleados con niobio.

7.6. Propiedades mecánicas

Debido a los requerimientos estipulados, se requiere de evaluar las propiedades mecánicas de tensión. Es evidente, que las pruebas mecánicas se centran en las muestras que están tratadas térmicamente a 780°C ya que presentan la microestructura recristalizada.

Como punto de partida se establecen los valores específicos de las propiedades mecánicas que deben alcanzarse para que un material cumpla con los requisitos estipulados para aplicaciones automotrices. La Tabla 7-3 muestra tales valores, los cuales se utilizan para ubicar a los resultados obtenidos en este trabajo.

Esfuerzo de cedencia (MPa)	Resistencia a la tensión (MPa)	Elongación (%)	r	n
170	345	46	>2	>0.21

Tabla 7-3. Propiedades mecánicas objetivo para aceros para estampado en la industria automotriz [17].

Es importante mencionar que las pruebas de tensión utilizan tres tipos de muestras para cada condición. Dichas muestras se preparan con referencia a la dirección de laminación y se identifican de la siguiente manera: 1) 0° corresponde a la dirección de laminación, 2) con un ángulo de 45° y 3) a 90° todas las muestras con respecto a la dirección de laminación. También es importante comentar que los valores de esfuerzo y deformación son de tipo ingenieril.

En este sentido, la Figura 7-24 presenta los valores obtenidos para la condición de laminación en frío. Debido a que las muestras se sometieron a 88% de deformación total tienen altos valores de resistencia tanto a la cedencia como a la tensión debido a que aumentaron su resistencia por el mecanismo de endurecimiento por

deformación. Por esta razón, en esta condición las muestras no son dúctiles y no cumplen con las propiedades deseadas para la aplicación mencionada en cuanto a valores de elongación.

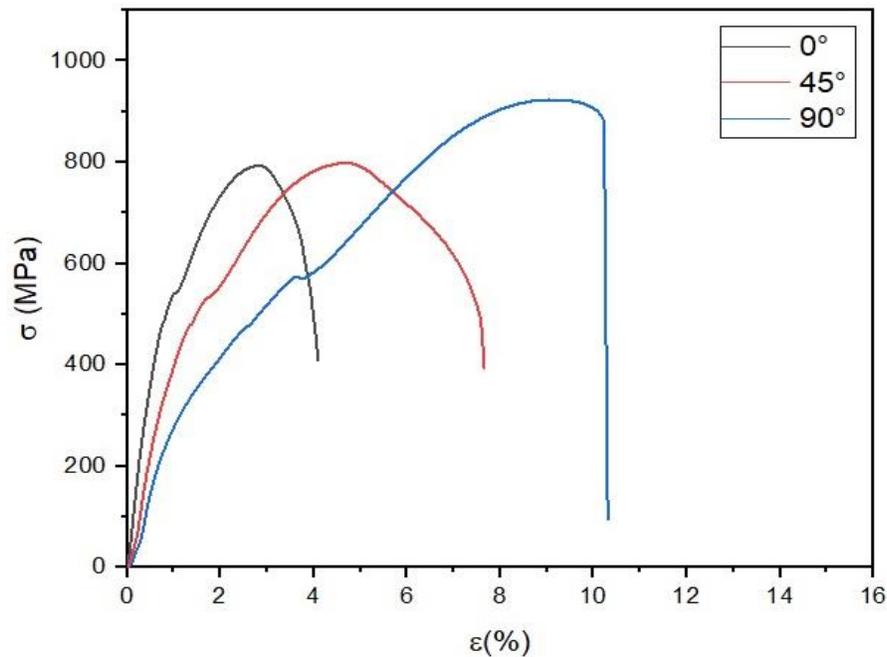


Figura 7-24. Curvas de esfuerzo – deformación ingenieriles en condición de laminado en frío.

Posteriormente se evalúan las propiedades de las muestras tratadas por 120 segundos, ya que presentan un 90% de recristalización. La Figura 7-25 muestra las curvas de esfuerzo-deformación ingenieriles. Aunque el porcentaje de elongación ha aumentado considerablemente, aun no se cumple con las propiedades mecánicas deseadas. Así, la cantidad de fracción con deformación o granos elongados influye de manera marcada la ductilidad de las muestras. En este sentido, tanto la estabilización de los elementos intersticiales como la fracción recristalizada, tiene un gran impacto en la cantidad de elongación.

