



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE QUÍMICA

“EFECTO DE UN TRATAMIENTO

TERMO-MECÁNICO PARA UN PROCESO DE

EMBUTIDO DE UN ACERO IF”

QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE

INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO

PRESENTA

JUAN EMILIANO BARRANCO GUIDA



CDMX

AÑO 2020



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: Profesor: M. en M Gerardo Arámburo Pérez

VOCAL: Profesor: M. en M Sergio Galan García

SECRETARIO: Profesor: M. en I. Gerardo San Juan San Juan

1er. SUPLENTE: Profesor: M. en I. Itzel Reyes Chaparro

2° SUPLENTE: Profesor: Dr. Jaime Francisco García Robledo

SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA:

- FACULTAD DE QUÍMICA, EDIFICIO D, CIUDAD UNIVERSITARIA.
- FACULTAD DE QUÍMICA, USAI, CIUDAD UNIVERSITARIA.
- INSTITUTO DE INVESTIGACIONES EN MATERIALES, EDIFICIO L, CIUDAD UNIVERSITARIA.
- FACULTAD DE INGENIERÍA, EDIFICIO O, CIUDAD UNIVERSITARIA.

ASESOR DEL TEMA: M EN M GERARDO ARÁMBURO PÉREZ _____

SUPERVISOR TÉCNICO: M EN I. ITZEL REYES CHAPARRO _____

SUSTENTANTE: JUAN EMILIANO BARRANCO GUIDA _____

Contenido

Capítulo 1. Introducción	7
Capítulo 2 Objetivo	9
Capítulo 3 Hipótesis	9
Capítulo 4 Marco Teórico	10
Antecedentes	10
Aceros utilizados en la industria automotriz	10
Producción de aceros IF	17
Refinación primaria	17
Desgasificación al vacío	19
Control de óxidos de hierro, carbono y nitrógeno	19
Colada continua	20
Clasificación de los aceros IF	22
Composición química	22
Acero IF estabilizado con Titanio	22
Aceros IF estabilizados con Niobio	25
Aceros IF estabilizados con Titanio y Niobio	25
Aceros IF estabilizados con Vanadio	25
Formabilidad	26
Tratamiento termo-mecánico	27
Laminación en caliente	27
Recristalización estática y dinámica	29
Etapa de endurecimiento y restauración dinámica	31
Etapa de transición	31
Estado estable o de saturación	32
Efecto del titanio en la recristalización	32
Laminación en frío	33
Anisotropía Plástica	34
Coeficiente de Lankford R	35
Textura cristalográfica	36
Prueba de formabilidad	37

Capítulo 5 Desarrollo Experimental.....	40
Caracterización del material.....	40
Tratamiento Termo-mecánico	41
Laminación en frío.....	43
Recristalización y Recocido	43
Pruebas de tensión y cálculo de R.....	44
Prueba de formabilidad mediante embutido.....	45
Capítulo 6 Resultados y Discusión de Resultados	46
Caracterización del material.....	46
Tratamiento Termo-mecánico	49
Laminación en frío.....	54
Recristalización de las láminas de acero	55
Análisis por DRX.....	61
Textura cristalográfica.....	62
Pruebas de tensión y determinación de R y n.....	65
Efecto de la microestructura en la formabilidad	70
Conclusiones.....	73
Referencias	74

Índice de Figuras

Figura 1.1 Aplicaciones del acero durante el año 2016.	7
Figura 4.1 Porcentaje en peso de los materiales utilizados para la fabricación de automóviles entre 1975 y1995	11
Figura 4.2 Desarrollo histórico de los aceros de alta resistencia en la industria automotriz.	11
Figura 4.3 División de diseño de un automóvil donde se observa la zona de deformación y el habitáculo de seguridad	12
Figura 4.4 Gráfico esfuerzo (MPa) vs % deformación para diferentes tipos de acero y sus aplicaciones en la estructura del vehículo.....	13
Figura 4.5 Carta de selección de aceros relacionando % de elongación y resistencia a la tracción.....	14
Figura 4.6 Micrografía de un acero HSLA.	16
Figura 4.7 Micrografía típica de un acero IF	17
Figura 4.8 Configuración básica de un horno BOF.....	18
Figura 4.9 Diagrama de una máquina de colada continua.	21
Figura 4.10 Mecanismos de precipitación de compuestos de titanio.	24
Figura 4.11 Clasificación de aceros según el valor R y el % de elongación.....	26
Figura 4.12 Efecto de la temperatura de laminación en los valores de elongación y la constante de Lankford (R).....	27
Figura 4.13 Esquema del proceso de laminación en caliente.....	28
Figura 4.14 Transformación de la estructura de colada en un proceso de laminación en caliente.....	29
Figura 4.15 Curva esfuerzo-deformación real de una recristalización dinámica.	30
Figura 4.16 Mecanismo de recuperación dinámica para un material deformado: a) generación de dislocaciones, b) formación de celdas, c) aniquilación de dislocaciones, d) generación de subgranos y e) crecimiento de grano.....	31
Figura 4.17 Recristalización dinámica mediante el mecanismo de migración del límite de grano inducido por deformación.....	32
Figura 4.18 Efecto del titanio en la temperatura de recristalización.	33
Figura 4.19 Representación gráfica del proceso de laminación en frío.	34
Figura 4.0.20 Representación de un material isotrópico (a) y un anisotrópico (b).	34
Figura 4.21 Textura de un acero IF laminado en frío.	36
Figura 4.22 Esquema del dispositivo para evaluar la formabilidad.	38
Figura 4.23 Forma esperada al realizar el ensayo.....	39
Figura 5.1 Lingote de acero IF caracterizado.	40
Figura 5.2 Mufla utilizada para calentar el lingote del lado izquierdo y laminador utilizado para la reducción de espesor a la derecha.	42
Figura 5.3 Láminas antes y después del rectificado.....	43
Figura 5.4 Probetas de tensión de acero IF.....	44
Figura 5.5 Dispositivo de dureza Shore utilizado para la prueba de embutido.	45

Figura 6.1 Micrografía del acero IF de llegada a) granos equiaxiales de ferrita, b) y c) Microestructura dendrítica.	48
Figura 6.2 Historia térmica del proceso de laminación en caliente.	49
Figura 6.3 Micrografía del acero IF después de ser laminado en caliente TiN a) Microestructura ferrítica obtenida posterior al laminado y b) Precipitados de titanio.	51
Figura 6.4 Microestructura de un acero IF observada vía MEB señalando las cavidades formadas por los precipitados.	52
Figura 6.5 Microestructura de un acero IF con análisis puntuales para microanálisis.	53
Figura 6.6 Espectros obtenidos vía microanálisis para los puntos indicados en la figura 6.5.	53
Figura 6.7 Micrografía de un acero IF laminado hasta un espesor de 0.5 mm.	54
Figura 6.8 Micrografía de una lámina de acero IF recristalizada con precipitados de TiN durante 30s.	56
Figura 6.9 Micrografía de una lámina de acero IF recristalizada durante 60s.	57
Figura 6.10 Micrografía de una lámina de acero IF recristalizada durante 90s.	58
Figura 6.11 Micrografía de una lámina de acero IF recristalizada durante 120s.	59
Figura 6.12 Micrografía de una lámina de acero IF recristalizada durante 150s.	59
Figura 6.13 Micrografía de una lámina de acero IF recristalizada durante 180s.	60
Figura 6.14 Evolución del tamaño de grano durante la recristalización.	61
Figura 6.15 Análisis por DRX del acero IF de estudio.	61
Figura 6.16 Mapeo obtenido por EBSD de un acero IF.	62
Figura 6.17 Mapeo y orientaciones de un acero IF recristalizado.	63
Figura 6.18 Cuantificación de fases por EBSD de un acero IF.	64
Figura 6.19 Gráfico esfuerzo-deformación de una lámina seccionada a 0° con respecto al eje de laminación.	65
Figura 6.20 Determinación del coeficiente de endurecimiento para la lámina orientada a 0°.	66
Figura 6.21 Gráfico esfuerzo-deformación de una lámina seccionada a 45° con respecto al eje de rolado.	67
Figura 6.22 Determinación del coeficiente de endurecimiento para la lámina orientada a 45°.	67
Figura 6.23 Gráfico esfuerzo-deformación de una lámina seccionada a 90° con respecto al eje de rolado.	68
Figura 6.24 Determinación del coeficiente de endurecimiento para la lámina orientada a 90°.	69
Figura 6.25 Láminas de acero IF deformadas por el indentador.	70
Figura 6.26 Micrografía de la parte longitudinal en la zona deformada de la lámina, a) zona de alta deformación y b) zona de baja deformación.	71
Figura 6.27 Micrografía de la parte transversal en la zona deformada de la lámina, a) zona de alta deformación y b) zona de baja deformación.	71

Capítulo 1. Introducción

La industria siderúrgica en México ha tenido un crecimiento en los últimos años, posicionándolo en el 14° lugar de la producción de acero a nivel mundial, de la cual aproximadamente un 50% se destina a la industria de la construcción, el resto se destina a la industria automotriz, la producción de equipos eléctricos, de maquinaria mecánica y productos metálicos en general [1].

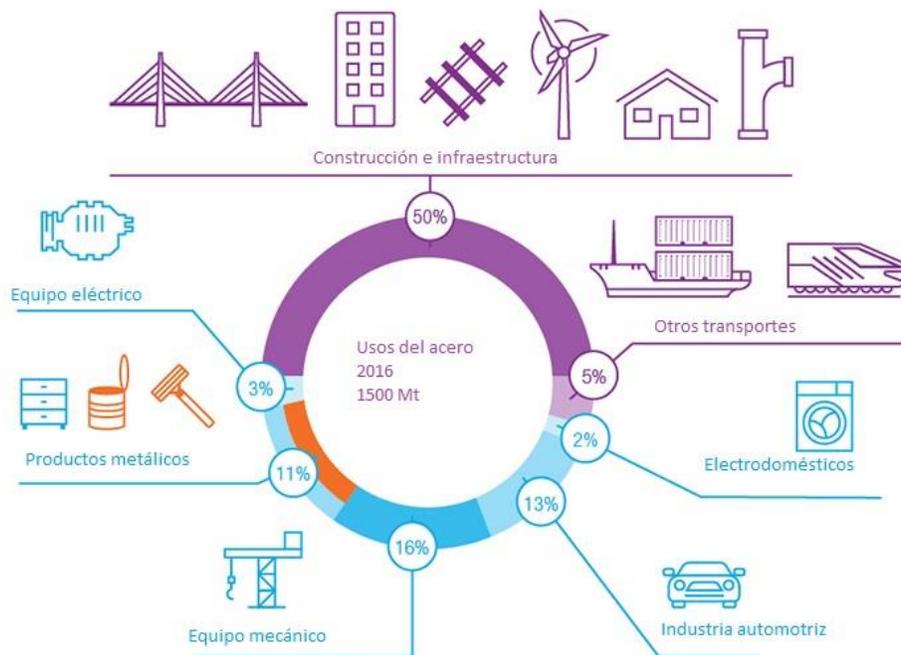


Figura 1.1 Aplicaciones del acero durante el año 2016.

Aplicaciones importantes del acero son la industria automotriz (13%) y los electrodomésticos (2%) [2], requieren productos delgados que posean un buen acabado superficial y espesores uniformes, los cuales son obtenidos después de un proceso de laminado en caliente, rectificados superficialmente, laminados en frío y finalmente recristalizados. Esta forma del acero representa aproximadamente el 40% de la producción mundial de acero, de los que la gran mayoría posee

espesores de entre 0.1 a 0.5 mm, los cuales se destinan a la producción de la carrocería de automóvil, tubos laminados en frío, electrodomésticos, envases, línea blanca, etc. [3]. Para poder obtener espesores por debajo de 2.5 mm, se recomienda reducir la cantidad de cementita presente en la microestructura del acero porque se endurece el material aumentando la dificultad del laminado, lo que es equivalente a reducir la cantidad de carbono en el acero ($\%C < 0.1$).

Desde los años 1970, se obtuvieron importantes avances tecnológicos en la fabricación de aceros especiales con un mayor control en la composición química, los aceros de alta resistencia o HSS (High Strength Steels por sus siglas en inglés) junto con los aceros avanzados de alta resistencia o AHSS (Advanced High Strength Steels por sus siglas en inglés), los cuales mejoran sus propiedades mecánicas con respecto a los aceros comunes; satisfaciendo las necesidades de la industria haciendo que sean utilizados en un amplio rango de aplicaciones [4]. Un acero de alta resistencia que es utilizado para fabricar productos laminados es el acero IF (Interstitial Free por sus siglas en inglés), el cual posee un contenido de carbono y nitrógeno por debajo del 0.01%, los elementos intersticiales son removidos de la matriz por la adición de titanio y niobio [2]. Este acero posee una elongación por arriba del 40%, lo que genera que tenga una excelente formabilidad, haciéndolo idóneo para aplicaciones en la industria automotriz y la producción de piezas de línea blanca. La industria automotriz y de la línea blanca requieren materiales con alta formabilidad y rigidez para las partes exteriores de los productos fabricados; en el caso de la industria automotriz se requieren propiedades como la tenacidad y resistencia a la fractura para salvaguardar a los ocupantes de un vehículo en caso de colisión.

Capítulo 2 Objetivo

Estudiar el efecto de un tratamiento termo-mecánico en un acero IF para la producción de láminas con espesores inferiores a 1 mm.

Estudiar el efecto de la recristalización posterior a una laminación en frío en la textura de láminas de un acero IF y cómo influye en las propiedades mecánicas requeridas tanto en la industria automotriz y línea blanca.

Determinar el valor de la anisotropía y cómo influye en el proceso de embutido.

Capítulo 3 Hipótesis

La ausencia de elementos intersticiales en la estructura cristalina del acero provocará una deformación unitaria en todo el material durante el proceso de embutido, evitando el endurecimiento y la posterior aparición de defectos relacionados al proceso.

El proceso termo-mecánico y la recristalización generarán valores de Coeficiente de Lankford (R) de 1.0 hasta 2.4 necesarios para productos de embutido.

Capítulo 4 Marco Teórico

Antecedentes

La mayoría de las industrias siderúrgicas como ArcelorMittal, Tenaris, Ternium entre otras, están implementando nuevos productos de acero para cumplir con los requerimientos de sus clientes los cuales pertenecen a la industria automotriz y de la línea blanca. Esta implementación de nuevos productos se debe a los continuos avances en tecnología de acería desarrollados en institutos de investigación y centros de desarrollo de la industria. El desarrollo de aceros para estas industrias se ha basado en tres ejes principales:

1. Los principios y aspectos metalúrgicos necesarios para la fabricación de aceros ultralimpios con precipitados de nitrógeno, azufre y carbono.
2. El comportamiento de precipitados (nitruros, carburos, sulfuros, etc.) durante la solidificación de los aceros ultralimpios, así como su comportamiento durante el tratamiento termo-mecánico.
3. La capacidad de respuesta de la lámina a procesos de embutido y estampado empleando la constante de Lankford (R).

El campo que más desarrollo de productos ha necesitado es la industria automotriz, la cual posee un crecimiento de producción en nuestro país atrayendo una mayor inversión, generando que esta industria se encuentre dentro de los primeros 10 aportadores al PIB del país junto con la industria maquiladora encargada de productos de la línea blanca [6].

Aceros utilizados en la industria automotriz.

Algunos componentes de los automóviles han sido sustituidos por materiales más ligeros, teniendo como efecto principal mejorar el rendimiento de combustible y de la motorización. Sin embargo, el acero sigue siendo utilizado en gran parte de la estructura del vehículo, ya que ofrece excelentes propiedades mecánicas de

acuerdo con los requerimientos de la industria automotriz [7]. Esto se ve representado en la figura 4.1.

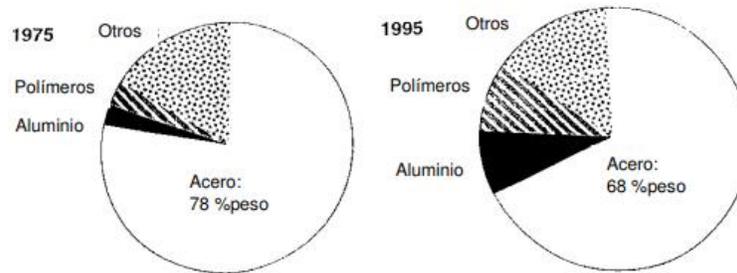


Figura 4.1 Porcentaje en peso de los materiales utilizados para la fabricación de automóviles entre 1975 y 1995

Los primeros aceros en ser desarrollados enfocados exclusivamente en la industria automotriz son los aceros microaleados, fabricados en los años 70, específicamente para mejorar su formabilidad y aumentar la productividad de los productos embutidos [8]. Posteriormente se introdujeron los aceros libres de elementos intersticiales y los aceros de doble fase, ambos poseen una alta formabilidad y resistencia mecánica, estos aceros anteriormente mencionados pertenecen a los aceros HSS. Y finalmente se introdujeron los aceros AHSS, los cuales no poseen una buena formabilidad, pero poseen una resistencia cercana a 1100 MPa. Esta evolución se observa en la figura 4.2.

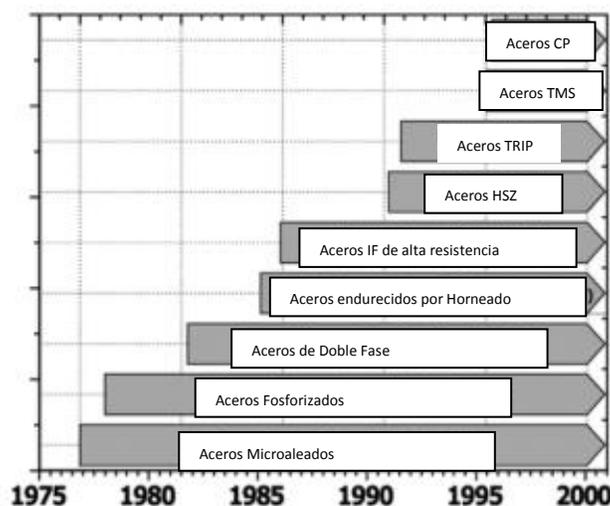


Figura 4.2 Desarrollo histórico de los aceros de alta resistencia en la industria automotriz.

El uso de aceros en la industria automotriz ha sido impulsado por la necesidad de resistir esfuerzos estáticos y dinámicos, requiriendo una alta tenacidad para ser deformados absorbiendo toda la energía antes de que se fracture el material, y así asegurar la integridad de los ocupantes [9]. La combinación entre la geometría del vehículo y los materiales empleados juegan un papel importante para la fabricación automóviles, por lo que los fabricantes los han dividido en dos secciones: la zona de deformación (crumple zone) y el habitáculo seguridad del vehículo (safety cage) (figura 4.3).



Figura 4.3 División de diseño de un automóvil donde se observa la zona de deformación y el habitáculo de seguridad

En la zona de deformación, se emplean aceros que posean una alta formabilidad para obtener formas complejas de un reducido espesor para disminuir el peso del vehículo, que sea rígida y que posea una tenacidad apropiada para que absorba la mayor cantidad de energía antes de fracturarse en caso de un impacto. Estos aceros además de tener las propiedades antes mencionadas mejoran el rendimiento de combustible en los vehículos por la facilidad de crear lámina de menor espesor que traduce en un menor peso y una mejor aerodinámica. Algunos aceros utilizados son aceros de doble fase, ultra bajo carbono parcial o totalmente estabilizados por elementos aleantes como titanio o niobio.

En la zona del habitáculo de seguridad del automóvil, el requerimiento principal es que posea una alta resistencia mecánica, una buena absorción de energía y la

rigidez suficiente para evitar deformaciones que comprometan la integridad de los ocupantes manteniendo la estructura rígida, por lo que se han desarrollado los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS), los cuales son los aceros multifase, aceros ferríticos-bainíticos (FB O Ferritic-Bainitic por sus siglas en inglés), los aceros TRIP (Transformation Induced Plasticity por sus siglas en inglés) y para las partes que requieren una elevada resistencia se utilizan los aceros martensíticos [10]. Que otorgan una formabilidad de mediana a baja, pero poseen una elevada resistencia mecánica.