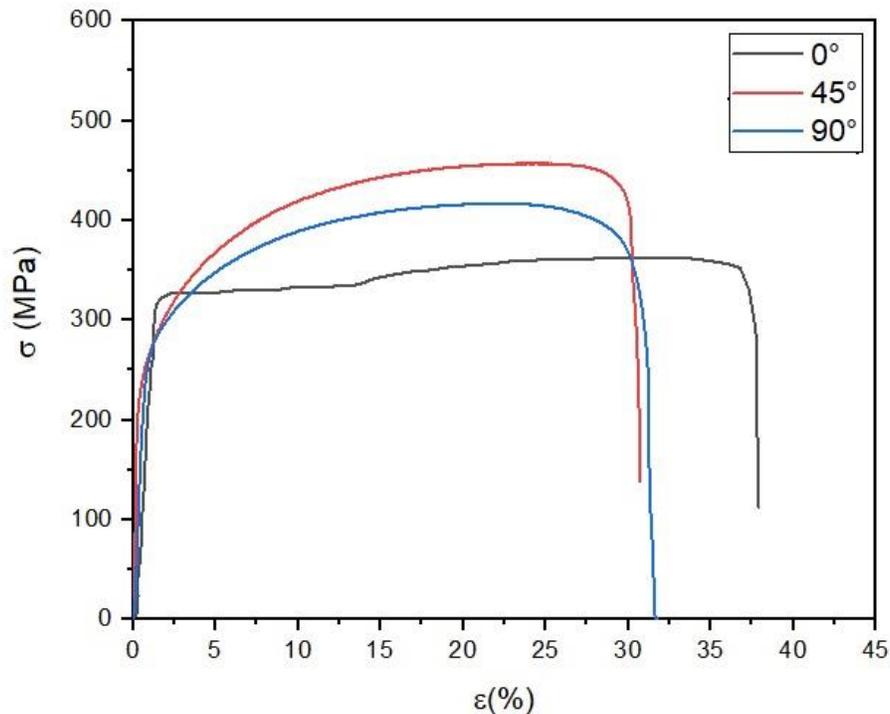


Figura 7-25. Curvas de esfuerzo – deformación ingenieriles en condición de 90 % de recristalización.

En la Figura 7-26 los valores de esfuerzo de fluencia y resistencia a la tensión han disminuido considerablemente con respecto a la condición de laminado en frío. Con base en esta situación, el efecto del endurecimiento por deformación se ha removido debido a que se tiene una microestructura ferrítica con granos libres de deformación y por ello se obtienen valores de resistencia más bajos, pero los valores de porcentaje de elongación han aumentado de tal manera que se cumplen por completo los requisitos correspondientes para la industria automotriz y demás industrias.

Partiendo de la condición anisotrópica de este material, se muestra en las curvas de esfuerzo-deformación para la condición de 100% de recristalización que los valores de elongación son muy similares en las tres direcciones. En este sentido, la deformación plástica del material es homogénea para las tres orientaciones propuestas y puede identificarse una respuesta mecánica favorable ante la

deformación, en concreto, hacia la aplicación de esfuerzo para estampar la lámina. Esto se opone a la condición de laminado en frío ya que las propiedades mecánicas principalmente de elongación eran muy distintas en las diferentes orientaciones.