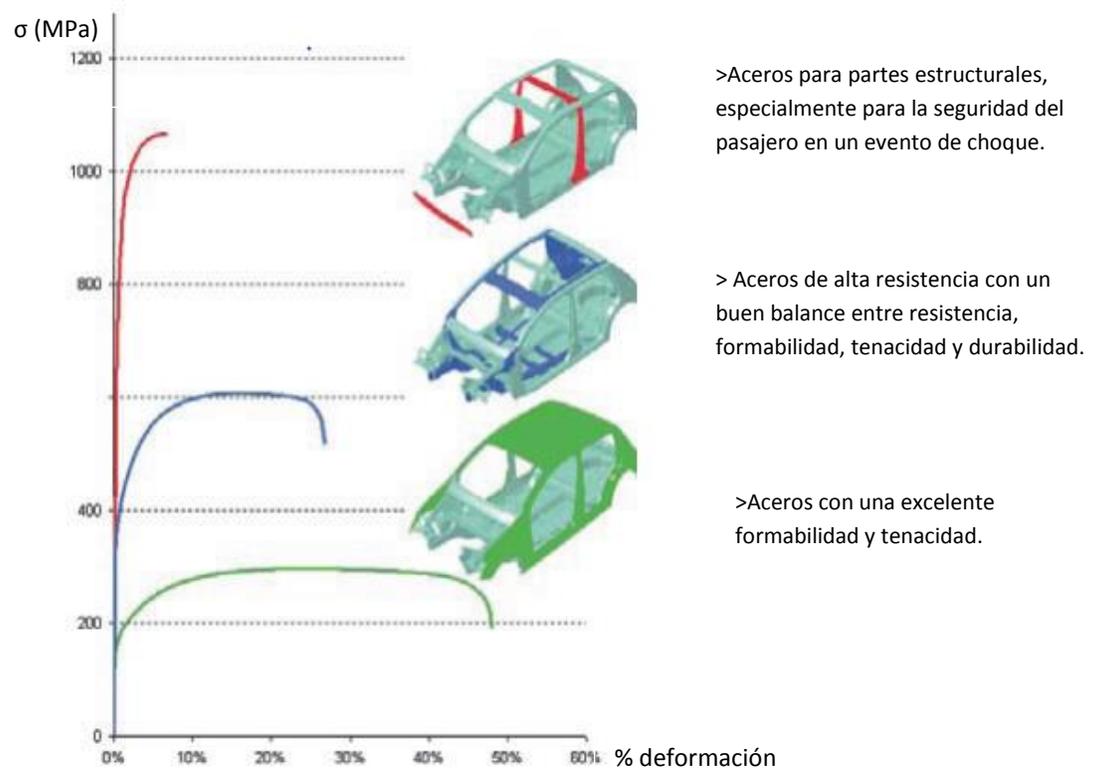


Figura 4.4 Gráfico esfuerzo (MPa) vs % deformación para diferentes tipos de acero y sus aplicaciones en la estructura del vehículo.

En la figura 4.4 se tiene un gráfico de esfuerzo-deformación, donde se observa que los materiales pertenecientes a la zona de deformación presentan una alta deformación y área bajo la curva de la zona plástica representando una alta tenacidad (gráfico verde). El gráfico azul: son materiales que presentan un balance entre resistencia mecánica y formabilidad, y finalmente el gráfico rojo; representa los componentes pertenecientes a la zona estructural, los cuales posee una mínima

deformación y alta resistencia a la fractura para no comprometer la integridad de la cabina [9].

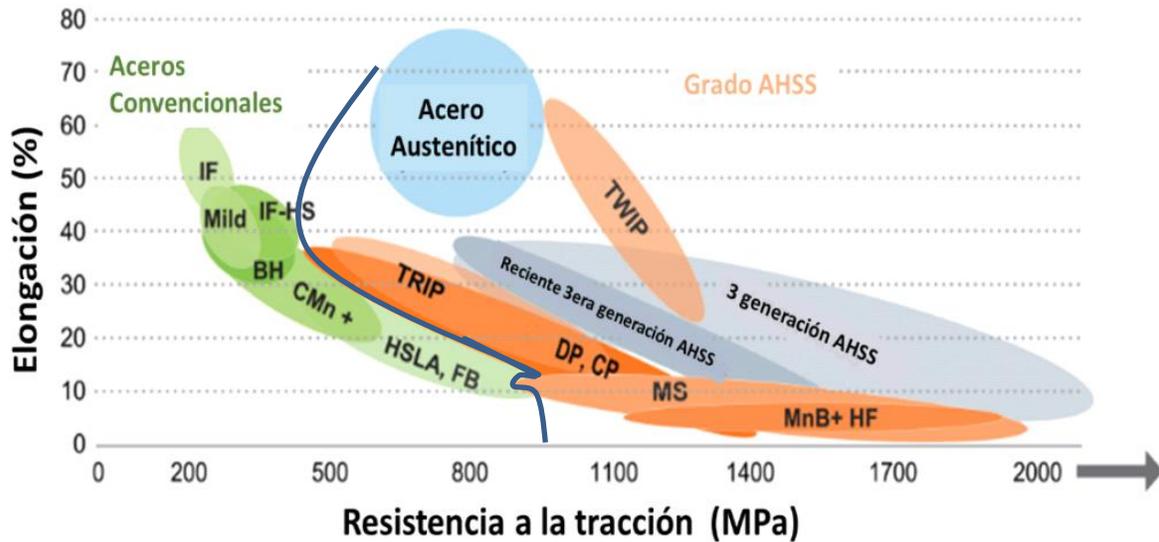


Figura 4.5 Carta de selección de aceros relacionando % de elongación y resistencia a la tracción.

Se observa en la Figura 6 una carta de selección de materiales representando la formabilidad de cada acero mediante la comparación entre la resistencia a la tracción y la elongación máxima [10]. Los aceros de alta resistencia abarcan desde los aceros IF hasta los aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA) mientras que los aceros avanzados de alta resistencia inician en los TRIP, hasta los aceros MnB+HF.

La nomenclatura de estos aceros, la cual es usada comúnmente en reportes de aceros automotrices, posee la estructura “XX aaa/bbb” donde:

XX= Tipo de acero (abreviaciones en la Tabla 1)

aaa= Esfuerzo de fluencia mínimo (σ_f) en MPa

bbb= Esfuerzo máximo de tensión (UTS) en MPa

Tabla 4.1 Designaciones para diferentes aceros.

XX	Tipo de Acero
DP	Fase Doble
FB	Ferrítico-Bainítico
HSLA	Alta Resistencia Baja Aleación
IF	Libre de elementos intersticiales
MS	Martensíticos

Tabla 4.2 Aceros utilizados en la industria automotriz [9].

Mild 140/270
IF 120/300
IF 150/350
DP 300/500
FB 330/450
HSLA 350/450
HSLA 420/500

Aceros de baja aleación y alta resistencia (HSLA).

Los aceros de baja aleación y alta resistencia fueron los primeros aceros de alta resistencia en ser usados ampliamente por la industria automotriz. Poseen un contenido de carbono entre 0.05 % hasta 0.25 %, teniendo como elementos de aleación más comunes el titanio, cromo, molibdeno, vanadio y niobio, con una concentración máxima de 2.0%. Posee una dispersión aleatoria de carburos y pequeños agregados de ferrita-bainita sobre una matriz de ferrita (Figura 4.6). Poseen una elevada anisotropía, ya que varían significativamente las propiedades al cambiar la dirección de prueba, ya que los carburos dispersos aleatoriamente no permiten una deformación uniforme, por lo que no son apropiados para operaciones de formabilidad [11].



Figura 4.6 Micrografía de un acero HSLA.

Debido a la buena resistencia a la fluencia y fractura (480 MPa y 572 MPa), tenacidad y soldabilidad, fue utilizado para partes estructurales de los vehículos, como son los sistemas de suspensión, chasis y partes de refuerzo.

Aceros libres de elementos intersticiales (IF)

Los aceros libres de elementos intersticiales son aceros que poseen un mínimo contenido de carbono ($C < 80$ ppm) y la adición de Titanio y Niobio como elementos microaleantes. La ausencia de elementos intersticiales significa que no hay átomos intersticiales como Carbono, Nitrógeno, Hidrógeno entre otros, libres en la red cristalina, en forma de precipitados [5]. Esto provoca que el acero posea una excelente formabilidad, además de no presentar envejecimiento. Poseen una microestructura completamente ferrítica con pequeños precipitados de nitruros, carburos, sulfuros, carbonitruros de titanio y niobio (Figura 4.7).

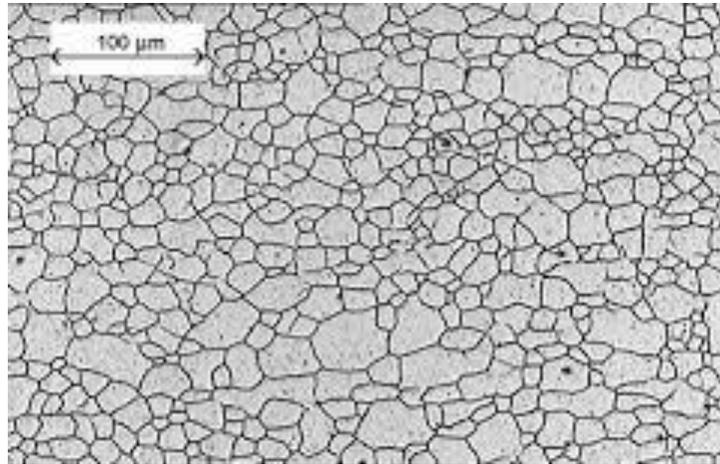


Figura 4.7 Micrografía típica de un acero IF

Los aceros IF son únicos por tener valores de elongación uniaxial (%e), coeficiente de anisotropía normal (valor r) y coeficiente de endurecimiento por deformación (valor n) adecuados para procesos de embutido profundo (DDQ o Deep Drawing Quality por sus siglas en inglés) o embutido extra profundo (EDDQ o Extra-Deep Drawing Quality) haciéndolos superiores a los aceros de bajo carbono.

Producción de aceros IF

El proceso de fabricación de aceros IF fue desarrollado por las industrias siderúrgicas japonesas a finales de los años 1970, de manera general comienza con la obtención de arrabio en un alto horno o a través de chatarra para un horno de arco eléctrico, posteriormente un proceso de refinación primaria seguido por una desgasificación al vacío y finalmente colada continua del acero.

Refinación primaria

Los procesos de refinación primaria utilizados para la producción de este acero son el uso del horno básico de oxígeno (BOF por sus siglas en inglés), el cual insufla oxígeno durante todo el proceso utilizando una lanza de cobre enfriada con agua. El proceso Q-BOP (Quick-quiet basic oxygen process), el oxígeno es alimentando desde la parte inferior utilizando toberas. El proceso K-BOP (Kawasaki-basic oxygen

process), combina elementos del BOF y Q-BOP, la alimentación del gas ocurre en la parte inferior y superior [5].

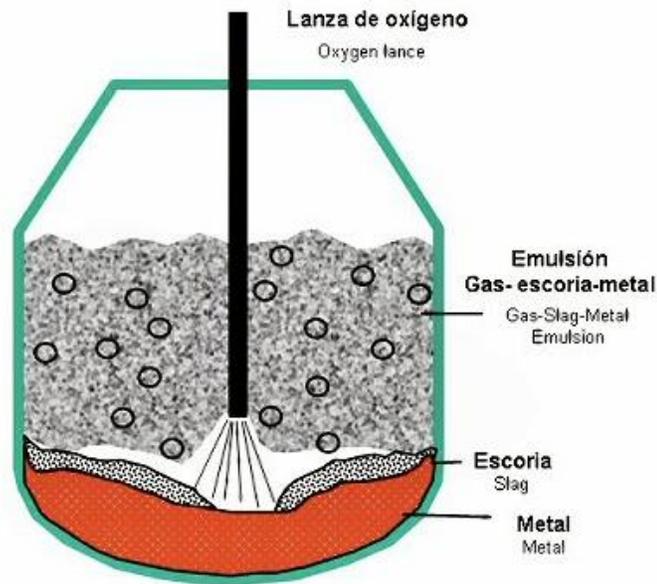


Figura 4.8 Configuración básica de un horno BOF.

El propósito de estos procesos es reducir la cantidad de carbono hasta los niveles requeridos, proveer la temperatura necesaria para los procesos de aceración posteriores y controlar los niveles de nitrógeno en el acero. El carbono es retirado del acero al hacer reaccionar el oxígeno insuflado para formar monóxido de carbono y dióxido de carbono, la velocidad de descarburización depende de la rapidez de alimentación del oxígeno, disminuyendo hasta alcanzar aproximadamente un 0.3% de carbono [12] Las reacciones llevadas a cabo son la siguientes:



Desgasificación al vacío

El acero es vertido en un carro de transferencia hacia el desgasificador. El desgasificador sirve para obtener cantidades de carbono cercanas al 0.005% en masa para obtener aceros ultra limpios, además de controlar el oxígeno disuelto en el acero para evitar la posible formación de inclusiones que son difíciles de remover en un proceso posterior [13]. En este proceso se inyecta gas argón a través de unas boquillas localizadas en la parte inferior del reactor, provocando la agitación del acero líquido. Con este movimiento se promueve la reacción entre el oxígeno y carbono disuelto, reduciendo aún más la cantidad de carbono, ya que, por las condiciones al interior del reactor, se favorece la formación de monóxido de carbono y dióxido de carbono, estos gases junto con el argón son retirados del reactor dado por una diferencia de presiones generada por un vacío creado en la parte superior del reactor. El cúmulo de gases pasa por una serie de filtros que retienen al monóxido y dióxido de carbono, mientras que el gas argón es recirculado para alimentar al reactor.

En el segundo proceso de descarburación, se añaden las ferroaleaciones necesarias para ajustar la composición química requerida, en este momento se agrega de igual forma el titanio o niobio que estabilizan al carbono y nitrógeno restante, provocando la formación de precipitados que reducen la cantidad de C y N en los espacios intersticiales de la red de ferrita formando nitruros de titanio y niobio (TiN, NbC), carburos de titanio y niobio (TiC, NbC), entre otros.

Control de óxidos de hierro, carbono y nitrógeno

Los óxidos de hierro se generan durante todo el proceso siderúrgico, el gas de oxígeno que se utiliza en la refinación del acero líquido oxida una fracción del hierro, de acuerdo con los criterios termodinámicos. Pese a esto, la reacción de oxidación que predomina en el proceso es la formación del monóxido de carbono, pero al llegar a una concentración de 0.3% de C, se reduce la rapidez de esta reacción

debido que la rapidez de transporte de carbono se vuelve limitante, con estas condiciones se promueve la reacción de oxidación del hierro.



Generalmente en los procesos donde existe una agitación fuerte del baño, existe una menor producción de óxido de hierro, ya que la velocidad de interfase aumenta producto de la agitación, reduciendo así la cantidad de oxígeno presente para la formación del óxido de hierro.

En cuanto al contenido de carbono, es preferible reducir los contenidos lo más cercano al requerido desde el proceso primario, para así reducir los tiempos de refinación y desgasificación al vacío, mejorando la productividad del proceso, una fuerte agitación del baño además de la adición de un gas inerte al proceso genera bajos contenidos de carbono además de evitar la oxidación de hierro presente en el acero líquido.

Para el caso del nitrógeno, la formación de monóxido de carbono y la agitación del baño producen la remoción de este gas, ya que este queda adherido a las moléculas de CO y es arrastrado con él durante el proceso de desgasificación al vacío, esto no promueve una completa remoción del nitrógeno, ya que se ha cuantificado una reducción aproximada del 30%. De igual manera como en el carbono, es preciso controlar la cantidad de este gas en los procesos de acería primaria, donde es necesario llegar a un contenido de 25 ppm, para así reducir el tiempo de proceso y solo hacer uso de ferroaleaciones para estabilizar el contenido mínimo de este elemento.

Colada continúa

El proceso de colada continua consiste en vaciar el acero líquido en un recipiente distribuidor, esto se lleva en una máquina de colada continua (MMC), la cual está diseñada para verter el acero líquido en planchones sólidos con la geometría, dimensiones y calidad requerido por el proceso posterior a la colada continua. La olla que posee el acero líquido vacía su contenido sobre un distribuidor o “tundish”

hasta llegar a un determinado tonelaje (15-20% de la capacidad de la olla). El “tundish” está compuesto por placas de acero cubierto de refractario (MgO) [14]. Posteriormente comienza el proceso de verter el acero en un molde vertical de cobre que esta refrigerado internamente por agua, donde comienza la solidificación del acero, para evitar la adhesión del acero al molde de cobre, se utiliza un lubricante que soporta altas temperaturas, además de un sistema de vibración en el molde que a la vez ayuda a que fluya el acero. Finalmente, el planchón de acero es transportado por una serie de rodillos hasta una cortadora que separa el mismo en pequeños tochos de material.

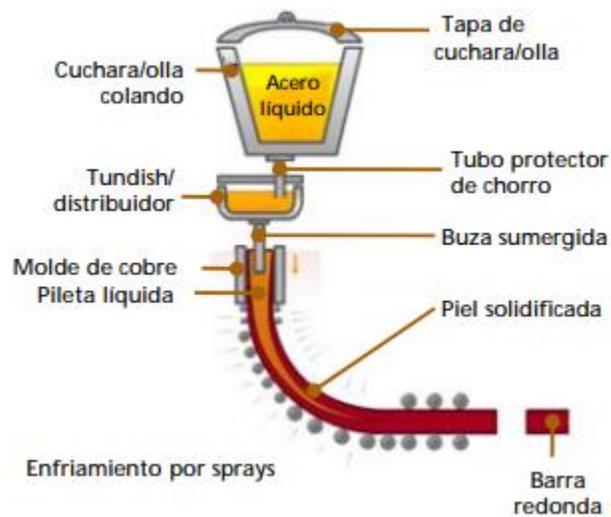


Figura 4.9 Diagrama de una máquina de colada continua.

En la producción de aceros IF es de vital importancia evitar la contaminación del acero, es fácil causar un incremento del contenido de oxígeno, nitrógeno y carbono debido a la interacción con el aire, lubricantes y materiales refractarios con fracciones de carbono que reaccionan con el acero. El elemento prioritario por cuidar es el carbono, por lo que se necesita utilizar materiales refractarios con un contenido bajo de carbono, además se tienen que usar lubricantes que posean poco o nulo contenido de carbono que pueden aumentar la concentración de carbono por arriba de la necesaria.

Clasificación de los aceros IF

Composición química

La principal característica de los aceros IF es la ausencia de elementos intersticiales estos son dependientes de la composición química que posee el material. Los aceros IF se clasifican de la siguiente manera:

- Acero IF estabilizado con Titanio
- Acero IF estabilizado con Niobio
- Acero IF estabilizado con Titanio y Niobio
- Acero IF estabilizado con Vanadio

Acero IF estabilizado con Titanio

El acero IF estabilizado con Titanio comenzó a ser desarrollado a finales de la década de 1970, la innovación con respecto a los aceros LC (Low Carbon) y ULC (Ultra Low Carbon) [15] es la adición de titanio, es añadido para fijar los elementos intersticiales contenidos en el acero, ya que este reacciona con el nitrógeno, azufre y carbono, quedando fijos fuera de la red de ferrita en forma precipitados intragranulares. La fijación de estos elementos intersticiales provoca un aumento en el valor del coeficiente de Lankford (R), los valores necesarios para poseer una buena formabilidad deben ser $R \geq 2$. Se han planteado ecuaciones que permiten conocer el contenido efectivo de titanio a agregar, el titanio presente en solución, y la cantidad de precipitados de carburo de titanio (esto porque se asume que la mayoría del azufre, nitrógeno y carbono forman precipitados con el titanio), para obtener los valores de R necesarios:

$$\%Ti^* = \%Ti - \frac{3}{2}\%S - \frac{24}{7}\%N \quad (ec. 5)$$

$$[Ti] = \%Ti^* - 4\%C \quad (ec. 6)$$

Si cumple:

$$\frac{Ti^*}{C} \gg 1 \text{ entonces } \%TiC = \%5C \quad (ec. 7)$$

Si cumple

$$\frac{Ti^*}{C} \ll 1 : \%TiC = \frac{5}{4}\%Ti^* \quad (ec. 8)$$

Donde:

$\%Ti^*$ = Titanio efectivo.

$[Ti]$ = Titanio en solución

$\%S$ = Azufre en % másico

$\%N$ = Nitrógeno en % másico

$\%C$ = Carbono en % másico

$\%TiC$ = Carburo de titanio en % másico

Se ha encontrado que los aceros IF presentan un máximo de 53% de elongación cuando la cantidad de titanio presente es alrededor del 0.01%, conforme aumenta la cantidad de titanio, se disminuye el porcentaje de elongación del material [5,12].

Las cantidades de Titanio eran adicionadas de manera estequiométrica para estabilizar al C y N como carburos y nitruros respectivamente. Sin embargo, el contenido total de elementos intersticiales era mayor a 300 ppm, por lo que este método era incosteable. Con la tecnología moderna de desgasificado al vacío se reduce la cantidad de elementos intersticiales a 30 ppm, así reduciendo la cantidad de titanio a agregar, se propuso una adición en exceso de titanio más de la requerida para asegurar la formación de precipitados de carbono, nitrógeno y azufre. Comúnmente se agrega una cantidad mínima de 0.010% de titanio, donde se gasta

un 0.006% de Ti durante la fijación del nitrógeno, y el otro 0.004% se consume para estabilizar el carbono restante en la matriz [13].

Los principales precipitados que afectan a las propiedades mecánicas del acero IF estabilizado con Titanio, son el TiN, TiS, $Ti_4C_2S_2$ y el TiC, estando en mayor cantidad el TiN debido al mayor gasto de Ti para la fijación del nitrógeno.

Se postuló que las partículas de nitruro de titanio formadas durante la fundición actúan como sitios de nucleación para la precipitación de TiS Y $Ti_4C_2S_2$. La mínima cantidad de carbono restante es precipitada como TiC. Durante el recalentamiento del planchón de acero, ocurre la disolución del carbosulfuro, dejando solo TiS y TiN [4]. El enfriamiento de la lámina a la temperatura intercrítica durante el laminado en caliente transforma el TiS a $Ti_4C_2S_2$ absorción de Titanio y Carbono. El mecanismo de formación de precipitados se observa en la figura 4.10.

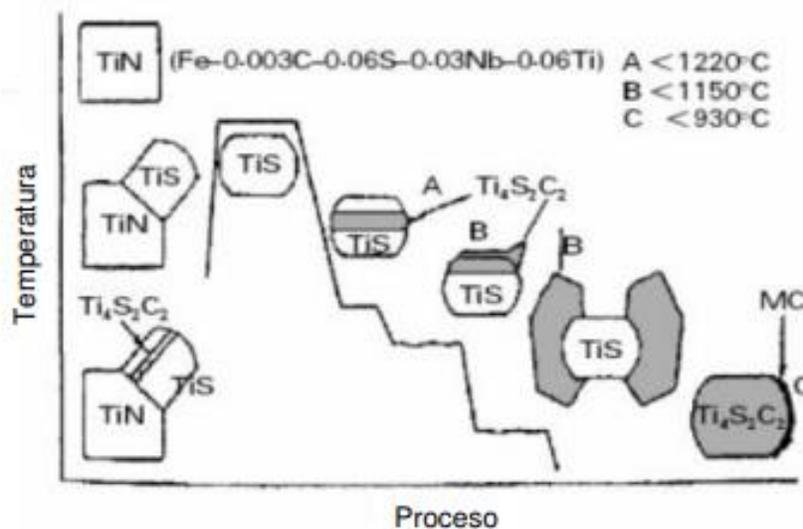


Figura 4.10 Mecanismos de precipitación de compuestos de titanio.

El comportamiento de los precipitados durante el laminado en caliente y el recocido tiene una fuerte influencia en las propiedades de los aceros IF. Se ha reportado que las condiciones de los precipitados en ambas cambian durante el recalentamiento del planchón, afectando el tamaño de grano y la textura.

Aceros IF estabilizados con Niobio

Este tipo de acero presenta cantidades de niobio no mayores a 0.05%, poseen temperaturas de recristalización más altas que los que son estabilizados con titanio [5]. Esto se debe a la baja temperatura en que se forman los carburos de Nb, produciendo partículas que retardan fácilmente el movimiento de los límites de grano durante el recocido, lo que provoca un incremento en la resistencia a la cedencia del material. De igual forma es un elemento refinador de la austenita, ya que posee una mayor estabilidad en la austenita en las temperaturas típicas de laminación, su menor solubilidad en la austenita provee precipitados que retardan el crecimiento de grano al estar presente en sus fronteras.

Aceros IF estabilizados con Titanio y Niobio

En este tipo de acero, se presentan cantidades de titanio (0.005%) y de niobio (0.01%), presenta excelentes valores de ductilidad y de anisotropía normal. En este acero, el nitrógeno se fija con el titanio, necesitando aproximadamente 0.006% de Ti para fijar 150 ppm de N [4]. El niobio igual fija el nitrógeno, sin embargo, el TiN tiende a precipitar a temperaturas más elevadas que la del NbN, con una pequeña densidad de precipitados, lo cual ayuda a prevenir la reducción de la elongación; por lo que el niobio se utiliza principalmente para fijar el carbono formando NbC, además de ayudar a refinar el grano de ferrita.

Aceros IF estabilizados con Vanadio

El uso del vanadio como elemento estabilizador en los aceros IF es un desarrollo más reciente, el vanadio puede sustituir al Nb y Ti para formar tanto nitruros como carburos [16]. Sin embargo, el vanadio es solamente un moderado formador de carburos por lo que es necesario agregarlo en concentraciones mayores para lograr una completa estabilización, debido a esto es más común la combinación de

vanadio y titanio donde estabilizan al carbono y nitrógeno respectivamente, formando VC y TiN.

Los aceros IF con vanadio tienen temperaturas de recristalización menores que otros aceros IF (~700°C), ya que el carburo de vanadio es mucho menos estable que el TiC o NbC con lo que adquiere una mayor solubilidad durante el recocido. De igual forma los aceros IF-V tienen una mayor resistencia a la cedencia que los estabilizados con Ti o Nb.

Formabilidad.

De acuerdo con el Instituto Americano del Hierro y el Acero (AISI por sus siglas en inglés), se establece una clasificación para la calidad del acero laminado de acuerdo al valor del coeficiente de Lankford y el % de elongación [4]. Se incluyen 5 grados: 1-comercial (CQ), 2-estirado (DQ), 3-embutido profundo (DDQ), 4-embutido extra profundo (EDDQ) y 5-embutido súper extra profundo (SEDDQ). Esto se representa en la figura 4.11.

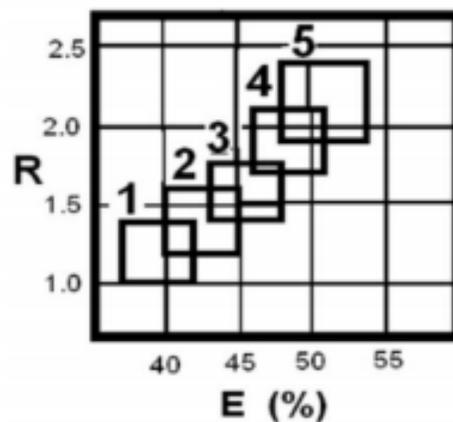


Figura 4.11 Clasificación de aceros según el valor R y el % de elongación.

Las láminas de acero IF presentarán diferentes valores de anisotropía (1 hasta 2.5) y diferentes valores de % de elongación que van desde 35 a 54%, dependiendo de su composición química y del tratamiento termo-mecánico que hayan recibido. Si la lámina de acero posee valores de R y %E que están dentro de los valores antes mencionados, puede ser aplicada en la industria automotriz y en la línea blanca. Los

valores de R dependen de la temperatura de laminación, en la figura 4.12 [5] se observa que la temperatura de laminación en un intervalo de 1100°C a 1250°C donde se obtienen valores mayores al 50% de elongación y valores de anisotropía por arriba de 2.0 debido al comportamiento de los precipitados. La temperatura de laminación depende de la composición química del acero.

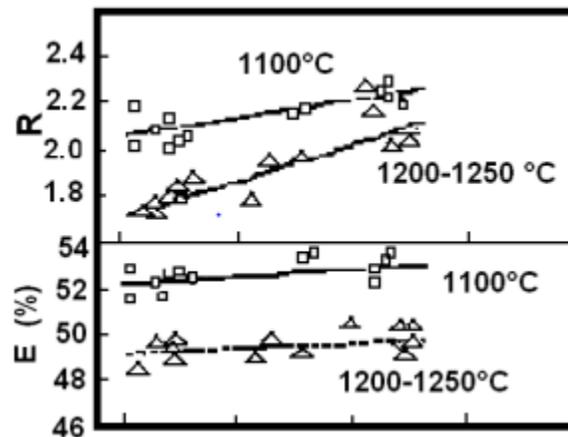


Figura 4.12 Efecto de la temperatura de laminación en los valores de elongación y la constante de Lankford (R).

Tratamiento termo-mecánico

Laminación en caliente

La laminación en caliente consiste en la reducción de la sección transversal de un material que proviene generalmente de una línea de colada continua, la cual proporciona un flujo continuo de material, el material pasa entre dos rodillos cilíndricos que giran en sentido opuesto [17]. Dichos cilindros producen la deformación plástica del material por medio de esfuerzos de compresión y corte.

El tren de laminación, o también conocido como molino de laminación consiste en una serie de estaciones colocadas una después de la otra, en las que se encuentran los castillos de laminación, los cuales son un conjunto de rodillos que transmiten la fuerza necesaria para obtener el espesor deseado a los rodillos que se encuentran en contacto con el material (Figura 4.13).

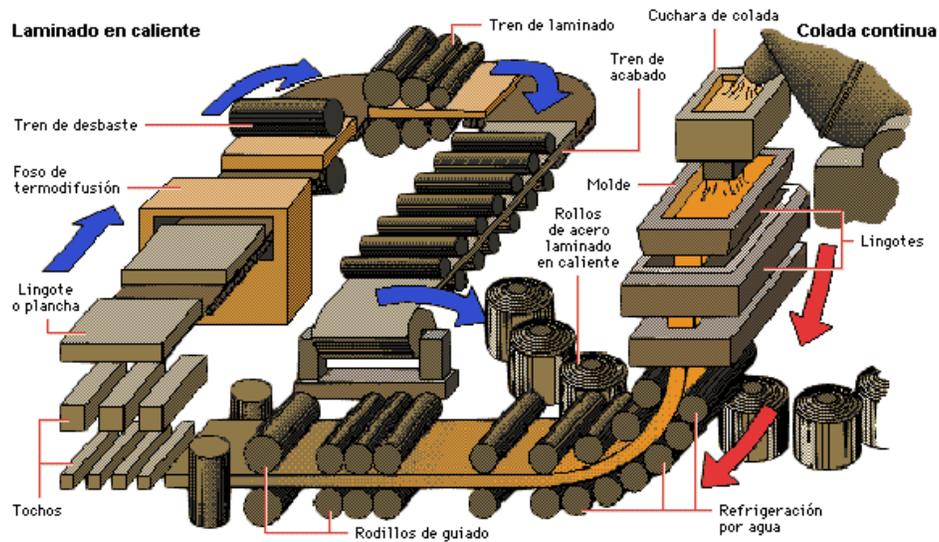


Figura 4.13 Esquema del proceso de laminación en caliente.

Los esfuerzos de compresión se producen cuando el material es deformado por los rodillos para reducir su espesor; los esfuerzos cortantes son efecto de la fuerza de fricción generada por el contacto entre las zonas externas del material y los rodillos.

En la laminación donde se presenta una deformación plana, el ancho de la placa no cambia de manera significativa con la deformación producida con el rodillo, por lo que la compresión vertical producida es traducida completamente en una elongación en la dirección de laminación.

Los procesos de laminación en caliente de aceros se llevan generalmente a temperaturas de austenización, por lo que para mantener esa temperatura los planchones son introducidos a hornos continuos que poseen una temperatura de 1000°C.

Durante la laminación en caliente suceden cambios notables en la microestructura del acero proveniente de la colada continua, se producen cambios de fase como la recuperación y recristalización del grano durante el proceso, cambiando la estructura dendrítica de colada a una microestructura de granos equiaxiales [17] (Figura 4.14)

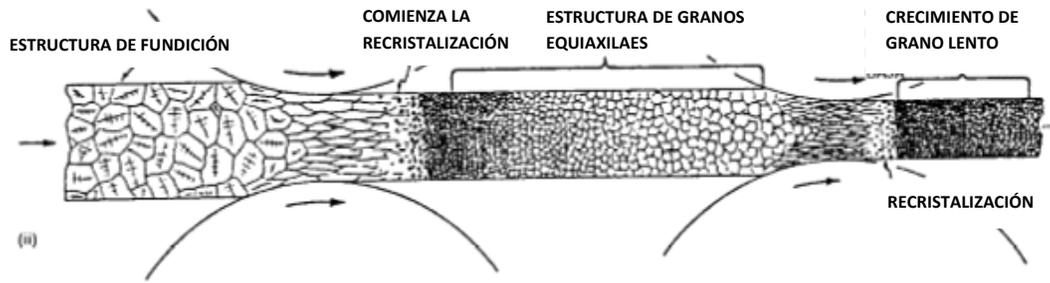


Figura 4.14 Transformación de la estructura de colada en un proceso de laminación en caliente.

Principales características obtenidas del laminado en caliente:

- Altos porcentajes de reducción
- Deficiente acabado superficial
- Limitado control dimensional
- Menores cargas de deformación

Recristalización estática y dinámica

Durante el conformado en caliente, independientemente del proceso utilizado, los procesos que controlan el tamaño de grano resultante son la recristalización estática y dinámica [18], los cuales depende a su vez de la microestructura de partida del material, su composición química y de las condiciones de deformación (temperatura, velocidad de deformación y el grado de deformación esperado). Esto ayuda a mejorar las propiedades mecánicas del material, aumentado la ductilidad, permitir mayores deformaciones y evitar la formación de fracturas en el mismo.

Para estudiar el comportamiento mecánico de este fenómeno se utilizan los ensayos de compresión uniaxial en caliente. Estos ensayos son una representación similar a los que ocurre a los procesos de forja, laminación, extrusión, entre otro. A partir de este se obtienen gráficas de esfuerzo deformación, los cuales reflejan el comportamiento de un material conformado en caliente. De acuerdo con la figura 4.15, estas curvas poseen tres etapas características: etapa de endurecimiento y

restauración dinámica, etapa de transición (se observa una caída del esfuerzo debido a la recristalización dinámica) y etapa de saturación o estado estable [19]. La reducción de esfuerzo observada durante la etapa de transición puede ser de forma continua, conocida como recristalización de pico simple, o en forma de oscilaciones, llamada recristalización dinámica de pico múltiple. Ambos dependen de las condiciones de deformación y las propiedades intrínsecas del material.

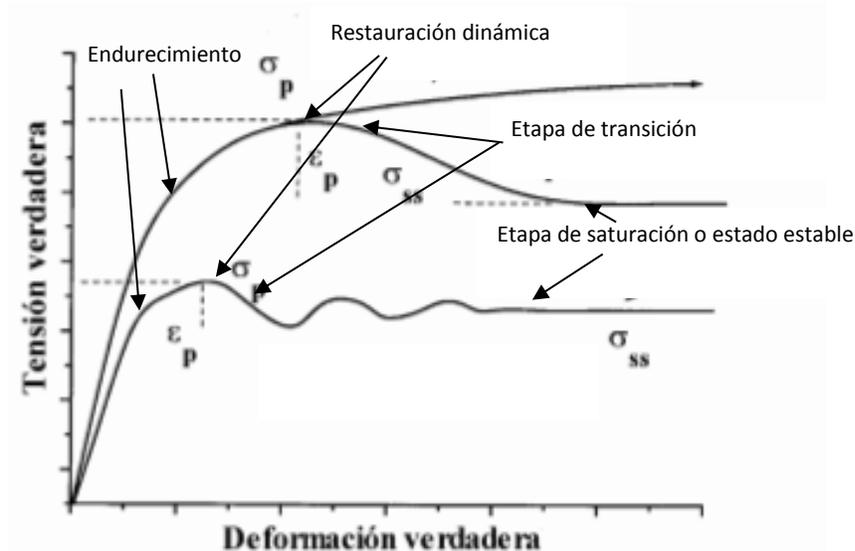


Figura 4.15 Curva esfuerzo-deformación real de una recristalización dinámica.

Algunos materiales no presentan la caída de esfuerzo y la curva está compuesta por dos etapas sin presentar transición. Se dice que el material solo posee restauración dinámica. Esto debido a la energía de falla de apilamiento (E.F.A.), el cual es un parámetro intrínseco del material y que se puede definir como la permeabilidad de un material al movimiento de dislocaciones en su red cristalina y al mismo tiempo su capacidad para generarlas.

Los aceros ferríticos poseen una restauración dinámica muy eficaz porque la movilidad de las dislocaciones es muy alta. Las paredes de dislocaciones formadas en los primeros instantes de la etapa de endurecimiento se convierten en pequeñas fronteras de grano, y rápidamente, conforme la deformación progresa, en límites de grano. El tipo de recuperación de grano que ocurre en esta categoría de materiales durante el conformado en caliente es la recristalización dinámica continua. Se dice

que es dinámica por que la recrystalización empieza y termina con el proceso de conformado todavía en marcha, al contrario del caso estático donde la recrystalización ocurre durante el recocido después de pasar por uno o varios procesos de conformado en frío. La recrystalización dinámica es continua ya que el proceso de formación de nuevos granos se consigue de forma continua y progresiva con la deformación [20].

Etapa de endurecimiento y restauración dinámica

Cualquier material posee un comportamiento similar durante la primera parte de la deformación. Esta etapa de endurecimiento por deformación es caracterizada por el aumento en la densidad de dislocaciones como consecuencia del acomodo de la red cristalina con el esfuerzo aplicado. Posteriormente en los bordes de grano deformados comienza la nucleación y crecimiento de nuevos granos que permiten eliminar parte de las dislocaciones generadas durante el endurecimiento, representados en la figura 4.16 [18].

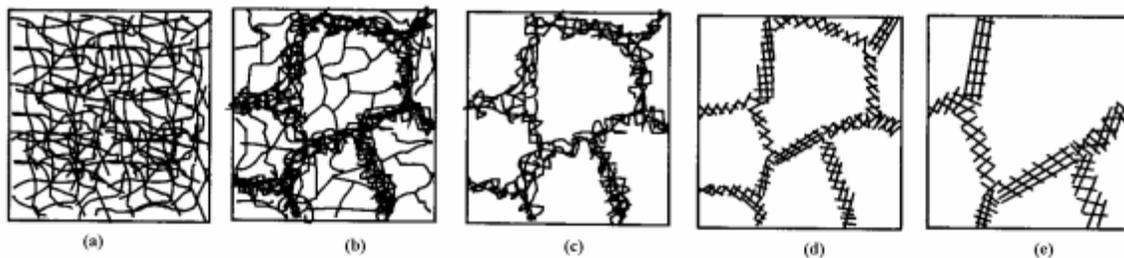


Figura 4.16 Mecanismo de recuperación dinámica para un material deformado: a) generación de dislocaciones, b) formación de celdas, c) aniquilación de dislocaciones, d) generación de subgranos y e) crecimiento de grano.

Etapa de transición

En la etapa de transición existe una clara caída del esfuerzo de fluencia, producto de la recrystalización dinámica, que modifica fuertemente la microestructura y produce el ablandamiento de este. Este fenómeno es acompañado de una disminución de la densidad de dislocaciones. La formación de nuevos granos esencialmente en los bordes de granos deformados y su crecimiento mediante la migración de sus bordes bajo la fuerza motriz consecuencia de la diferencia en

densidad de dislocaciones. El mecanismo de nucleación de los granos es el de migración de límite de grano inducido por deformación, consiste en la migración de una parte del borde de grano de alto ángulo de desorientación, esta migración genera un área libre de dislocaciones (Figura 4.17).

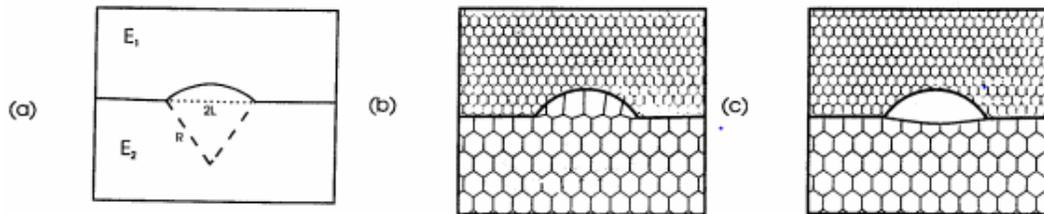


Figura 4.17 Recristalización dinámica mediante el mecanismo de migración del límite de grano inducido por deformación.

Estado estable o de saturación

El estado estable o de saturación marca el estado donde la microestructura evoluciona a nivel local (escala de granos) de una forma permanente y la mantiene globalmente (escala del material) constante, con todos los valores promedios de los parámetros microestructurales constantes [19]. Dicha situación se debe según a un estado de equilibrio dinámico entre las cinéticas de nucleación y crecimiento de nuevos granos por una parte y las cinéticas de endurecimiento y restauración de otra.

Efecto del titanio en la recristalización.

El titanio se encuentra en forma de precipitados (TiC, TiN) los cuales bloquean el movimiento de las dislocaciones, y por ende obstruye el mecanismo de migración de límite de grano inducido por deformación [4, 5], esto se traduce en un aumento de la temperatura de recristalización (Figura 4.17), además de la inhibición del crecimiento de grano, aumentando las temperaturas de proceso por arriba de 700°C.

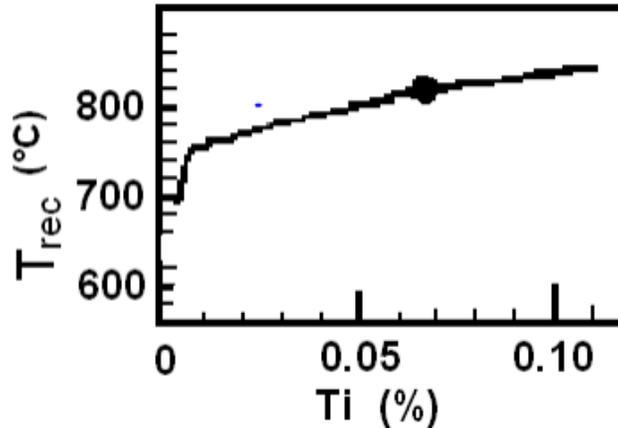


Figura 4.18 Efecto del titanio en la temperatura de recristalización.

Laminación en frío

La laminación en frío posee el mismo sistema de rodillos y la misma configuración del tren laminación presente en el laminado en caliente, la única diferencia es la temperatura de trabajo, la cual es a temperatura ambiente hasta 0.4 la temperatura de fusión del material [17].

Durante este proceso se da el endurecimiento por deformación, ya que conforme aumenta la deformación, sube la densidad de dislocaciones la cual genera un aumento en la energía superficial del grano, haciendo más difíciles deformaciones posteriores (Figura 4.19). Las características de la laminación en frío son las siguientes:

- Buen acabado superficial
- Buen control dimensional
- Bajo porcentaje de reducción posible. Se hace necesario un recocido para aliviar tensiones por deformación plástica en frío (acritud)



Figura 4.19 Representación gráfica del proceso de laminación en frío.