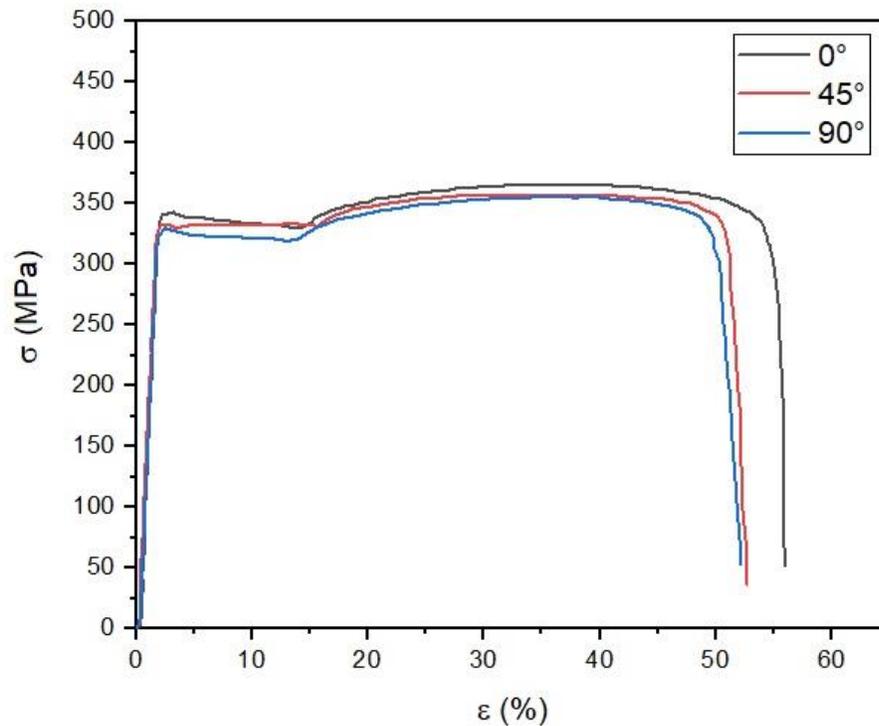


Figura 7-26. Curvas de esfuerzo – deformación ingenieriles en condición de 100 % de recristalización.

Con base en las pruebas mecánicas para cada condición, se identifica que los valores de esfuerzo de cedencia y resistencia a la tensión disminuyen pero el aumento en porcentaje de elongación es notable, la mayor elongación se obtiene en la microestructura que está completamente recristalizada. En este sentido, la ecuación 7 muestra como diversos factores modifican el valor de esfuerzo de fluencia.

$$\sigma_{YS} = \sigma_{base} + \sigma_{dis} + \sigma_{ppt} + \sigma_{transf} \quad (7.4)$$

Donde σ_{YS} es el esfuerzo de cedencia, σ_{base} considera el tamaño de grano y el mecanismo de endurecimiento por solución sólida por elementos sustitucionales, esta contribución se representa por una modificación a la ecuación de Hall-Petch. σ_{dis} toma en cuenta la densidad de dislocaciones, σ_{ppt} considera el tamaño y densidad de precipitados y por último σ_{transf} se considera la influencia de la fracción transformada [57].

Todos estos factores están vinculados con las propiedades mecánicas obtenidas. Con base en los resultados se observa la disminución de esfuerzo de cedencia que puede atribuirse en gran medida a la disminución en la densidad de dislocaciones y al aumento de la fracción transformada (granos recristalizados). Así, la tabla 8 resume los valores obtenidos en los ensayos de tensión para las muestras en diferentes condiciones de procesamiento de laminación en frío (LF), 90 % de recristalización (90%) y microestructura completamente recristalizada (100%).

Muestra	Condición de procesamiento	Orientación	Esfuerzo de cedencia (0.2%)	Resistencia a la tensión	Elongación (%)
A	LF	0°	540.0	793.6	4.2
B	LF	45°	530.0	798.2	7.7
C	LF	90°	570.5	923.4	10.3
D	90%	0°	317.0	362.0	37.9
E	90%	45°	269.6	457.2	30.7
F	90%	90°	279.3	416.0	31.8
G	100%	0°	341.0	365.0	56.0
H	100%	45°	327.0	357.0	52.7
I	100%	90°	330.0	356.0	52.2

Tabla 7-4. Propiedades mecánicas de tensión para muestras en diferentes condiciones.

Se presta atención en otros valores que se calcularon para las pruebas de las muestras completamente recristalizadas que son necesarios para entender el comportamiento mecánico del material.

En específico, se utilizan los valores de esfuerzo y deformación ingenieriles para obtener los correspondientes valores de esfuerzo y deformación reales, con el cálculo de estos valores y utilizando la ecuación de Hollomon puede determinarse el coeficiente de endurecimiento por deformación (n) por medio de un ajuste lineal. Los valores obtenidos para las tres orientaciones de las muestras completamente recristalizadas se muestran en la Tabla 7-5.