Anisotropía Plástica

La anisotropía es una característica de los materiales que poseen arreglos cristalinos en la que propiedades como el porcentaje de elongación, dureza, resistencia a la fluencia, conductividad térmica, conductividad eléctrica varían de acuerdo con la dirección en que se mida la propiedad [21]. El fenómeno de la anisotropía es debido a la ordenación espacial de los átomos en la red cristalina y afecta a las propiedades mecánicas, eléctricas y ópticas de los materiales. La anisotropía plástica en los metales presenta una fuerte dependencia con respecto al desarrollo de textura en los procesos de transformación, ya sea por procesos tales como solidificación, deformación, recristalización o transformaciones de fase [3].

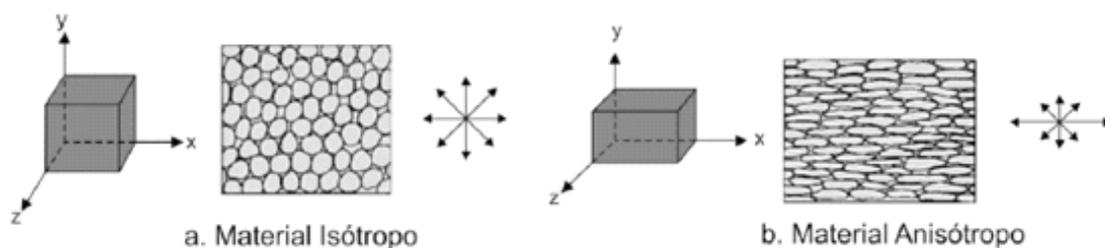


Figura 4.0.20 Representación de un material isotrópico (a) y un anisotrópico (b).

Coeficiente de Lankford R

El coeficiente de Lankford es una medida de la anisotropía plástica de un componente que ha sido laminado. Este valor es utilizado extensamente para caracterizar la formabilidad de una lámina de acero previamente recristalizado [22].

El cálculo de R se realiza considerando que x y y son las direcciones de las coordenadas en el plano de laminación, y z es la dirección del espesor de la lámina, el valor R está dado por la relación de la deformación plástica en el plano XY y la deformación plástica en la dirección Z a través del espesor.

$$R = \frac{e_{xy}^p}{e_z^p} \quad (ec. 9)$$

Donde:

e_{xy} es la deformación en el área formada por el plano XY

e_z es la deformación en el espesor de la placa

Para láminas metálicas, el valor de R se determina en las tres diferentes direcciones de carga en el plano de laminación (0° , 45° y 90° con respecto al plano de laminación) [21]. El valor R promedio para el material es representado por la siguiente ecuación:

$$\bar{R} = \frac{R_0 + 2R_{45} + R_{90}}{4} \quad (ec. 10)$$

Donde: R_0 , R_{45} y R_{90} son los valores de la constante de Lankford a 0° , 45° y 90° con respecto al eje laminación.

Textura cristalográfica

La textura cristalográfica u orientación preferencial de las redes cristalinas que conforman un policristal, se liga con las propiedades físicas y mecánicas que posee un material, por ejemplo, los mecanismos asociados a una determinada transformación (procesos de recristalización, recuperación de granos) [23].

En el caso de los aceros de bajo carbono que han sido laminados en frío, poseen dos grupos de componentes de texturas. Estos componentes de texturas se conocen como fibras, que son granos de una misma fase con diferente orientación formados durante el proceso de laminación en frío. El primero es una textura de fibra α con direcciones $[110]$, la cual se liga a los planos (001) y (110) . El segundo grupo es la textura de fibra γ , con planos (111) paralelos al plano de laminación, los cuales incluyen a los sistemas de planos y direcciones $(111) [110]$ y $(111) [112]$ (Figura 4.20).

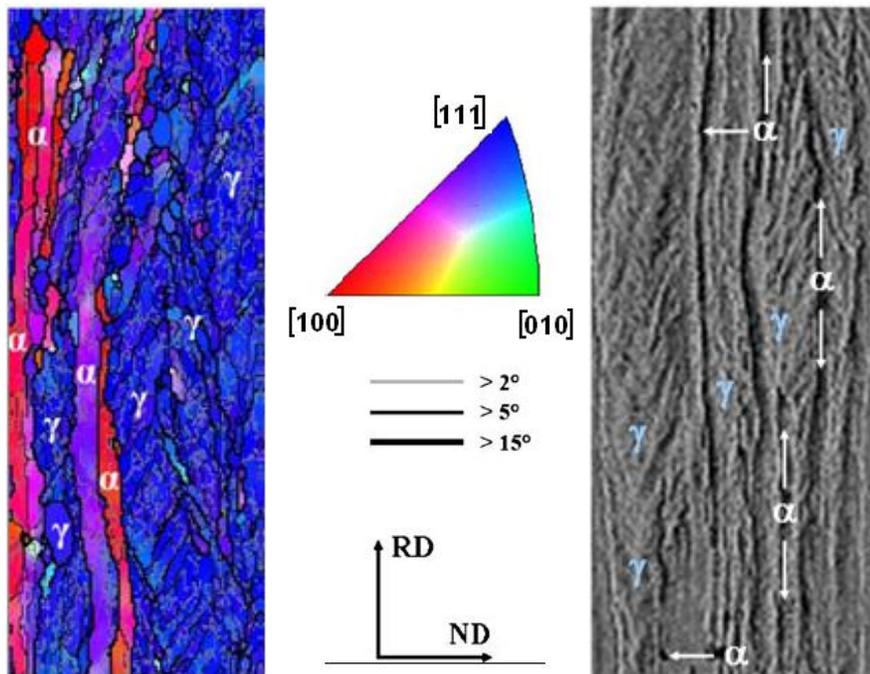


Figura 4.21 Textura de un acero IF laminado en frío.

Se ha estudiado que los aceros IF estabilizados con titanio laminados por arriba de un 80% de reducción, se presenta un incremento en los valores de R, pero de igual

forma influye la composición química y algunos parámetros empleados durante el procesamiento del material [4].

Los precipitados presentes en el acero IF, los cuales son principalmente carburos y nitruros de tamaño relativamente grandes, se encuentran presentes durante la laminación en frío, provocan regiones localizadas de alta deformación, los cuales pueden dar lugar a una nucleación preferencial para la recristalización, logrando un tamaño de grano fino al final del proceso [24].

Durante el recocido de los aceros IF, el valor de R incrementa con el aumento de la temperatura de recocido. Generalmente la temperatura empleada va desde los 760 a 850 °C, este incremento está asociado con el rápido crecimiento de granos con una orientación en los planos (111), esto contribuye a la textura de recocido en los aceros IF. Esta textura se muestra en las componentes de planos y puntos (554), (111), 2.2.5 y 1.1.0. Además, está acompañada por grandes granos equiaxiales por arriba de 940°C, donde cae el valor de R debido a la conversión de ferrita a austenita.

Prueba de formabilidad

Para conocer la formabilidad que posee la lámina de un material, se emplea la norma ASTM E 643-84 "*Método de Prueba Estándar para la Deformación de Láminas Metálicas por Punzón de Bola*". La prueba se aplica a componentes planos que poseen un espesor entre 0.20 a 2.0 mm, una anchura mínima de 90 mm y con una carga máxima de 9800 N. La punta del punzón debe estar pulida y poseer una dureza mínima de 62 HRC [25].

Esta prueba es usada para evaluar la formabilidad de una lámina metálica, donde el punzón aplica una fuerza en dirección normal al plano de la lámina para deformarla, la lámina está sujeta por dos prensas que evitan el flujo de material hacia la zona de ensayo. La deformación biaxial es la que se produce con este

proceso, lo que hace necesario evaluar la microestructura generada con la deformación.

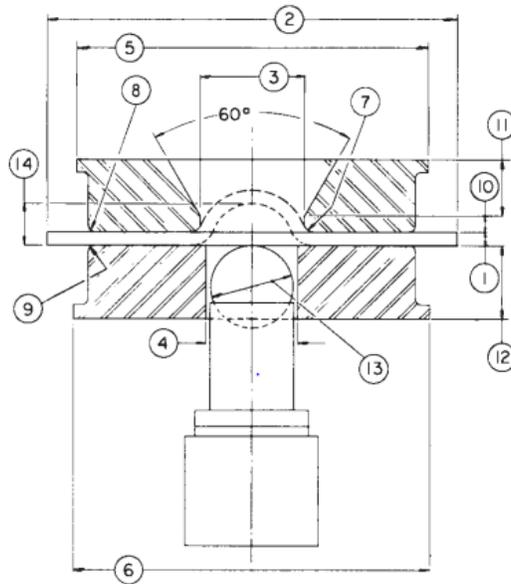


Figura 4.22 Esquema del dispositivo para evaluar la formabilidad.

En la figura 4.22 se observa el esquema del dispositivo para evaluar la formabilidad, donde:

- 1) Espesor de la lámina de prueba
- 2) largo de la pieza
- 3) Diámetro del dado
- 4) Diámetro de la parte profunda del dado
- 5) y 6) Longitudes de los sujetadores externos
- 7) Radio de la esquina interna del dado
- 8) Radio de la esquina externa del dado
- 9) Radio de la esquina del sujetador
- 10) Profundidad del dado

- 11) Espesor del dado superior
- 12) Espesor del dado inferior
- 13) Diámetro del penetrador
- 14) Profundidad de la copa formada

Al realizar esta prueba, se espera obtener una lámina con forma de una pequeña copa, señalada con una flecha en la figura 4.23 [22]. La lámina no debe de presentar deformación en la parte que no corresponde a la copa, la copa debe de presentar una deformación unitaria en todas las direcciones.

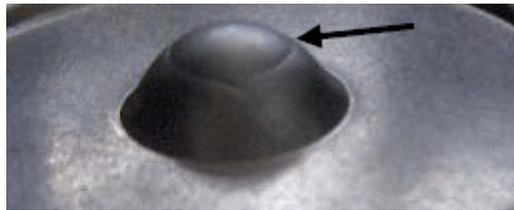


Figura 4.23 Forma esperada al realizar el ensayo.

Capítulo 5 Desarrollo Experimental.

El material de estudio es un lingote de acero IF, proveído por la planta de Arcelor Mittal en el puerto de Lázaro Cárdenas, este lingote posee las siguientes dimensiones: 7.5 cm de largo, 7 cm de ancho y 3.5 cm de espesor. (Figura 5.1)



Figura 5.1 Lingote de acero IF caracterizado.

Caracterización del material

Se cortó una pequeña parte del lingote de 4x2x0.75 cm para realizar un análisis químico mediante Espectrometría de Emisión Óptica por Chispa (SPECTRO Analytical Instruments), ubicado en el laboratorio 002 Ed D de la Facultad de Química, UNAM.

Se espera que el lingote posea la siguiente composición química de acuerdo con el proveedor Arcelor Mittal.

Tabla 5.1 Composición química nominal de un acero IF [26].

%C	%Si	% Mn	% P	% S	% Al	% Ti	% Nb	% Cu
0.01>	0.3>	0.9>	0.08>	0.025>	0.01<	0.12>	0.09>	0.2>

Se realizó la preparación metalográfica de acuerdo a la norma ASTM E-3, donde se hizo un desbaste fino empleando papeles abrasivos de carburo de Silicio desde el grado 240 hasta 2000, se realizó un pulido grueso utilizando un paño de tela de billar y de abrasivo alúmina de una $1\mu\text{m}$, posteriormente se realizó un pulido fino en paños de microfibra empleando alúmina de $1\mu\text{m}$ y $0.5\mu\text{m}$ como abrasivo, y finalmente un ataque químico para revelar la microestructura del acero utilizando Nital 3 (3 mL de HNO_3 y 97 mL de alcohol etílico). Se observó la microestructura en dos microscopios ópticos (Zeiss y OLYMPUS PMG-3) para obtener micrografías detalladas y a grandes aumentos, esto para observar el grano proveniente de una colada continua y los precipitados presentes.

Tratamiento Termo-mecánico

Después de la caracterización del material, se realizó la laminación en caliente del lingote de acero IF. Para esto se utilizó un laminador marca FEM Manufacturing Serie 5" mil, con rodillos para laminación en caliente de 5 pulgadas de diámetro.

Posteriormente se calentó el lingote de acero a una temperatura de 1100°C durante una hora para obtener una temperatura uniforme. Se laminó a una velocidad de 10 mpm (metros por minuto) disminuyendo en cada pasada 3 mm hasta tener una temperatura cercana a 800°C . La temperatura a la que terminó el proceso de laminado fue aproximadamente de 736°C , obteniendo un % de deformación del 57%. Para conocer la temperatura durante el proceso de laminado, se realizó una perforación en la parte central del lingote con una profundidad de una pulgada y un diámetro de $\frac{1}{4}$ de pulgada, en el que se introdujo un termopar tipo K.



Figura 5.2 Mufla utilizada para calentar el lingote del lado izquierdo y laminador utilizado para la reducción de espesor a la derecha.

Tabla 5.2. Condiciones del proceso de laminación en caliente

Temp. Inicial	1100°C
Temp. final	736°C
Rapidez de laminación	10 mpm

Posterior al proceso de laminado se realizó un enrollado a una temperatura de 700°C utilizando como colcha dos fibras aislantes hasta llegar a temperatura ambiente, para promover el crecimiento de los precipitados después de la laminación. Siguiendo a esto, se realizó la rectificación de la placa obtenida para eliminar el óxido superficial formado durante la laminación. Se realizó un corte al lingote para obtener una muestra para revelar la microestructura obtenida en el laminado en caliente en la dirección de laminación. Además, la muestra se llevó a microscopía electrónica de barrido a través de un microscopio JEOLJSM-5900 LV, donde se realizó un microanálisis de energía dispersa de rayos X (EDX).

Laminación en frío

Para la laminación en frío, se realizó la laminación en la Facultad de Ingeniería. Se redujo 0.762 mm por cada paso, para no forzar el motor del laminador, la placa se redujo hasta aproximadamente un espesor de 0.63 mm, obteniendo 3 láminas provenientes de la placa original. Durante la laminación hubo ondulaciones propias al proceso de laminación, por lo que las láminas tuvieron que ser rectificadas.



Figura 5.3 Láminas antes y después del rectificado.

Posteriormente, se cortó una laminilla para revelar la microestructura obtenida después de la deformación.

Recristalización y Recocido

Para el tratamiento térmico de recristalización se cortaron 7 laminillas para ser introducidas a una mufla colocada de manera vertical a 770 °C, esta temperatura se escogió de acuerdo con la Figura 4.17 basándose en el contenido de titanio. Cada laminilla recibió un tiempo de estadía, desde 30 segundos hasta a tres minutos y medio, en intervalos de 30 segundos cada una. Al determinar el tiempo adecuado de recristalización, se recristalizaron todas las láminas a 770 °C. Se medirá el tamaño de grano utilizando el programa ImageJ.

Después de la recristalización se cortó una muestra longitudinal de la lámina tratada para realizar un análisis de textura por EBSD (Electron Backscatter Diffraction por sus siglas en inglés) en el CINVESTAV Querétaro. De igual forma se realizó el estudio de difracción de rayos X (DRX) sobre el plano de laminación para determinar las fases presentes en el material.

Pruebas de tensión y cálculo de R

A partir de una lámina, se cortaron probetas de tensión a 0° , 45° y 90° con respecto al eje de laminación.



Figura 5.4 Probetas de tensión de acero IF.

Se realizó el ensayo de tensión en una máquina INSTRON 4206 con celda de carga de 15,000 kN de acuerdo a la norma ASTM E-8. Posteriormente se realizaron los cálculos para obtener las propiedades mecánicas de cada probeta con su respectiva orientación.

Prueba de formabilidad mediante embutido

Finalmente se realizó la prueba de formabilidad mediante un proceso de embutido, en la que se utilizó un dispositivo de dureza Shore para la operación, el cual simula al equipo de prueba de formabilidad de la norma ASTM E 643-645. Se cortaron láminas longitudinales y transversales con respecto al eje de laminación que fueron decapadas con una disolución (HCl + inhibidor) para retirar el óxido formado en la superficie de la lámina. Posteriormente se desbastaron láminas con una lija de SiC de 600, para así eliminar las imperfecciones (rayaduras profundas, cavidades, etc.) de las láminas que pudieran provocar algún defecto en el material. Estas láminas fueron deformadas con una fuerza aproximada de 17.79 N



Figura 5.5 Dispositivo de dureza Shore utilizado para la prueba de embutido.

Finalmente se realizó la preparación metalográfica de las tiras de lámina deformadas para evaluar el comportamiento del grano durante la deformación en diferentes orientaciones.

Capítulo 6 Resultados y Discusión de Resultados

Caracterización del material

La composición química del acero IF experimental se observa en la tabla 6.1

Tabla 6.1 Composición química obtenida.

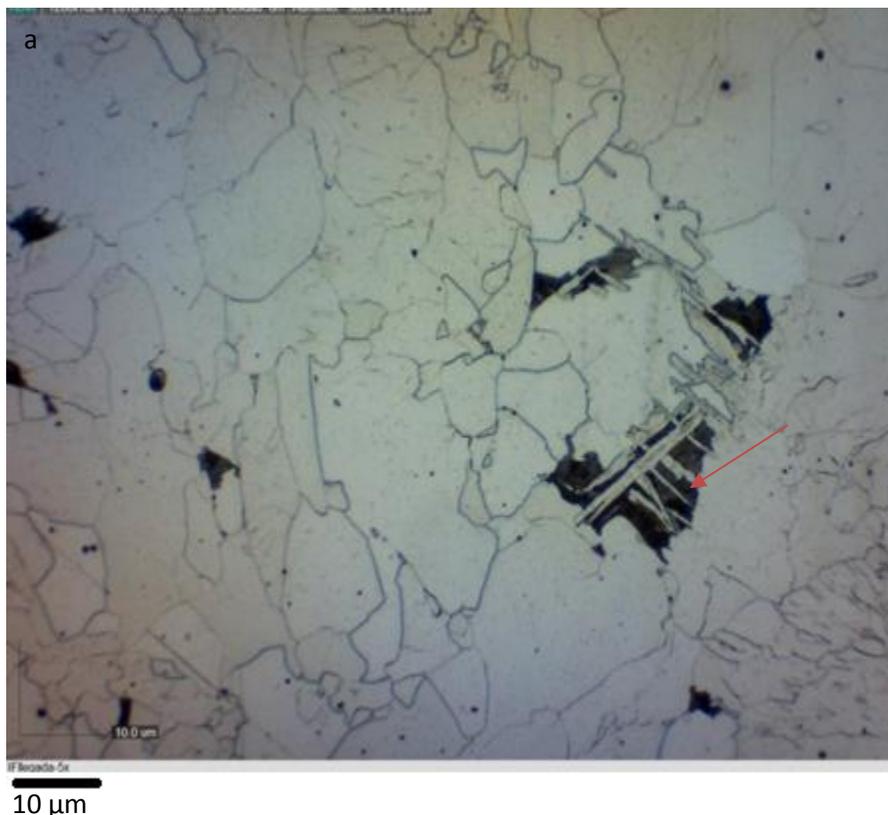
%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%Ni	%Al	%Co
0.014	0.0049	0.071	0.0096	0.013	0.0086	0.0041	0.0048	0.036	0.0026
%Cu	%Ti	%V	%W	%Pb	%Sn	%As	%Bi	%Ce	%Fe
0.023	0.07	0.0062	0.0075	0.0027	0.011	0.0052	0.002	0.0031	99.7

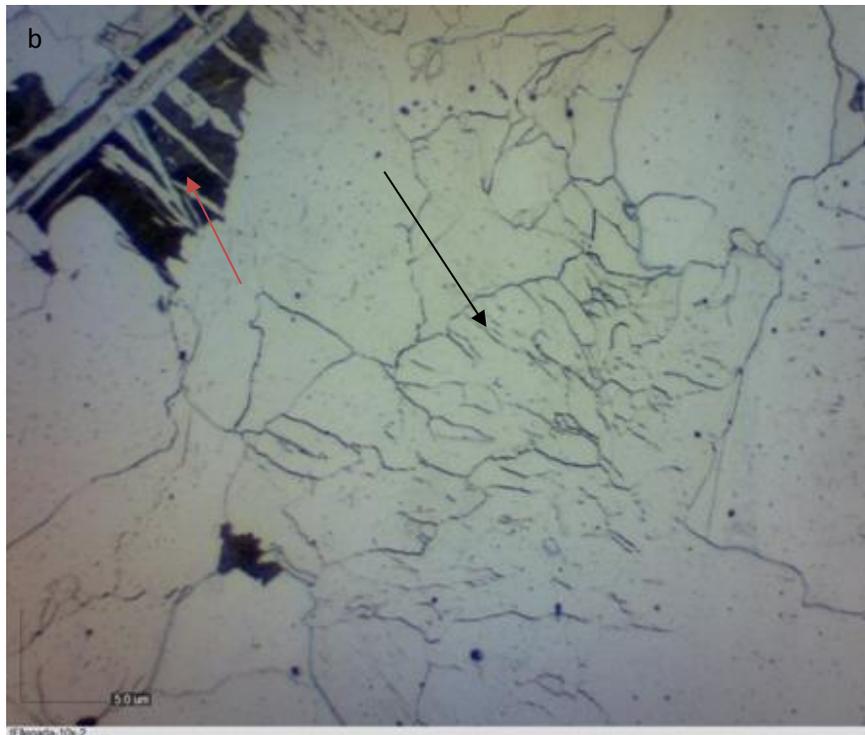
El lingote de acero IF de estudio posee un 0.004% de carbono con respecto a los valores teóricos del acero IF presentados en la tabla no. 3, pero al ser solamente cuatro milésimas, se acepta el material, ya que puede encontrarse dentro del rango de composiciones promedio permitidas. Los elementos como el manganeso (Mn), cobalto (Co), cromo (Cr), molibdeno (Mo) y tungsteno (W) se mantienen en niveles bajos porque estos promueven la formación de carburos que endurecen el material provocando que disminuya la formabilidad del material. Otros elementos como el silicio (Si) y el aluminio (Al) se encuentran dentro de los intervalos de valores de acuerdo con la composición química del fabricante (tabla 6.1), estos elementos provienen del proceso de desoxidación del acero, generan una refinación del grano junto con el titanio (Ti) y el vanadio (V). En el caso del azufre (S) y fósforo (P), para cualquier acero se deben de mantener valores por debajo de 0.030 %, valores arriba de esta cantidad generan sulfuros y fosfuros en la matriz del material que provocan una fragilización, haciéndolo más susceptible a una fractura por impacto.

En la Figura 6.1. se observan las microestructuras del material, se puede apreciar que existen granos de ferrita con un crecimiento de tipo dendrítico (Figura 6.1b y 6.1c) donde existen zonas dendríticas se tuvo una alta velocidad de enfriamiento,

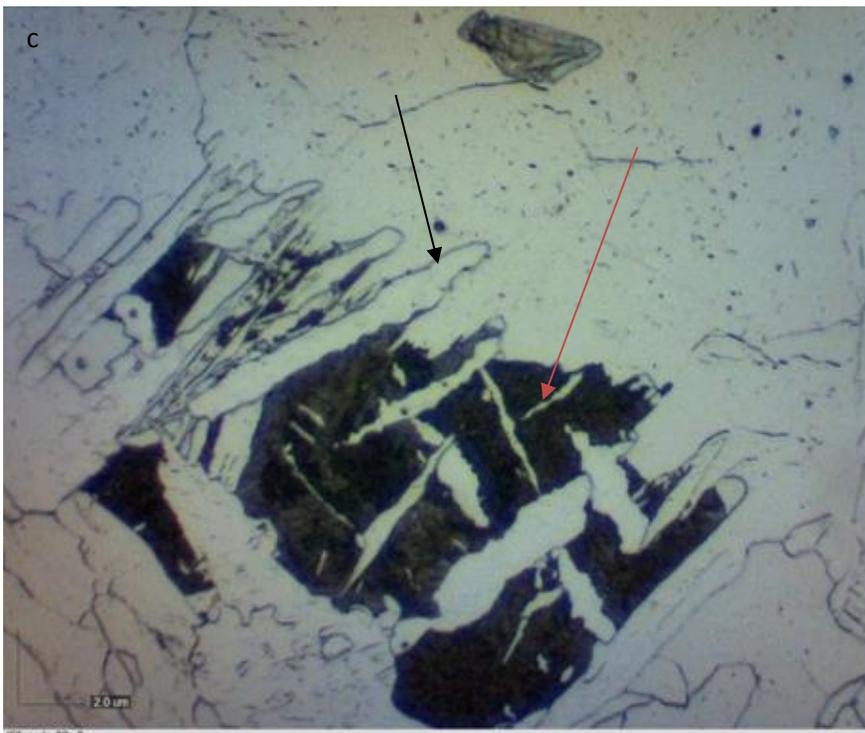
generando una rápida solidificación y promoviendo una nucleación del grano en forma de dendrita, estas dendritas son señaladas con flechas negras.

Existen zonas que poseen granos equiaxiales (Figura 6.1a) que es donde se tuvo una baja velocidad de enfriamiento, dando como resultado una estructura que tiende al equilibrio. Existen zonas oscuras en los granos de ferrita denotados con flechas rojas, esto se debe a la diferente orientación cristalográfica que poseen los granos en esa zona, provocando una refracción diferente de la luz que incide en la muestra (Figuras 6.1 a, b y c). No se observan precipitados de nitruro de titanio (TiN), ya que estos se precipitan durante el proceso de laminado en caliente a una temperatura de 1100°C. El material en este estado tiene un comportamiento frágil, en las partes donde se presentan las dendritas debido a una concentración química heterogénea y a la segregación durante la solidificación, a esto se suma la forma acicular (en forma de aguja) de la misma ya que, al tener ángulos pronunciados, genera una zona de concentradores de esfuerzos. En cambio, en la zona donde existe un grano equiaxial, en la que hay un comportamiento dúctil, debido a que no posee concentradores de esfuerzos.





5 μm



2 μm

Figura 6.1 Micrografía del acero IF de llegada a) granos equiaxiales de ferrita, b) y c) Microestructura dendrítica.

Tratamiento Termo-mecánico

Durante la laminación en caliente, el material se recupera al retirar la carga ejercida por el rodillo, la reducción efectiva del espesor por pasada fue de 2.86 mm, dando un porcentaje de reducción del 8.17 % dando un total de 57%.

La historia térmica del proceso entero se observa en la figura 6.2, la laminación va desde una temperatura de 1100°C hasta 730°C. El proceso no se continua por debajo de 730°C, ya que existe un bajo porcentaje de austenita en la matriz y se pueden dañar los rodillos debido al esfuerzo necesario para deformar el material, además, existen granos recristalizados por la temperatura y la deformación, y al seguir deformando, se obtendría una microestructura de granos deformados.

Las principales pérdidas de temperatura en el proceso se deben al contacto del lingote con la superficie del laminador (los rodillos); a esto se suma que, al retirar el lingote del horno de calentamiento, se impactó en el suelo para romper la cascarilla de óxido formada durante el calentamiento, evitando la incrustación del óxido en el material y genere defectos en las mismo. Otro motivo por el que rompe la cascarilla de óxido es evitar un daño en los rodillos del equipo.

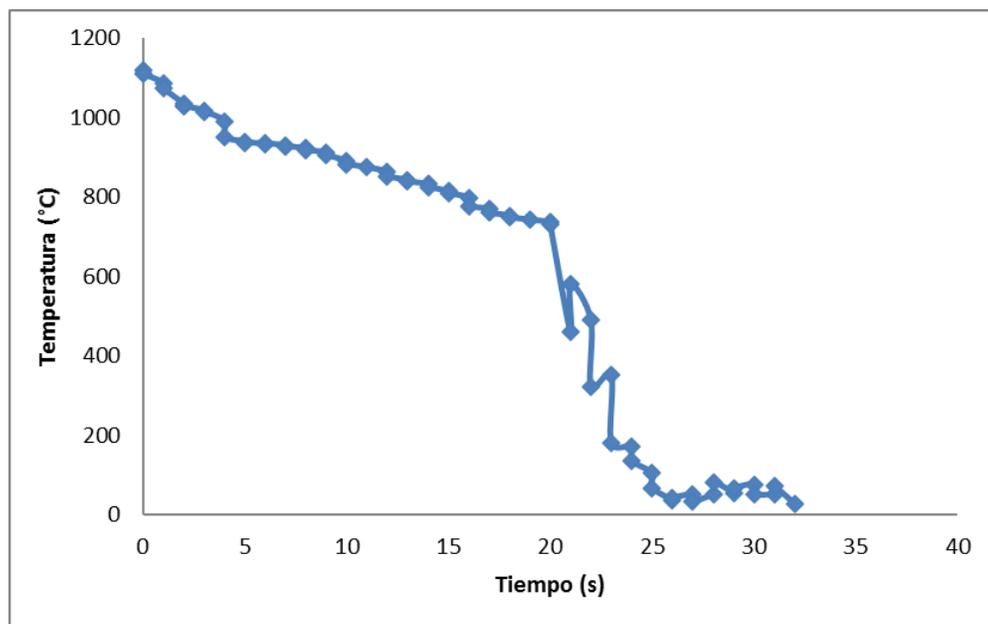


Figura 6.2 Historia térmica del proceso de laminación en caliente.

En la micrografía (Figura 6.3a), se puede observar el cambio de la microestructura tipo dendrítica a granos equiaxiales en su totalidad. Este cambio se da por el proceso de recristalización dinámica durante el laminado, en el que las dendritas y los granos equiaxiales provenientes de la colada se deforman generando una alta densidad de dislocaciones generando una alta energía superficial sobre la microestructura, haciendo que el sistema busque reducir su energía para llevarlo a un sistema estable; esto se logra con la nucleación y el crecimiento de pequeños granos en las zonas de alta energía (fronteras de grano) iniciando la recuperación dinámica.

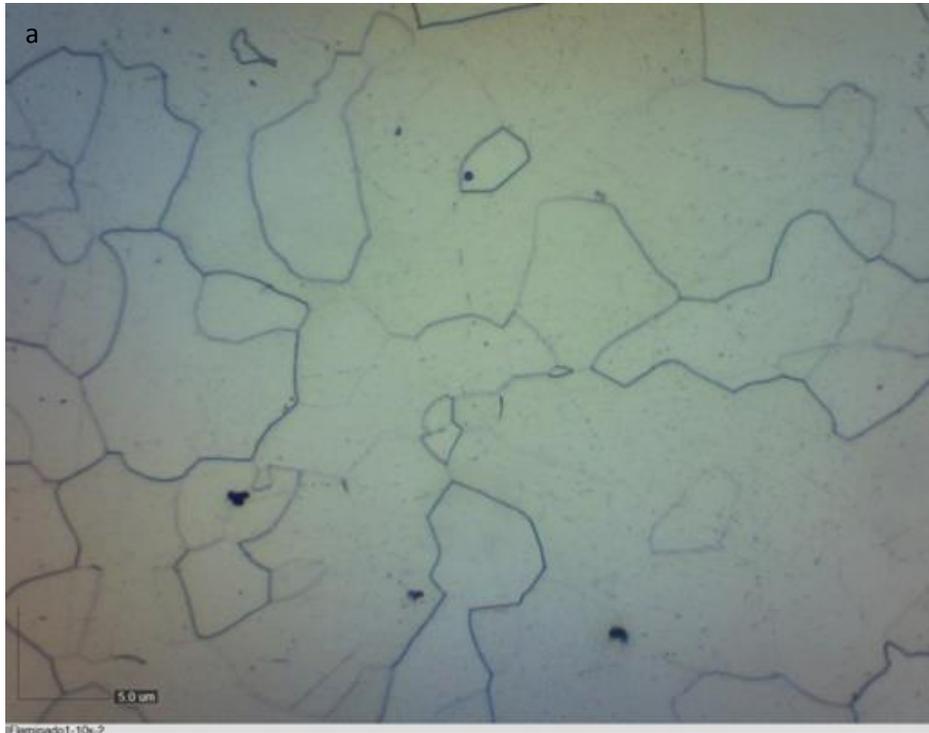
Esta nucleación genera zonas de baja energía superficial, creando una diferencia de energía superficial con las zonas con alta densidad de dislocaciones. Esta diferencia promueve que las dislocaciones se distribuyan a lo largo del material por efecto del mecanismo de migración de límite de grano, disminuyendo su densidad y con esto el esfuerzo de fluencia, dando como terminado la etapa de transición y dejando el material en la etapa estable del proceso de recristalización dinámica.

Estos procesos permiten que el material tenga altos porcentajes de deformación siempre que se mantenga a una temperatura por arriba de 800°C, a temperaturas más bajas el proceso es ralentizado y se mantienen los granos deformados que endurecen el material.

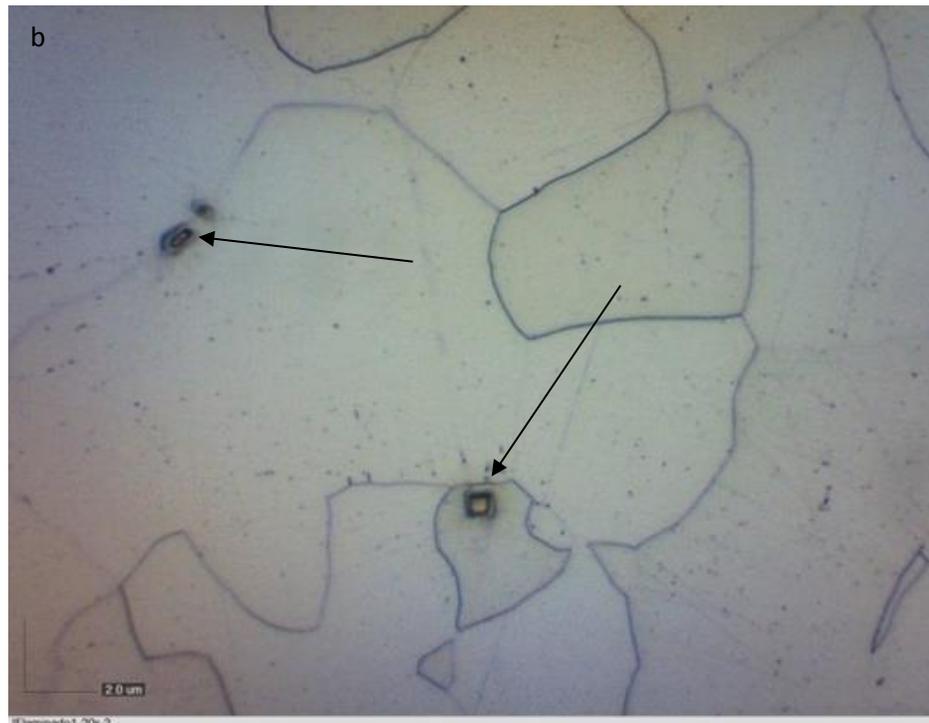
El proceso de enrollado hecho posterior a la laminación promovió el crecimiento del grano por la baja rapidez de enfriamiento hecha, además de promover el crecimiento de los precipitados que surgieron en el proceso.

Se observa la presencia de precipitados de nitruro de titanio (TiN) en la Figura 6.2b, se sabe que es un nitruro debido a la forma geométrica que posee y su color dorado característico del precipitado.

El precipitado de nitruro de titanio es el único que se mantiene a temperatura ambiente debido a su mayor estabilidad termodinámica, los precipitados de sulfuros y carburos son disueltos en el acero al disminuir la temperatura.



5 μm



2 μm

Figura 6.3 Micrografía del acero IF después de ser laminado en caliente TiN a) Microestructura ferrítica obtenida posterior al laminado y b) Precipitados de titanio.

Se observa un precipitado de nitruro de titanio con un tamaño inferior a $1\ \mu\text{m}$. La temperatura de laminación empleada precipitó el nitruro, este posee baja solubilidad en la austenita por su alta estabilidad termodinámica, por lo que precipita a temperaturas de austenización por arriba de 1000°C . Los precipitados mejoran la resistencia mecánica de la lámina al precipitar cerca de los límites de grano de austenita, esta precipitación impide el crecimiento del grano de austenita promoviendo un grano fino. Además, suprime la formación de dislocaciones porque al estar ubicados cerca de los límites de grano, ancla la deformación de los granos provocando que estos fluyan al ser laminado el material, contribuyendo a la obtención de altos % de deformación.

La pieza de estudio se llevó a MEB para tener mejor detalle, la microestructura presenta granos equiaxiales con cavidades en la matriz de ferrita, estas cavidades son orificios donde se encontraban los nitruros de titanio (Figura 6.4), los cuales fueron arrancados por la microfibras de los paños de pulido fino.

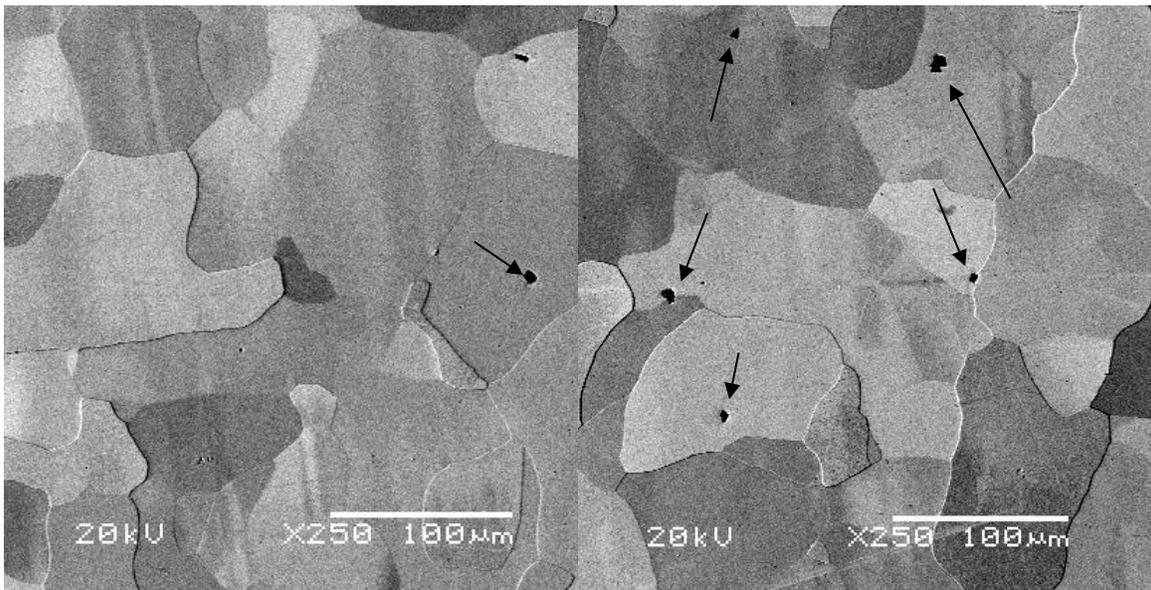


Figura 6.4 Microestructura de un acero IF observada vía MEB señalando las cavidades formadas por los precipitados.

En cada una de las cavidades, se realizó un microanálisis para determinar la composición en esas zonas y verificar la presencia de trazas pertenecientes los precipitados de titanio arrancados.

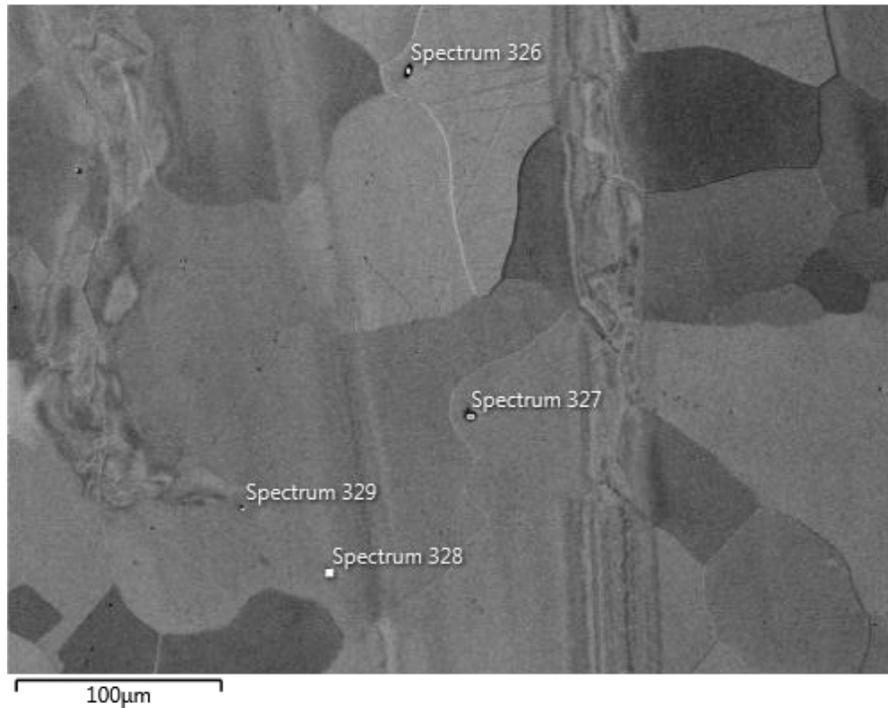


Figura 6.5 Microestructura de un acero IF con análisis puntuales para microanálisis.