Muestra	Coficiente de endurecimiento
n_0	0.23
n_{45}	0.36
n_{90}	0.31

Tabla 7-5. Coeficientes de endurecimiento para muestras con 100% de recristalización.

Así, para medir la respuesta de deformación transversal se calcula el parámetro de Lankford considerando las mediciones de espesor y ancho de la muestra previo al ensayo y posterior a este. La Tabla 7-6 muestra los resultados obtenidos y se especifica el valor promedio. Así, mientras aumenta el factor de Lankford el coeficiente de endurecimiento disminuye y esto sucede a mayor porcentaje de elongación.

Muestra	Coficiente de Lankford (\bar{r})
r_0	2.23
r_{45}	2.29
r_{90}	2.11
r_m	2.23

Tabla 7-6. Valores de coeficiente de Lankford para muestras completamente recristalizadas.

Desde el comportamiento de las probetas, se intenta tener el mayor coeficiente de endurecimiento posible ya que en la operación de estampado no se acepta un adelgazamiento mayor al 25 para que pueda considerarse de calidad. En este sentido, a mayor valor de coeficiente se disminuye el riesgo de encuellamiento o adelgazamiento de la pieza terminada. El alto valor de parámetro de Lankford permite que la elongación sea más fácil en la superficie de lámina respecto a la dirección normal lo cual también favorece a evitar el adelgazamiento. Si dichas condiciones no se cumplen es frecuente que se formen defectos de conformado en las piezas terminadas como formación de pliegues, arrugas en la pared, fracturas de desgarre e irregularidades en el borde superior conocidas como orejas, los cuales son resultado de una alta anisotropía del material.

Así, con base en las condiciones de procesamiento evaluadas desde composición química hasta tratamiento térmico de recocido se verifica que la ruta mencionada cumple con las especificaciones mecánicas correspondientes a un acero IF para estampado super extra profundo.

8. Conclusiones

-Por medio de la caracterización microestructural se identificó la presencia TiN, TiS, y $Ti_4C_2S_2$. La formación de estos precipitados durante la fabricación del acero y el procesamiento termomecánico colabora en la mejora de la estampabilidad de las láminas de 0.5 milímetros obtenidas en este trabajo.

-La ruta de procesamiento propuesta mostró que para obtener una microestructura completamente recristalizada se requiere de un recocido a $780^{\circ}C$ durante 150 segundos. Con respecto a la evolución de la recristalización se cuantificó la fracción recristalizada y se obtuvo un coeficiente de Avrami igual a 2.16. Para ese tiempo de permanencia, en las muestras tratadas a $650^{\circ}C$ y $700^{\circ}C$, la microestructura indica que el fenómeno de recuperación predomina.

-Tras la evaluación de las propiedades mecánicas de la muestra con 100% de recristalización, las propiedades mecánicas de tensión obtenidas fueron: 345 MPa de esfuerzo de cedencia (σ_{ys}), 361 MPa de último esfuerzo a la tensión (UTS, por sus siglas en inglés), 56 % de elongación, 0.23 de coeficiente de endurecimiento por deformación (n) y 2.23 para el coeficiente de Lankford (\bar{r}). Bajo estas condiciones, se ubica a este acero dentro de la categoría de estampado super extra profundo, por lo que es recomendable su uso para la fabricación de componentes automotrices, en específico de aquellos que requieren alta formabilidad.