Spectrum 326			Spectrum 327			Spectrum 328			Spectrum 329		
	Wt%	σ									
Ti	50.9	0.3	Fe	44.8	0.3	Fe	90.7	0.3	Fe	90.0	0.4
N	28.5	0.4	Ti	32.9	0.2	C	5.4	0.3	C	6.9	0.3
Fe	16.7	0.2	N	18.3	0.4	O	3.6	0.1	Cu	0.5	0.1
C	3.4	0.3	C	3.3	0.3	O	3.6	0.1	S	0.3	0.0
Zr	0.5	0.1	S	0.7	0.0	Si	0.3	0.1	Si	0.2	0.0

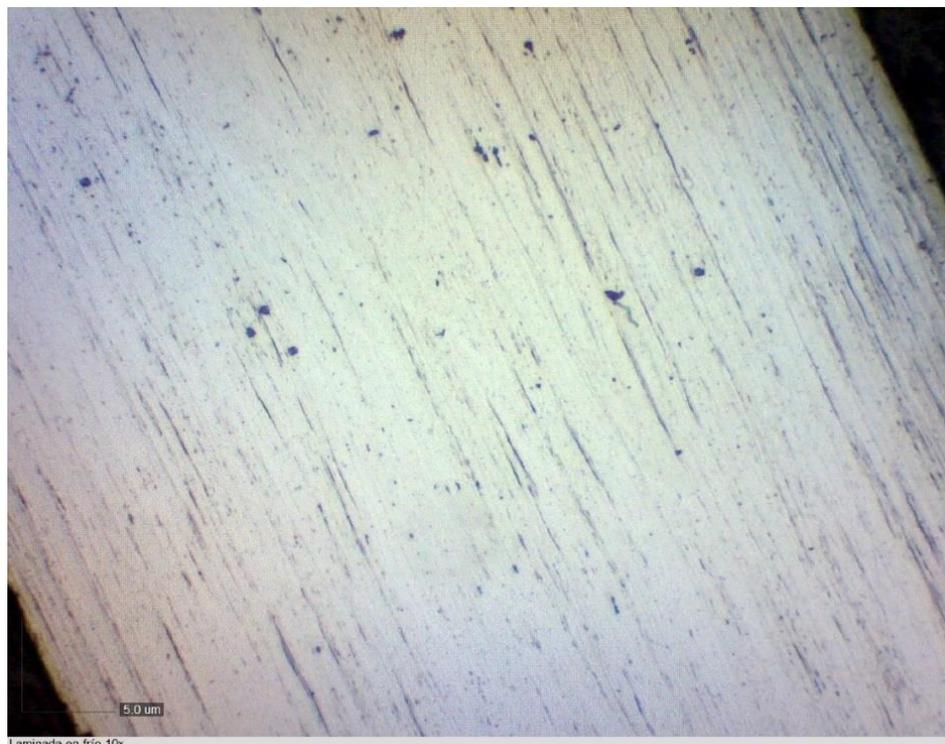
Figura 6.6 Espectros obtenidos vía microanálisis para los puntos indicados en la figura 6.5.

En la Figura 6.6 se observan los resultados de los microanálisis hechos en los puntos de la Figura 6.5. El punto 326 se presenta una alta concentración de titanio y nitrógeno, se puede decir que en esa cavidad había un nitruro de titanio o incluso un carbonitruro de titanio; el análisis muestra la presencia de zirconio el cual es producto de la semejanza con la longitud de onda del titanio. En el punto 237, existe presencia de titanio, nitrógeno y carbono, por lo que es probable la existencia de un carbonitruro de titanio. En el punto 238, no hay presencia de titanio, ni de nitrógeno, por lo que ese punto debe ser una porosidad propia del material. Finalmente se estudia el punto 238, donde no hay presencia de titanio, pero sí de azufre, por lo que ese punto tiene composición de una inclusión de FeS. En estos últimos dos

microanálisis hay oxígeno, silicio y cobre, los cuales igual son productos de la semejanza en longitudes de onda con el carbono y hierro.

Laminación en frío

Se realizó el proceso de laminado en frío, con un porcentaje de deformación total en el proceso es de 95.8%. En la figura 6.7 se observa la microestructura completamente deformada con la presencia de cavidades pertenecientes a los precipitados de titanio que fueron arrancados. Estos precipitados actúan de la misma forma que en el laminado en caliente, al estar localizados en los límites de grano, permite anclar las dislocaciones provocando que el material fluya en el sentido de laminación por lo que no se genera un aumento considerable en el esfuerzo de fluencia del material, permitiendo ser deformado sin producir la fractura del material.



5 μ m

Figura 6.7 Micrografía de un acero IF laminado hasta un espesor de 0.5 mm.

Recristalización de las láminas de acero

En el proceso de recristalización se evaluó el efecto del tiempo de proceso a las laminillas sometidas al tratamiento. El objetivo de este proceso de recristalización es obtener una microestructura con un grano del tamaño de las bandas de deformación, el cual es en promedio 25 μm .

En este proceso ocurre la recristalización estática, la cual posee los mismos mecanismos de recuperación y recristalización de grano que la dinámica, con la única diferencia que no hay deformación durante el proceso, lo que provoca que se requiera un mayor tiempo de tratamiento.

La figura 6.8 presenta la micrografía de una laminilla con un tiempo de recristalización de 30 segundos, se observa una ligera recuperación del grano en los límites de grano deformado (indicado con las flechas color rojo), iniciada por la nucleación de pequeños granos sobre las bandas de deformación, los cuales poseen un tamaño promedio de 3.53 μm . La mayoría de los granos presentan una severa deformación producidas por la laminación en frío, esta forma de grano produce que el material no sea deformado de forma unitaria en el plano XY debido a su estructura anisotrópica de acuerdo con la Figura 4.17. Teniendo en cuenta lo antes mencionado se descarta el tiempo de tratamiento.

De igual forma se observan varios precipitados de TiN indicados con las flechas sobre las bandas de deformación, los precipitados poseen un tamaño promedio de 5.99 μm , son más grandes con respecto a los vistos en la laminación en caliente (Figura 6.3). Estos precipitados grandes son producto de un mayor tiempo de enfriamiento del lingote que fue lamiendo en caliente.

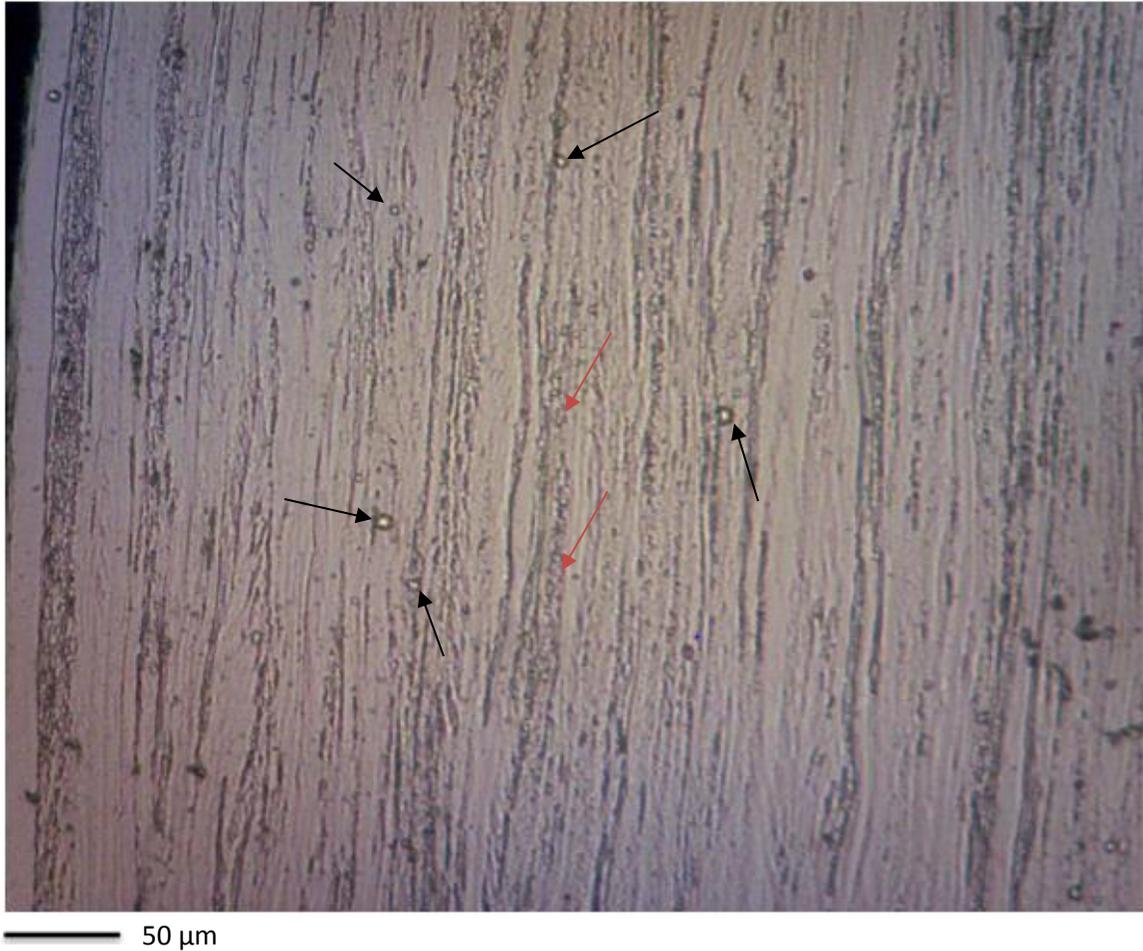


Figura 6.8 Micrografía de una lámina de acero IF recristalizada con precipitados de TiN durante 30s.

En la figura 6.9, se observa la microestructura de la laminilla con un tiempo de proceso de 60 segundos, presenta un tamaño de grano promedio de $26.25 \mu\text{m}$, similar al de la banda de deformación. Los granos poseen una forma equiaxial, reduciendo su anisotropía y permitiendo que exista una deformación unitaria en el plano XY. Además, se encuentran orientados en el sentido de la laminación en frío, por lo que no se ha perdido todo el efecto del endurecimiento de la lámina. Se observan pequeñas cavidades en el acero, indicando la presencia de precipitados en el laminado que fueron arrancados durante el pulido. La microestructura obtenida es la requerida para el proceso de embutido, por cual se utilizará ese tiempo para tratar las láminas obtenidas en la laminación en frío.

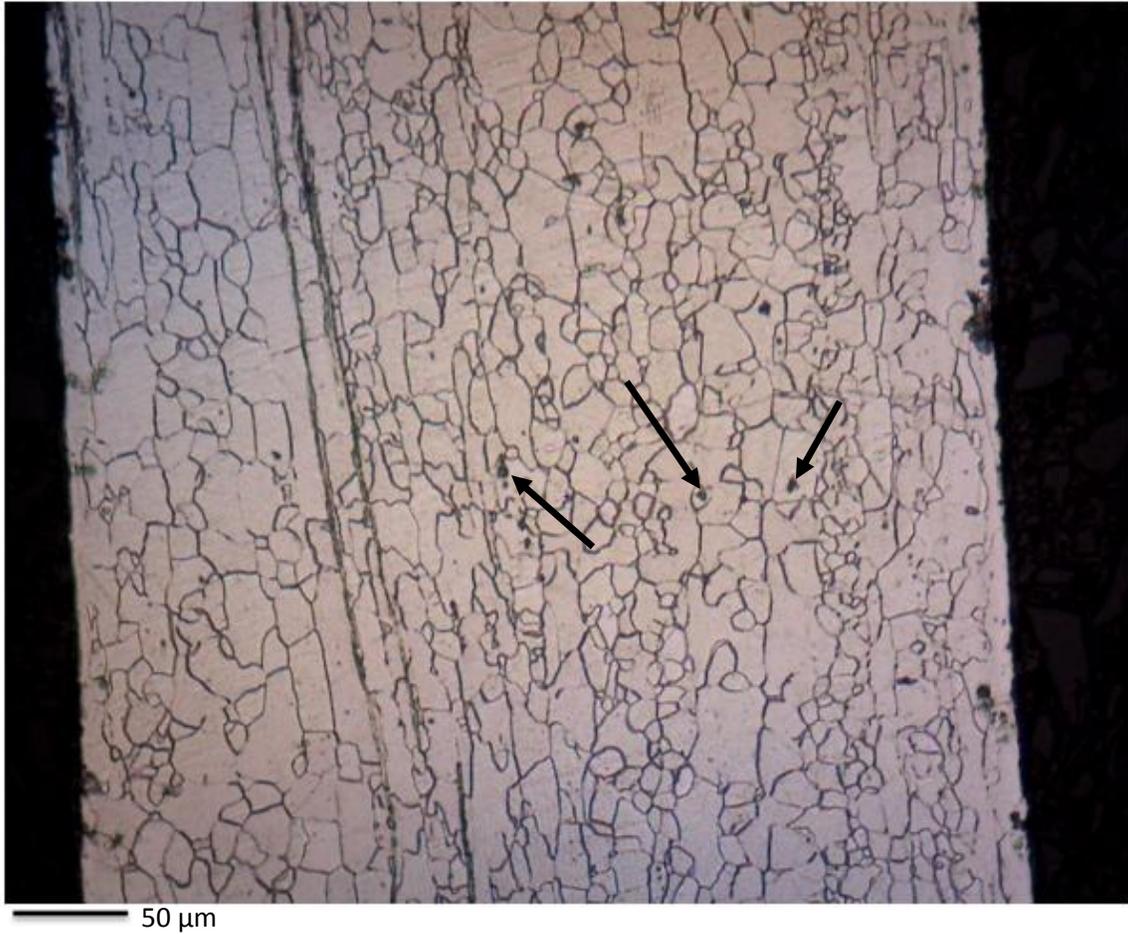
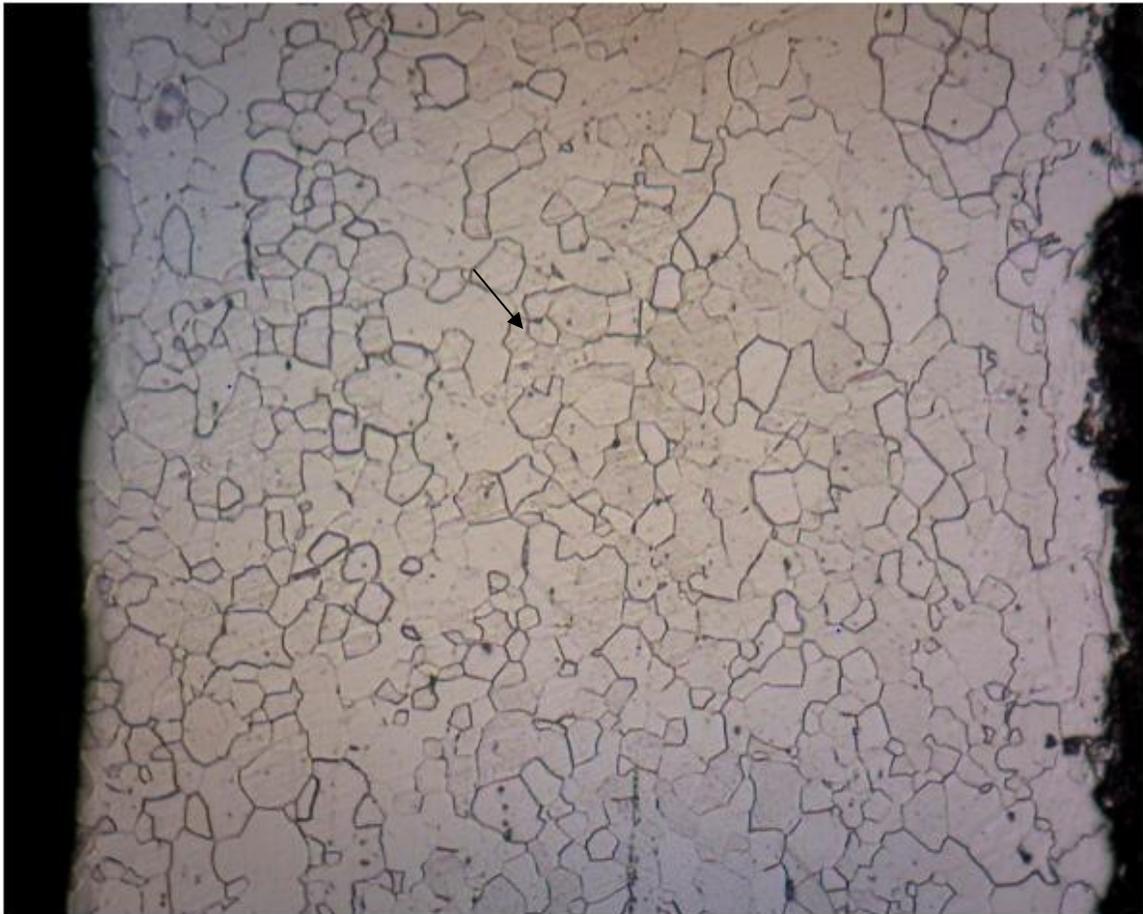


Figura 6.9 Micrografía de una lámina de acero IF recristalizada durante 60s.

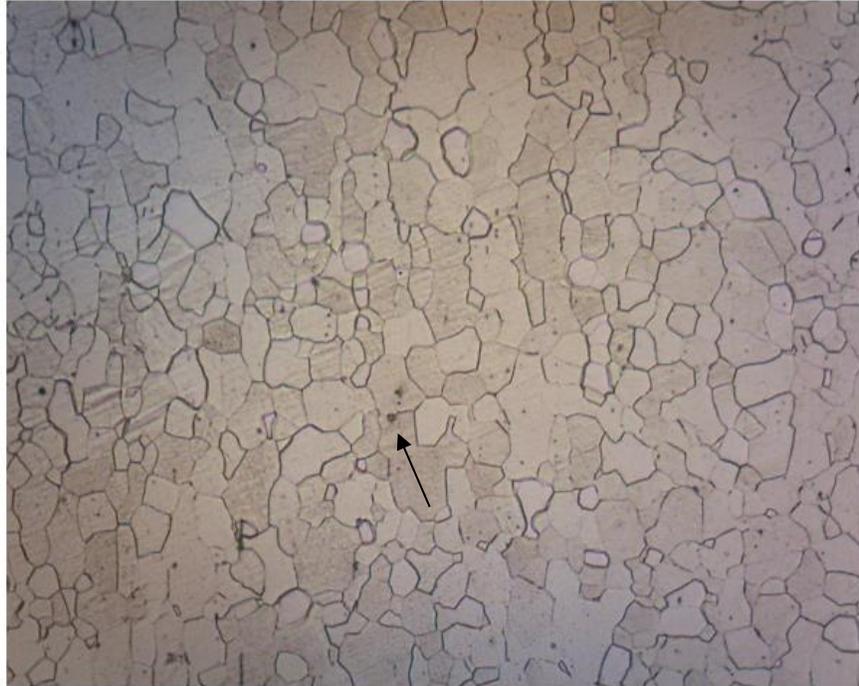
En la figura 6.10 se presenta la microestructura de la laminilla tratada durante 90 segundos. Se observa un grano equiaxial de un tamaño mayor que las bandas de deformación (41.47 μm); de igual forma no se observan los granos equiaxiales orientados en el sentido de laminación, provocando la pérdida de resistencia mecánica y rigidez del material, por lo que este tiempo de proceso se descarta. Se marca un precipitado de TiN con una flecha, es posible los demás precipitados hayan sido arrancados durante el pulido fino de la pieza.



50 μm

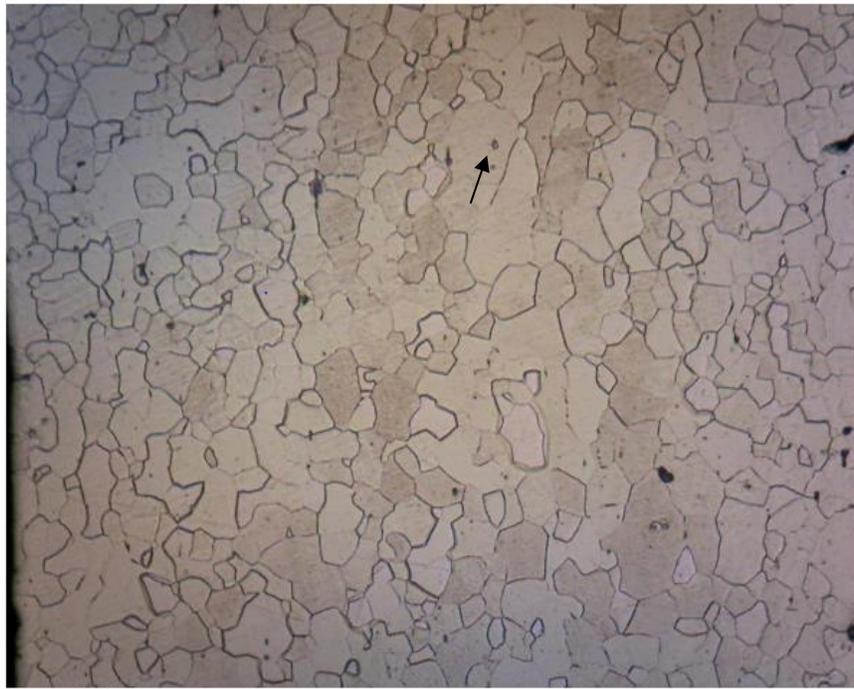
Figura 6.10 Micrografía de una lámina de acero IF recristalizada durante 90s.

Las Figuras 6.11, 6.12 y 6.13 presentan las micrográficas de las laminillas recristalizadas durante 120, 150 y 180 segundos respectivamente. Los granos presentan una forma equiaxial. Si se quisiera aumentar el tamaño de grano, se debe incrementar el tiempo de estadía en el interior del horno para promover la difusión entre los átomos de cada grano y así provocar su crecimiento, pero esto sería contraproducente para la aplicación esperada, ya que disminuirían propiedades mecánicas importantes como el esfuerzo de fluencia y el esfuerzo máximo de tensión, indispensables para láminas de la zona de deformación de un automóvil. Hay presencia de pequeños precipitados de titanio en las 3 micrográficas.