9. Referencias

- [1] CANACERO (2022) Radiografía de la industria del acero en México. Disponible en : https://www.canacero.org.mx/aceroenmexico/descargas/Radiografia_de_la_Industria_del_Acero_en_Mexico_2021.pdf, consultado el 21 de enero del 2023.
- [2] CANACERO (2021) Mexico Steel Sector, 2020 report. OECD Steel Committee, 19-23 March. Disponible en: https://www.oecd.org/industry/ind/Item_5_CANACERO.pdf, consultado el 21 de enero del 2023.
- [3] Rana, R., Bleck, W., Singh, S.B. & Mohanty, O.N. (2007) Development of high strength interstitial free steel by copper precipitation hardening. *Materials Letters*, 61 (14–15), 2919-2922.
- [4] ArcelorMittal México, Aceros planos. Disponible en: <https://mexico.arcelormittal.com/~media/Files/A/Arcelormittal-Mexico/Folletos/Catalogo-planos.pdf>, consultado el 21 de enero del 2023.
- [5] Thyssenkrupp (2019) Steel: Deep drawing steels DD, DC and DX. Disponible en: https://www.thyssenkrupp-steel.com/media/content_1/publikationen/produktinformationen/dd_dx_dc/thyssenkrupp_dd-dc-dx_product_information_steel_en.pdf, consultado el 21 de enero del 2023.
- [6] Takechi, H. (1994) Metallurgical aspects on interstitial free sheet steel from industrial viewpoints. *ISIJ International*, 34(1), 1-8.
- [7] Bhagat, A. N., Singh, A., Gope, N. & Venugopalan, T. (2010) Development of Cold-Rolled High-Strength Formable Steel for Automotive Applications, *Materials and Manufacturing Processes*, 25:1-3, 202-205
- [8] Rana R., & Singh S.B. (2016) *Automotive Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications*. Woodhead Publishing:India.
- [9] Fonstein N. (2015) *Advanced High Strength Sheet*. Switzerland: Springer International Publishing.
- [10] Takahashi, M. (2015) Sheet steel technology for the last 100 years: progress in sheet steels in hand with the automotive industry. *ISIJ International*, 55(1), 79-88.
- [11] Cora, O.M., & Koc, M. (2014) Promises and problems of ultra/advanced high strength steel (U/AHSS) utilization in automotive industry. *Otomotiv Teknolojileri Kongresi* (26-27 may). Bursa: Turkey.

- [12] Hoile, S. (2000) Processing and properties of mild interstitial free steels. *Materials Science and Technology*, 16 (10),1079-1093.
- [13] Banerjee, K. en Sztwiertnia, K., (Ed.). (2012) Recrystallization (Chapter 7, *Physical Metallurgy and Drawability of Extra Deep Drawing and Interstitial Free Steels*) IntechOpen: India, 137-178.
- [14] Deva, A., Pandey, P., Alam S., Sahoo, B.K., Kumar, B.R., Chowdhury, S.G, & Jha B.K. (2021) Processing of low-carbon deep drawing steel with high plastic anisotropy using two-stage batch annealing cycle. *JMEPEG*, 30, 1612–1618.
- [15] ASM (1991). *Handbook vol. 1: Properties and selection: irons steels, and high performance alloys*. ASM: USA
- [16] Ghosh, P., Ray, R.K., Ghosh, C., & Bhattacharjee, D. (2008) Comparative study of precipitation behavior and texture formation in continuously annealed Ti and Ti +Nb added interstitial free high-strength steels. *Scripta materialia*, 58, 939-942.
- [17] Molina, A., Campillo, B., Mendoza, R., Guardian, R., Gonzalez, C. & Juarez-Islas, J.A. (2006) Mechanical Properties of Ultra Clean Low C/Cr Stabilized Annealed Sheets. *Materials Science Forum*, 509, 31-36.
- [18] Fekete, J.R., Strugala, D.C. & Yao, Z. (1992) Advanced sheet steels for automotive applications. *JOM*, 44, 17–21.
- [19] Mendoza, R. Alanis, M., Alvarez-Fragoso, O. & Juarez-Islas, J.A. (2000). Processing conditions of an ultra-low carbon/Ti stabilized steel developed for automotive applications. *Scripta mater*, 43, 771–775
- [20] Reyes-Barragán, J.L., Rodríguez-Díaz, R.A., Ojeda-Martínez, M.L., Jiménez-Gaona, S., & Juárez-Islas, J.A. (2019) Effect of isothermal treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Cold-Deformed IF Steel. *Advances in Materials Science and Engineering*. Article ID 8674323.
- [21] Groover, M. (2007) *Fundamentos de la manufactura moderna*. 3ra ed., México: John Wiley & Sons, Inc.
- [22] Carabajar, S., Merlin, J., Massardier, V., & Chabanet, S. (2000) *Materials Science and Engineering A*, 281, 132–142.

- [23] Enríquez, J.L., Tremps, E., De Elío, S., & Fernández, D. (2010) Laminación: monografías sobre tecnología del acero. Parte IV. UPM: España.
- [24] Banerjee, K. en Sztwiertnia, K., (Ed.). (2012). Recrystallization (Chapter 7, Physical Metallurgy and Drawability of Extra Deep Drawing and Interstitial Free Steels) IntechOpen: India, pp. 137-178.
- [25] American Society for Testing methods (2004) ASTM E8–04: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, ASTM International: USA.
- [26] Sinha, M., Yadav, S. & Ghosh, S. (2022). A novel observation of Widmanstätten ferrite and pearlite by thermo-mechanical processing of interstitial-free Steel. *Materials and manufacturing processes*, 37(15), 1766-1771.
- [27] Yoshinaga, N., Ushioda, K., Akamatsu, S., & Akisue, O. (1994) Precipitation Behavior of Sulfides in Ti-added Ultra Low-carbon Steels in Austenite. *ISIJ International*, 34 (1), 24-32.
- [28] Chen, X.-M. , Song, S.-H., Weng, L.-Q., Liu, S.-J., & Wang, K. (2011) Relation of ductile-to-brittle transition temperature to phosphorus grain boundary segregation for a Ti-stabilized interstitial free steel, *Materials Science and Engineering A*, 528 (28), 8299-8304.
- [29] Tamboli, R.R., Guennec, B., Fujiwara, H., Ameyama, K., Bhattacharya, B., & Dey, S.R. (2022) Fostering deep drawability through recrystallization texture strengthening in aluminum-rich interstitial free steel, *Materials Characterization*, 193, 112264.
- [30] Capdevila, C., Amigó, V., Caballero, F.G, García de Andrés, C., & Salvador, M. D. (2010) Influence of Microalloying Elements on Recrystallization Texture of Warm-Rolled Interstitial Free Steels, *Materials Transactions*, 51(4), 625-634.
- [31] Yadav, S. , Kamal, A., Sinha, M., & Ghosh, S. (2021) Recrystallization in commercial grade interstitial-free steel, discussing criticality of martensite and massive ferrite nucleation along with mechanical property, *Journal of Materials Research and Technology*, 15, 4750-4757.
- [32] Kim, J.C., Kim, J.J., Choi, J.Y., Choi, J.H., & Kim, S.K. (2009) Control to columnar to equiaxed transition in continuous casting of 16% Cr stainless Steel. *European Conference Continuous Casting of Steel*, Riccione, June 2008.
- [33] Eunjoo, S., Seong, Baek-Seok, Kang, Hee-Jae & Huh, Moo-Young. (2003) Textures and precipitates in Ti-stabilized interstitial-free steel. *International Journal of Materials Research*, 94 (11), 1234-1240.
- [34] Sinha, A.K. (2002). *Physical metallurgy handbook*. Mc Graw Hill: USA.