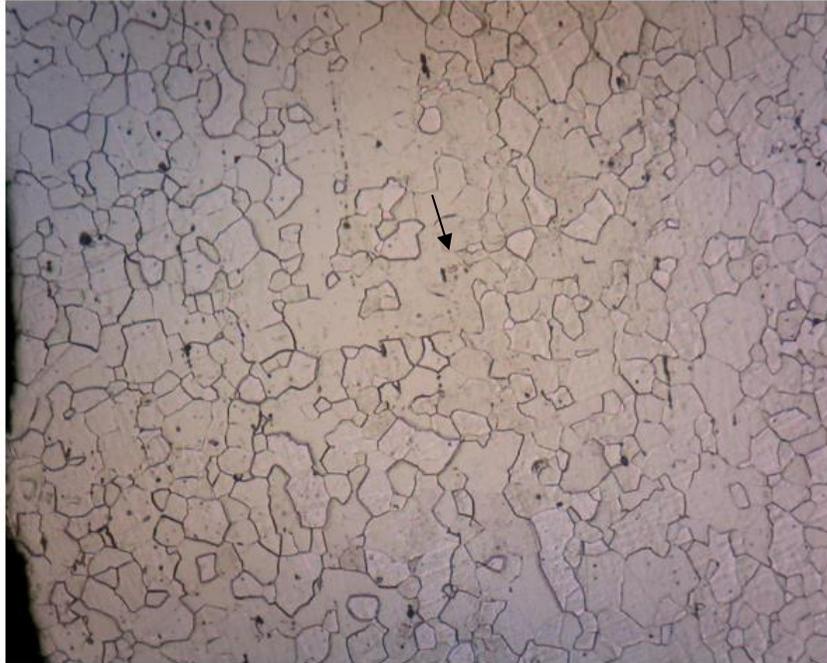
50 μm

Figura 6.11 Micrografía de una lámina de acero IF recrystalizada durante 120s.



50 μm

Figura 6.12 Micrografía de una lámina de acero IF recrystalizada durante 150s.



50 μm

Figura 6.13 Micrografía de una lámina de acero IF recristalizada durante 180s.

Conforme aumenta el tiempo de tratamiento, el crecimiento de grano se ve reducido, esto se observa en la tabla 6.2 y la Figura 6.14. La reducción es causada por la disminución de energía superficial representada con la cantidad de límites de grano, esta energía es la fuerza motriz del proceso de recristalización, por lo que al ser disminuida, se reduce el crecimiento de grano.

Tabla 6.2 Evolución del tamaño de grano

Tiempo de tratamiento (s)	Tamaño de grano (μm)
30	3.53
60	26.25
90	41.47
120	52.81
150	59.99
180	60.2

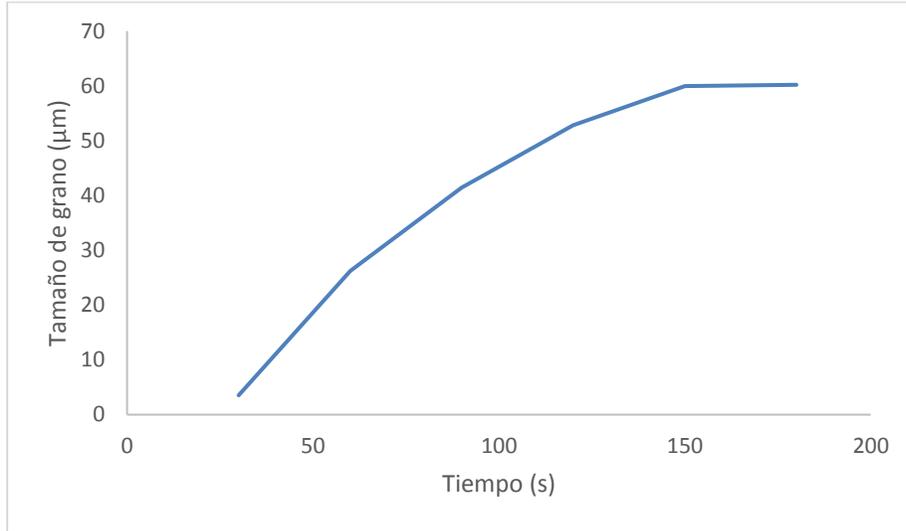


Figura 6.14 Evolución del tamaño de grano durante la recristalización.

Análisis por DRX

Al realizar el análisis por DRX, se encontró una sola fase de ferrita con orientación en los planos (111) y (001) (Figura 6.15).

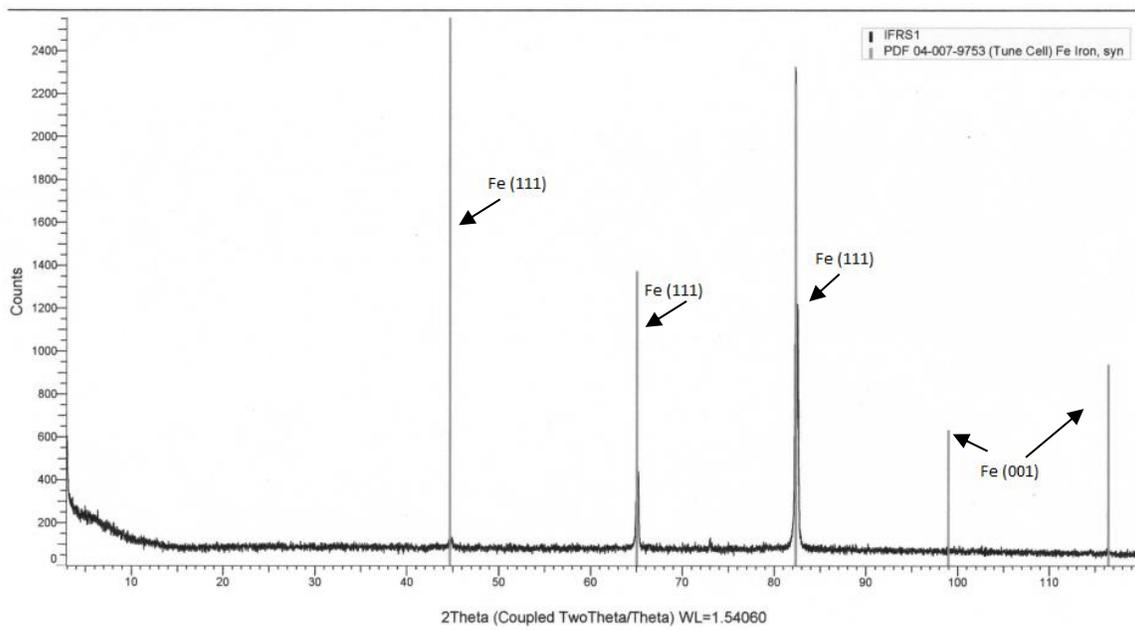


Figura 6.15 Análisis por DRX del acero IF de estudio.

Estas orientaciones son producidas por el proceso de laminación en frío, en la que los granos se orientan en su plano de deformación debido a la aplicación de un esfuerzo de deformación, en el caso de los aceros el principal plano de deslizamiento es el (111), este plano produce que el movimiento de las redes cristalinas no requiera una alta energía para moverse (deformación). Mientras que el plano (001) que se encuentra en menor medida, contribuye al endurecimiento de la lámina por la dificultad de mover en ese plano a las redes al no estar en contacto directo todos los átomos de hierro, requiriendo una mayor energía para deformar.

Textura cristalográfica.

La técnica de EBSD es una técnica de caracterización cristalográfica y microestructural. En ella, se mide directamente la orientación cristalográfica de un grano mediante indexación automática de su diagrama de difracción. Se realizó un primer mapeo para revelar la microestructura de estudio, remarcando cada grano y sus respectivos límites de grano (Figura 6.16).

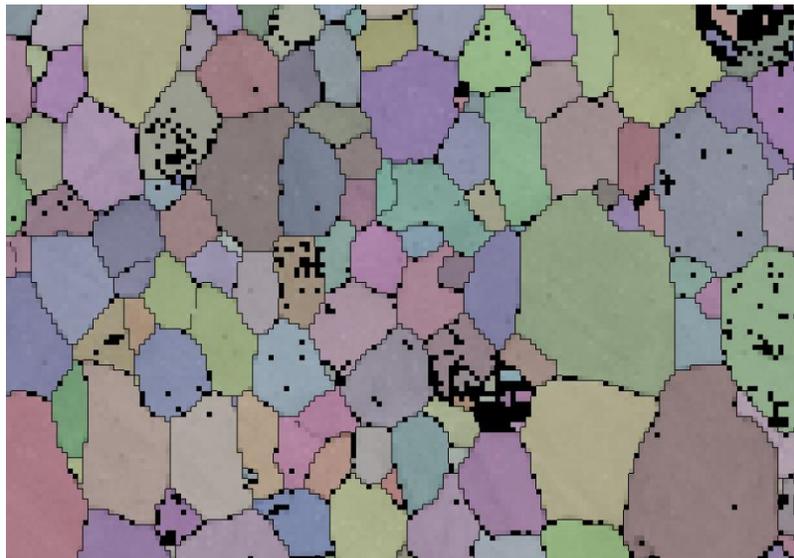


Figura 6.16 Mapeo obtenido por EBSD de un acero IF.

Esta microestructura equiaxial fue generada por la recrystalización posterior al proceso de laminado en frío. Se observan algunas zonas negras, esto es porque el

equipo no pudo indexar esas zonas, por lo que no se obtiene información acerca de esa parte debido a la rugosidad o presencia de sustancias orgánicas sobre la muestra.

Al realizar la técnica de EBSD sobre una lámina de acero IF de estudio se obtuvo un mapeo que posee las orientaciones de cada grano de la microestructura.

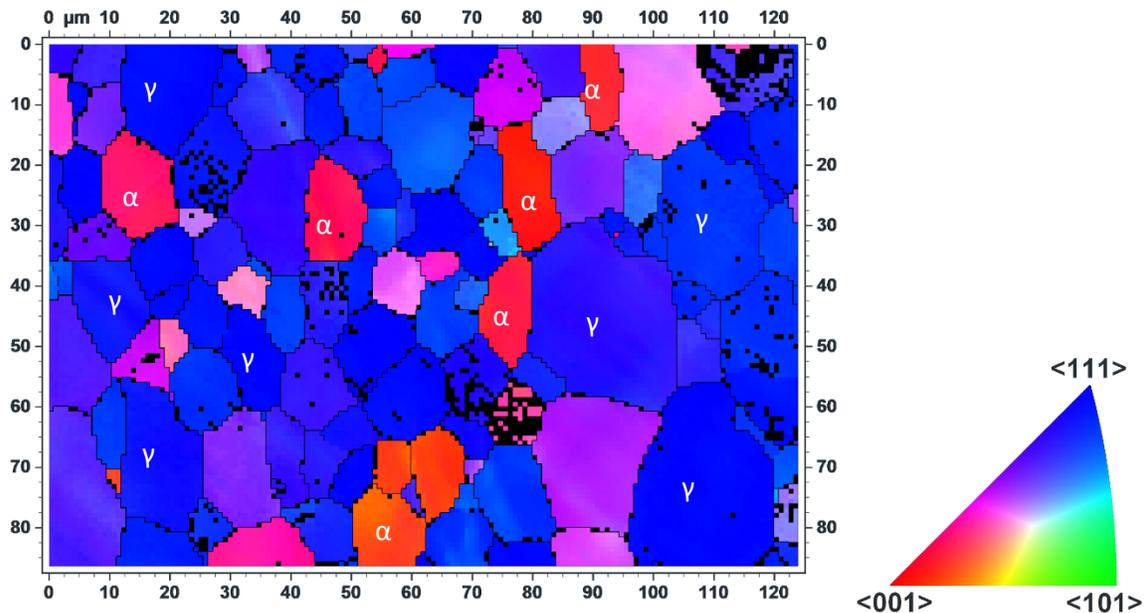


Figura 6.17 Mapeo y orientaciones de un acero IF recristalizado.

Se observa que predominan los granos con orientación de fibra tipo γ , que representan el plano de deformación (111) y en menor medida los granos provenientes de fibras tipo α (001).

La predominancia de los granos tipo γ se debe a la temperatura de recristalización empleada, al no provocar el cambio de fase de ferrita a austenita, se mantienen la textura producida por el laminado en frío permitiendo una nucleación de granos con la misma textura [5]. Esto se traduce en un valor superior a 2 en el coeficiente de Lankford. Los granos tipo α proporcionan el endurecimiento en la lámina de acero, al no encontrarse en un plano o dirección de deslizamiento, aporta cierta resistencia a la deformación al material.

La baja cantidad de granos tipo α , se debe al mismo proceso de recristalización ya que por la temperatura de recristalización estas se consumen aumentando la cantidad de granos tipo γ , ya que los granos que han sido formados por la recristalización presentan la orientación (111), manteniendo los valores de R por arriba de 2.

De igual forma se realizó una cuantificación de las fases presentes en el acero para demostrar la única presencia de ferrita en la matriz.

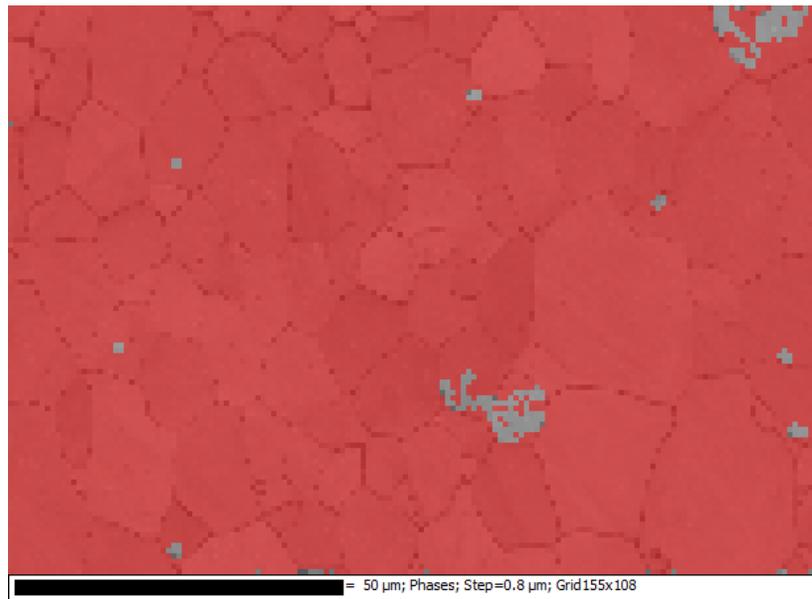


Figura 6.18 Cuantificación de fases por EBSD de un acero IF.

Se observa en la figura 6.18 un mapeo que cuantifica las fases presentes en el material. El color rojo en el mapeo representa la fase ferrita, mientras que los puntos y manchas grises se deben a que el equipo no pudo indexar la información de esas zonas por la rugosidad o presencia de sustancias orgánicas, por lo que no hay información sobre las fases presentes en esas zonas.

Pruebas de tensión y determinación de R y n

Con el fin de evaluar las propiedades mecánicas del acero IF, además de conocer los parámetros de formabilidad como el coeficiente de Lankford (R) y el coeficiente de endurecimiento. Es necesario un valor de R superior a 1.5 para que cumpla los requerimientos de los procesos de embutido utilizados en la industria automotriz y en la de la línea blanca. Se espera que los valores de resistencia mecánica, ductilidad, elongación y de coeficiente de endurecimiento posean un comportamiento constante, debido al valor de anisotropía del material [5]. Los gráficos presentados son curvas esfuerzo-deformación ingenieriles, utilizando como parámetro para el esfuerzo de fluencia la consideración de 0.02% de deformación [27].

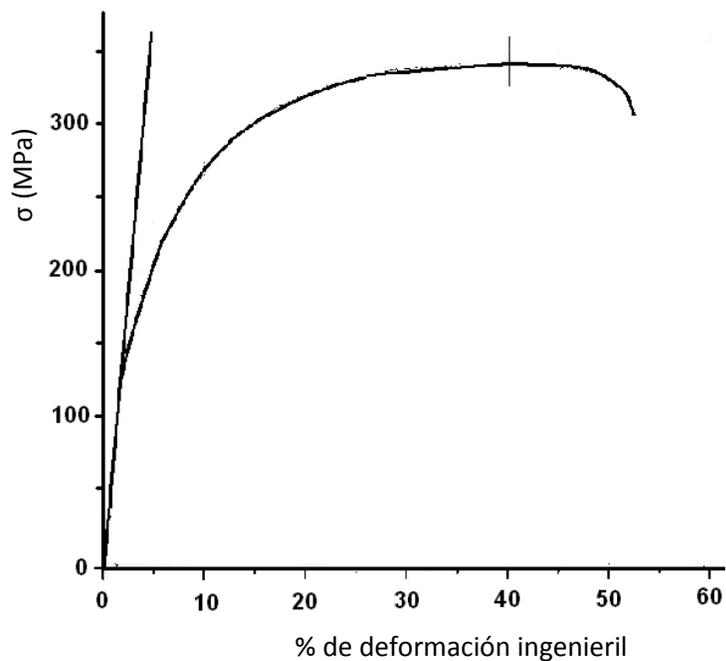


Figura 6.19 Gráfico esfuerzo-deformación de una lámina seccionada a 0° con respecto al eje de laminación.

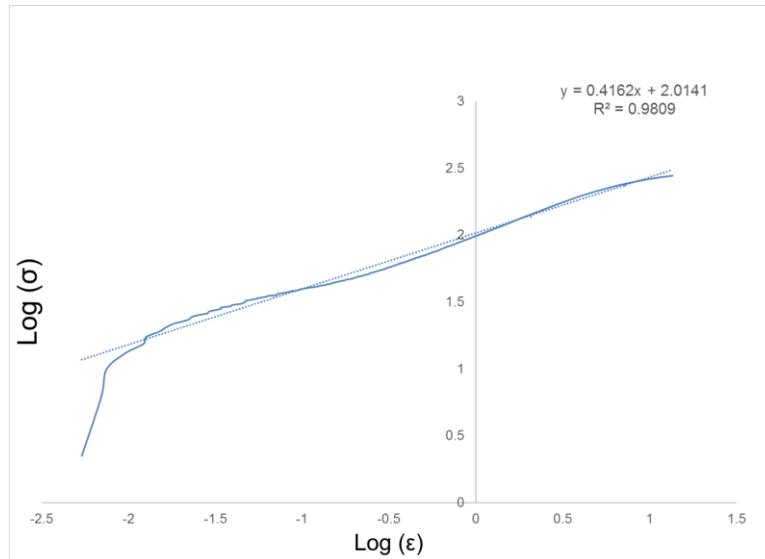


Figura 6.20 Determinación del coeficiente de endurecimiento para la lámina orientada a 0°.

Para el cálculo del valor R:

$$e_{xy} = 0.563 \text{ (obtenido al realizar el ensayo)}$$

$$e_z = \left| \frac{\varepsilon - \varepsilon_0}{\varepsilon_0} \right| = \left| \frac{0.373 - 0.5}{0.5} \right| = 0.254$$

$$R \text{ (Coeficiente de Lankford)} = \frac{e_{xy}}{e_z} = \frac{0.563}{0.254} = 2.22$$

La obtención de n proviene de la ecuación lineal obtenida del gráfico $\log(\sigma)$ vs $\log(\varepsilon)$ provenientes de la curva de esfuerzo-deformación real donde el valor de la pendiente corresponde con el coeficiente de endurecimiento.

Tabla 6.3 Propiedades mecánicas obtenidas en el ensayo de tensión

UTS (MPa)	σ_y (MPa)	Deformación (%)	Reducción de área, (%)	R	n
323	138	50.2	56.3	2.22	0.4162

En esta orientación, se observa un alto valor de R, requerido para la fabricación de productos de embutido profundo, con un coeficiente de endurecimiento por debajo de 0.5 que corresponde a los aceros de bajo carbono microaleados. De igual forma, los valores de UTS (marcado con una línea sobre la parte superior del gráfico) y esfuerzo de fluencia corresponden con los aceros IF (110 MPa y 250 MPa respectivamente), e incluso con

algunas características de los aceros IF-HS (Intersticial Free-High Strength) ($UTS > 300$ MPa) (Figura 4.5). Se observa que la curva posee un área bajo la curva grande, indicando la alta tenacidad del material, necesario para fabricación y resistencia de las partes estructurales exteriores de un automóvil y de aparatos de línea blanca, este comportamiento se observa de igual manera en los demás gráficos.

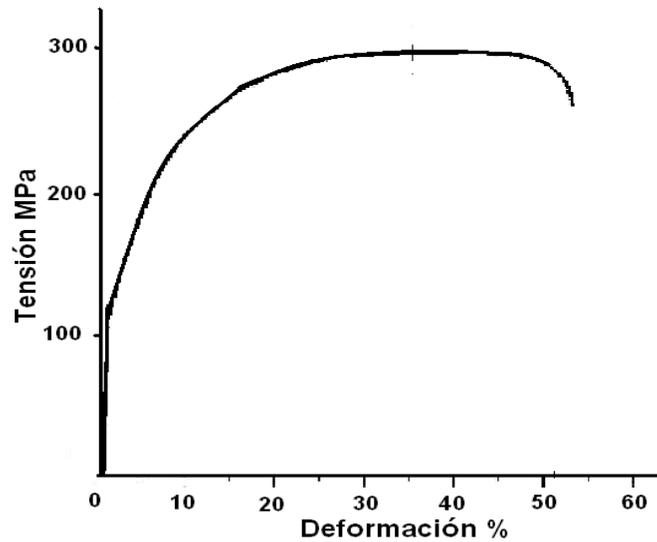


Figura 6.21 Gráfico esfuerzo-deformación de una lámina seccionada a 45° con respecto al eje de rodado.