- [35] Najafi-Zadeh, A., Jonas, J.J., & Yue, S. (1992) Grain refinement by dynamic recrystallization during the simulated warm-rolling of interstitial free steels. *Metall Mater Trans A*, 23, 2607–2617.
- [36] Mendoza-Lara, R. (2003) Desarrollo de un acero ultralimpio para la industria automotriz. UAEM: México.
- [37] Li, H., Gao, S., Tomota, Y., Li, S., Tsuji, N., & Ohmura, T. (2021) Mechanical response of dislocation interaction with grain boundary in ultrafine-grained interstitial-free Steel. *Acta Materialia*, 206, 116621.
- [38] Humphreys, F.J. & Hatherly, M. (2004). Recrystallization and related annealing phenomena. Second edition. Elsevier: USA.
- [39] Serenelli, M.J., Bertinetti, M.A., & Sgnorelli, J.W. (2008) Influencia de la textura cristalográfica en la dispersión de coeficientes de Lankford en una chapa de acero galvanizada de bajo carbono. *Mecánica computacional*, 27, 993-1001.
- [40] Haldar, A. Suwas, S., & Bhattacharjee, D. (2009). Proceedings of the International Conference on Microstructure and Texture in Steel and other materials. February 5-7, 2008, Jamshedpur, India.
- [41] Deeparekha, N., Gupta, A., Demiral, M., & Khatirkar, R.K. (2020) Cold rolling of an interstitial free (IF) steel—Experiments and simulations. *Mechanics of Materials*, 148, 103420.
- [42] Mendoza, R., Huante, J., Alanís, M., González-Rivera, C., & Juárez-Islas, J. (2000) Processing of ultra low carbon steels with mechanical properties adequate for automotive applications in the as-annealed condition. *Materials Science and Engineering A*, 276, 203-209.
- [43] Li, B.L., Godfrey, A., Meng, Q.C., Liu, Q., & Hansen, N. Microstructural evolution of IF-steel during cold Rolling. *Acta Materialia*, 52 (4), 1069-1081.
- [44] Barnett, M.R. (1998) Role of in-grain shear bands in the nucleation of <111>//ND recrystallization textures in warm rolled Steel. *ISIJ International*, 38 (1), 78-85.
- [45] Nave, M.D., Barnett, M.R., & Beladi, H. (2004) The influence of solute carbon in cold-rolled steels on shear band formation and recrystallization texture. *ISIJ International*, 44 (6), pp. 1072-1078.
- [46] Ahmad, E., Karim, F., Saeed, K., Manzoor, T., & Zahid, G.H. (2014) Effect of cold Rolling and annealing on the grain redinement of low alloy Steel. *IOP Conf. Ser.:Mater.Sci.Eng.*, 60, 012029.

- [47] Khatirkar, R., Vadavadagi, B., Shekhawat, S.K., Haldar, A., & Samajdar, I. (2012) Orientation dependent recovery in interstitial free Steel. *ISIJ International*, 52(5), 884-893.
- [48] Huang, A., Wang, Z., Yuan, Q., Chen, R., Qin, J., Zhang, Y., & Liu, W. (2022) Recrystallization Behavior of Warm Rolling and Cold Rolling Cr-Ti-B Steel during Annealing. *Metals*, 12, 1178.
- [49] Imran, M., & Walther, F. (2016). *Metal Forming (Cold): Dislocation Mechanisms and Microstructural Changes*, Reference Module in Materials Science and Materials Engineering, Elsevier: USA.
- [50] Artigas, A., Páez, M., Celentano, D., & Monsalve, A. (2002) Revisión y análisis de los procesos de recocido continuo industriales actuales. *Conamet/Sam-Simposio Materia*, Santiago.
- [51] Samajdar, I., Verlinden, B., Van Houtte, P., & Vanderschueren, D. (1997) γ -Fibre recrystallization texture in IF-steel: an investigation on the recrystallization mechanisms, *Materials Science and Engineering: A*, 238 (2), 343-350
- [52] Li, L., Cai, Z., Wang, S., Wu, H., Feng, Y., Liu, Y., & Mao, X. (2011) Texture Evolution with Different Rolling Parameters of Ferritic Rolled IF Steel. *Metals*, 11, 1341.
- [53] Ruiz-Aparicio, L., Garcia, C., & Deardo, A. (2001). Development of {111} Transformation Texture in Interstitial-Free Steels [J]. *Metallurgical and Materials Transaction*. 32. 2325-2334.
- [54] Ramírez-Ledesma, A.L., Aguilar-Méndez, M.A., Rodríguez-Díaz, R.A., Aramburo, G., & Juárez-Islas, J.A. (2015). Development of Al-killed/Ti stabilized steels. *Journal of Physics: Conference Series*, 582, 012008.
- [55] Zhu, B., & Militzer, M. (2012). 3D phase field modeling of recrystallization in a low-carbon steel. *Modelling and Simulation. Materials Science and Engineering*, 20, 085011
- [56] Toshiaki M., Toshio O., Yoshitaka A. (2019) Relationship between three-dimensional microstructure and Avrami exponent for recrystallization in pure iron. *Results in Materials*, 1, 100002.
- [57] Aburto-Perdomo, E., Duran-Nuñez, A., Ramirez-Ledesma, Ana., & Juarez-Islas, J.A. (2021). On the relationship microstructure/properties on yield strength of a Fe-C-Mn steel. *Journal of Physics: Conference Series*, 1723, 012001.