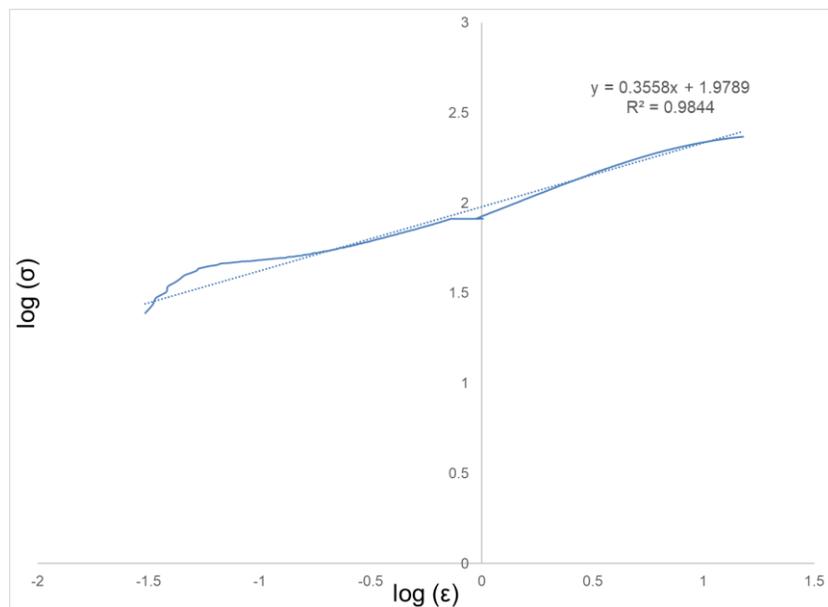


Figura 6.22 Determinación del coeficiente de endurecimiento para la lámina orientada a 45° .

Tabla 6.4 Propiedades mecánicas obtenidas en el ensayo de tensión

UTS (MPa)	σ_y (MPa)	Deformación (%)	Reducción de área, (%)	R	n
294	119	52.4	49.6	2.15	0.3558

Para la orientación de 45°, se observa una disminución en el valor del coeficiente de endurecimiento, esfuerzo de fluencia y UTS. La disminución se debe al valor del coeficiente de Lankford que indica que el material pierde isotropía, haciendo que exista una variación en las propiedades mecánicas. Es posible que en ese sentido de laminación exista una mayor cantidad de fibras y que faciliten la deformación de la lámina y reduzcan el coeficiente de endurecimiento de la lámina.

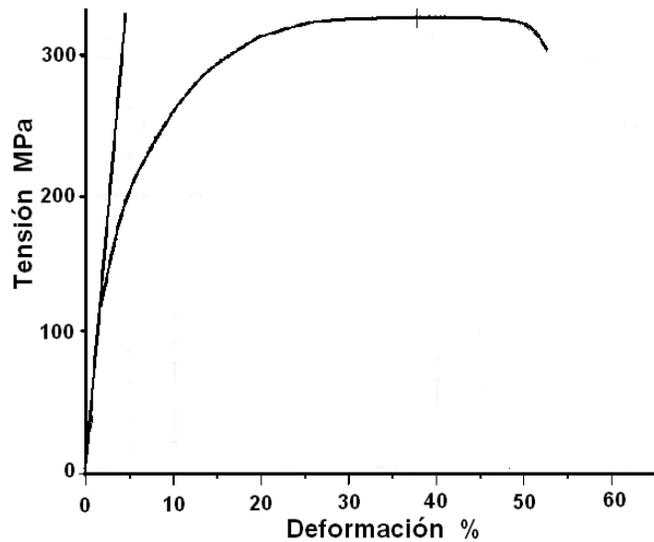


Figura 6.23 Gráfico esfuerzo-deformación de una lámina seccionada a 90° con respecto al eje de rolado.

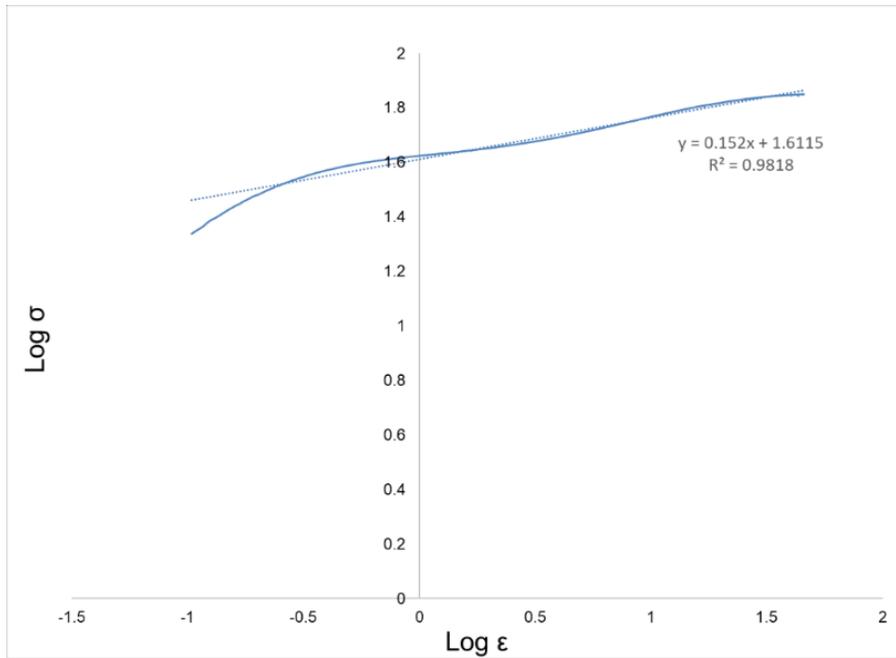


Figura 6.24 Determinación del coeficiente de endurecimiento para la lámina orientada a 90°.

Tabla 6.5 Propiedades mecánicas obtenidas en el ensayo de tensión

UTS (MPa)	σ_y (Mpa)	Deformación (%)	Reducción de área, (%)	R	n
312	123	54.3	54.7	2.20	0.152

En esta orientación, las propiedades mecánicas similares con las presentes en la orientación a 0° a causa del valor del coeficiente de Lankford el cual indica una mayor isotropía. El bajo coeficiente de endurecimiento obtenido se atribuye a la ausencia de fibras α que provoquen un endurecimiento en el material.

En general para cualquier orientación se tienen las propiedades mecánicas esperados ($\sigma_y > 120$ MPa y $\overline{UTS} > 220$ MPa) para el material de estudio, además de los valores de formabilidad requeridos para productos de embutido profundo. El valor promedio de coeficiente R es 2.18.

Efecto de la microestructura en la formabilidad

Para el estudio de la formabilidad del acero IF, se empleó el dispositivo de dureza Shore, se cortaron las láminas obtenidas en pequeños rectángulos de un tamaño de 10x9 cm, marcando en el centro un punto donde hará impacto el indentador del dispositivo, obteniendo las siguientes formas:

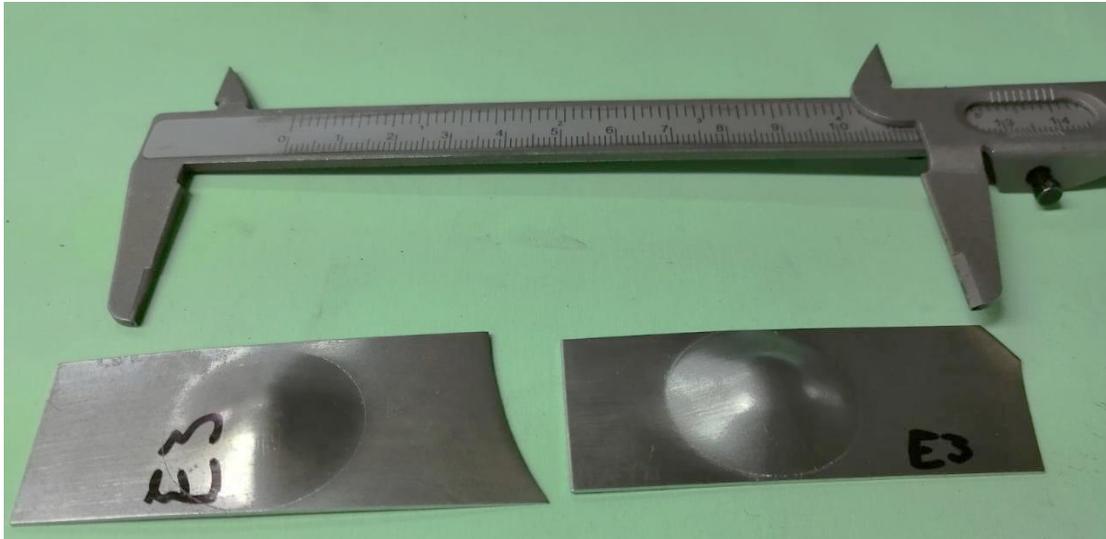


Figura 6.25 Láminas de acero IF deformadas por el indentador.

De acuerdo con la figura 6.25, no ocurrió ningún defecto en la parte deformada, no hubo presencia de rayaduras por el proceso ni signos de una fisura por el impacto. Esto se debe a las propiedades del material y a la preparación que sufrió la lámina antes del proceso.

Para observar el cambio de la microestructura con el impacto, se seccionaron las láminas en la parte deformada de forma transversal y longitudinal para ser preparadas metalográficamente, esperando una deformación unitaria en la microestructura del material.

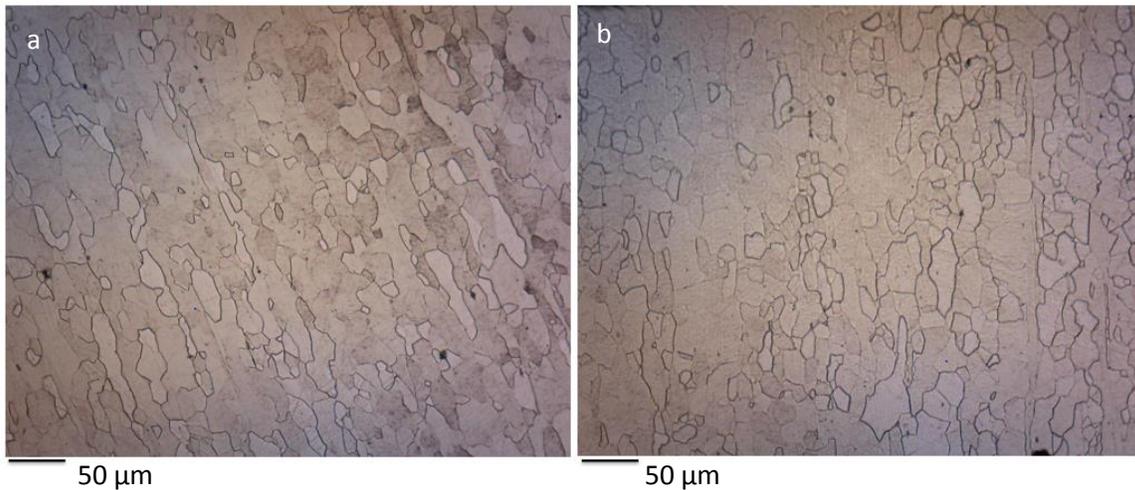


Figura 6.26 Micrografía de la parte longitudinal en la zona deformada de la lámina, a) zona de alta deformación y b) zona de baja deformación.

En la figura 6.26, se observa la microestructura de la lámina embutida en su corte longitudinal. La figura 6.26a los granos se encuentran orientados hacia la zona del impacto debido al esfuerzo aplicado en esa zona. Los granos presentan una forma equiaxial, al ser un material con un valor de R igual a 2.18 las propiedades son similares en dirección X y Y , por lo que la deformación es la misma en ambos sentidos evitando la formación de granos alargados. En la figura 6.26b se observa la microestructura de la zona de baja deformación (la parte de la cúpula más alejada del impacto), no presentan deformación los granos porque la zona se encuentra lejos del impacto del indentador; la microestructura se mantiene similar a la obtenida después de la recristalización.

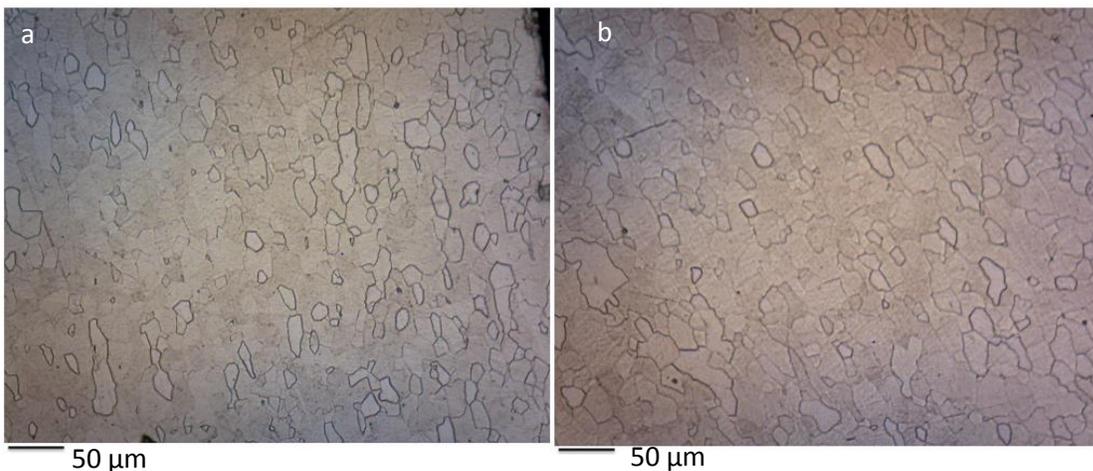


Figura 6.27 Micrografía de la parte transversal en la zona deformada de la lámina, a) zona de alta deformación y b) zona de baja deformación.

En la figura 6.27, se observa la microestructura de la lámina deformada en su corte transversal. En esta zona no se observa un alargamiento de los granos en ninguna de las dos zonas de estudio, lo que indica que se mantiene la misma microestructura proveniente de la recristalización. El corte transversal corresponde con la orientación de ensayo a 0° , teniendo el valor mayor de R, por lo que esta falta de deformación se debe a la capacidad del material para deformarse de forma unitaria, provocando que los granos fluyan conforme va la deformación sin generar dislocaciones que endurezcan el material.

Los tratamientos realizados a los materiales de estudio proporcionan valores de R conforme a lo esperado para materiales de embutido ($1.5 < R < 2.5$). El tratamiento termo-mecánico generó la precipitación de nitruros de titanio (de acuerdo con los mecanismos de precipitación), los cuales anclan las dislocaciones para permitir que los granos fluyan y no provoquen el endurecimiento de la lámina, permitiendo altas deformaciones. Además, ayuda a refinar el grano durante la laminación en caliente, obteniendo una mayor resistencia mecánica por el grano fino. La laminación en frío genera que los granos del material tuvieran en su mayoría fibras γ , las cuales contribuyen a mejorar la anisotropía del material, debido a su orientación sobre los planos de deslizamiento. El tratamiento de recristalización de 60 segundos provoca la formación de granos equiaxiales del ancho de las bandas de deformación sin provocar un cambio de fase para evitar la pérdida de las fibras γ formadas durante la laminación en frío. Finalmente, el proceso de embutido demuestra que los granos del material al ser deformado no pierden su forma equiaxial, haciéndolo capaz de soportar altas deformaciones sin endurecer la lámina y con una buena tenacidad.

La capacidad de soportar altas deformaciones permite que el material sea útil en aplicaciones de embutido profundo sin provocar defectos en la lámina y sea posible obtener formas complejas, de bajo espesor, rígidas y con alta tenacidad; propiedades requeridas por la industria automotriz y de la línea blanca.

Conclusiones

- El tratamiento termo-mecánico promovió la precipitación de precipitados de nitruro de titanio y la formación de granos equiaxiales finos en una microestructura de colada, lo cuales mejoran las propiedades mecánicas.
- El tratamiento de recristalización posterior a la laminación en frío genera un grano equiaxial con tamaño del ancho de las bandas de deformación que mantienen las orientaciones originadas por las fibras γ , el cual es capaz de soportar altas deformaciones y contribuir al incremento del valor de R.
- Los valores de anisotropía para cada orientación cumplen con los requerimientos de formabilidad para la fabricación de productos de embutido ($R_0=2.22$, $R_{45}=2.15$ y $R_{90}=2.20$) además el acero entra en la clasificación de la AISI de aceros para embutido extra profundo por sus valores de R (1.7-2.2) y % de elongación (45-51%).
- La anisotropía del material evita la formación de granos alargados durante el proceso de embutido, dándole la capacidad al material de generar formas complejas sin presentar defectos en las láminas.

Referencias

- (1) México Panorama Siderúrgico 2017, Canacero, Disponible en: <http://www.canacero.org.mx/aceroenmexico.php> Consultado el 26/02/2019.
- (2) World Steel Association (2016) World Steel in Figures 2016, disponible en: <https://www.worldsteel.org/>
- (3) J. A. Peto-Sanz Elorz (2002) Aceros Libres de Intersticiales para Productos Planos Laminados en Frío. Texturas y Embutibilidad, DYNA, pp 11-15.
- (4) Bocanegra Galván, Miguel Ángel (2015) Estudio del efecto del procesamiento termomecánico sobre los parámetros de formabilidad en aceros IF para aplicaciones automotrices, Tesis de Maestría, UANL.
- (5) Arámburo Pérez Gerardo (2013) Efecto Termomecánico y de Recocido en Aceros Libres de Elementos Intersticiales (IF) Estabilizado con Titanio. Tesis de Maestría, UNAM.
- (6) CAMIMEX (2019) Informe Anual de Actividades 2019, pp 19-22.
- (7) J. Galán, L. Samek, P. Verleysen, K. Verbeken, Y. Houbaert. (2012) Aceros avanzados de alta resistencia en la industria automovilística, Revista de Metalurgia, Marzo-Abril, pp 118-131.
- (8) Madías Jorge (2014) Aceros Planos Avanzados de Alta Resistencia, Metallon, Argetina, pp 36-47.
- (9) Tamarelli, Carrie M. (2011) *AHSS the Evolving Use of Advanced High-Strength Steels for Automotive Applications*, American Iron and Steel Institute, Univeristy of Michigan.
- (10) Reyes Barragán, J. L., Juaréz Islas J., Velásquez Ordoñez C., Ojeda Martinez M. L. (2014) Influencia Termomecánica en la Laminación de un Acero IF para Lámina Automotriz. México

- (11) C.I. García (2017) High strength low alloyed (HSLA) steels, Automotive Steels, PP 145-167.
- (12) H. Takechi, «ISIJ International» vol. 34, 1994.
- (13) L. Meyer, The Iron and Steel Institute of Japan (1994) International Forum for Physical Metallurgy of IF Steels, Tokio, pp 203
- (14) Continuous Casting – Coursebook- IPRST005-GBS, TenarisTamsa.
- (15) J. Galán, L. Samek, P. Verleysen, K. Verbeken, Y. Houbaert. (2012) Aceros avanzados de alta resistencia en la industria automovilística, Revista de Metalurgia, Marzo-Abril, pp 118-131.
- (16) Luis Alberto Moya Salazar (2005) *Soldabilidad de aceros IF termogalvanizados para aplicaciones automotrices*, Tesis de Maestría, UANL.
- (17) Enriquez B. Jose, Tremps G. Enrique, De Elío B. Susana, Fernández S. Daniel (2010) *Monografías sobre Tecnología del Acero IV Laminación*, Universidad Politécnica de Madrid, Madrid España.
- (18) Abbaschian R., Abbaschian L, Reed-Hill R.E. (2009) *Physical Metallurgy Principles*, Cengage Learning, 4ta Edición, pp: 216-257.
- (19) K. Tafzi. J.M. Cabrera, J.M. Prado (2001) *Recristalización dinámica durante la deformación en caliente de un acero calidad armco*, Revista de Metalurgia, pp 184-190
- (20) S. Yu, L.X. Du, J. Hu., R.D.K. Misra (2018) Effect of Hot Rolling Temperature on the Microstructure and Mechanical Properties of Ultra-Low Carbon Medium Manganese Steel, Materials Science & Engineering A, pp 149-155.
- (21) V. Miguel, A. Calatayud, C. Ferrer (2007) *Determinación de los Indicadores de Deformación Bajo Tensiones Multiaxiales de Embutición*. Revista de Metalurgia, pp 146-156.
- (22) Martínez Palmeth Luis Humberto (2014) *Conformabilidad de chapa de acero de alta resistencia a tracción-flexión*, Universidad de Sevilla, pp 34-38.
- (23) F.C. Gandarilla, L.F. Cobas, J.P. Gómez (1998) Textura cristalográfica, Revista Mexicana de Física, pp 222-230.

(24) Adam J Shwartz, Mukul Kumar, Brent L. Adams, (2009) *Electron Backscatter Diffraction in Materials Science*, Springer, 2da edición, pp 1-19

(25) American Society for Testing Materials (2000) *Standard Test Method for Ball Punch Deformation of Metallic Sheet Materials (ASTM E 643)* pp 1-4.

(26) ArcelorMittal. *Aceros IF de Alta Resistencia* (Internet) Disponible en <https://automotive.arcelormittal.com/europe/products/HYTSS/IF/ES> (Consultado el 26 de agosto de 2018)

(27) American Society for Testing Materials (2014) *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallics Materiales (ASTM E8/E8M)* pp 2-5.