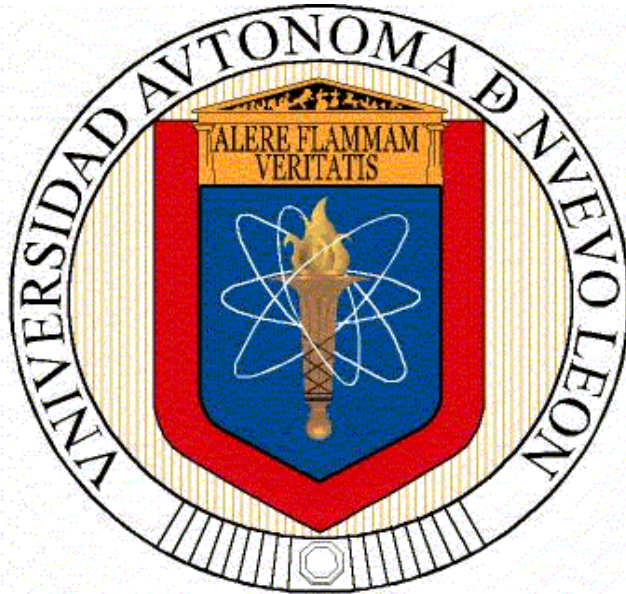


**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN  
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**



**TESIS**

**ESTUDIO DEL EFECTO DEL PROCESAMIENTO TERMO  
MECÁNICO SOBRE LOS PARÁMETROS DE FORMABILIDAD EN  
ACEROS IF PARA APLICACIONES AUTOMOTRICES.**

**PRESENTA  
MIGUEL ÁNGEL BOCANEGRA GALVÁN**

**EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRÍA EN CIENCIAS  
DE LA INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN  
MATERIALES**

**JULIO, 2015**

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN  
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA  
SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**



**TESIS**

**ESTUDIO DEL EFECTO DEL PROCESAMIENTO TERMO  
MECÁNICO SOBRE LOS PARÁMETROS DE FORMABILIDAD EN  
ACEROS IF PARA APLICACIONES AUTOMOTRICES.**

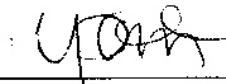
**QUE PRESENTA  
ING. MIGUEL ÁNGEL BOCANEGRA GALVAN**

**EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE LA  
INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

**JULIO, 2015**

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**  
**FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**  
**DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**

Los miembros del Comité de Tesis recomendamos que la tesis **“ESTUDIO DEL EFECTO DEL PROCESAMIENTO TERMO MECÁNICO SOBRE LOS PARÁMETROS DE FORMABILIDAD EN ACEROS IF PARA APLICACIONES AUTOMOTRICES.”** realizada por el alumno Miguel Ángel Bocanegra Galván con número de matrícula **1431857** sea aceptado para su defensa como opción al grado de Maestra en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales



---

Dra. Martha Patricia Guerrero Mata  
Asesor



---

Dr. Omar García Rincón  
Co-asesor

---

Dr. Sergio Haro Rodríguez  
Co-asesor

El comité de tesis  
Vo. Bo.

---

Dr. Simón Martínez Martínez  
Subdirector de estudios de posgrado

San Nicolás de los Garza, Nuevo León, Julio de 2015.

## Dedicatoria:

A mis padres Rolando Bocanegra y Juana Galván por todo su amor, por inculcarme desde pequeño a mis hermano y a mí los mejores valores. Espero seguir cumpliendo cada objetivo de mi vida, demostrándoles a través de cada logro obtenido mi amor y agradecimiento a ellos.

## Agradecimientos

Le doy gracias a Dios por permitirme llegar hasta este punto de mi vida, tantas cosas que he aprendido y tantas cosas que aun quisiera aprender.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por su apoyo económico durante la maestría.

A la Universidad Autónoma de Nuevo León (UANL) y la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica por darme la oportunidad de integrarme a la maestría en ciencias de la ingeniería mecánica con especialidad en materiales.

A la Dra. Marta Patricia Guerrero Mata por el gran apoyo e impulso desde que comencé con mis estudios de maestría, proporcionándome todo lo necesario para poder realizar este trabajo.

Al Dr. Sergio Haro por orientarme en la estructura y experimentación de este trabajo siendo de mucha importancia su colaboración.

A TERNIUM y el Dr. Omar García por permitirme realizar este trabajo en conjunto, por el material otorgado para realizar el estudio de mi trabajo.

A mis amigos de maestría que alguna vez necesité de sus conocimientos así como de algunos doctores de la maestría que me proporcionaron su apoyo.

A mi novia Karina Cedillo por estar conmigo en los momentos de trabajo más pesados de esta maestría.

# ÍNDICE

<b>ÍNDICE</b> .....	<b>6</b>
<b>CAPÍTULO 1</b> .....	<b>9</b>
INTRODUCCIÓN .....	9
1.1 Motivación .....	14
1.2 Objetivo .....	17
1.3 Hipótesis .....	18
<b>CAPÍTULO 2</b> .....	<b>19</b>
ACEROS PARA LA INDUSTRIA AUTOMOTRIZ .....	19
2.1 Introducción .....	19
2.2 Clasificación de aceros para la industria automotriz .....	20
2.2.1 Aceros altamente conformables .....	20
2.2.2 Aceros avanzados de alta resistencia (Advanced High Strength Steels AHSS) .....	23
2.2.2.1 Aceros doble fase .....	23
2.2.2.2 Aceros TRIP .....	24
2.2.2.3 Aceros Martensíticos .....	25
<b>CAPÍTULO 3</b> .....	<b>26</b>
ACERO LIBRE DE ELEMENTOS INTERSTICIALES .....	26
3.1 Introducción .....	26
3.2 Metalurgia de los aceros IF .....	28
3.2.1 Clasificación .....	28
3.3 Procesamiento Termo-Mecánico .....	34
3.3.1 Laminación en caliente .....	34
3.3.2 Texturas importantes de laminación en frío .....	38
3.3.2.1 Deformación plana de materiales bcc (cubico centrado en el cuerpo) .....	39
3.3.3 Recocido de un material deformado .....	41
3.4 Textura de recristalización .....	49
<b>CAPÍTULO 4</b> .....	<b>54</b>
FORMABILIDAD DE ACEROS AUTOMOTRICES .....	54
4.1 Antecedentes cristalográficos .....	54
4.2 Anisotropía Plástica .....	56
4.3 Pruebas de formabilidad .....	60
<b>CAPÍTULO 5</b> .....	<b>63</b>
METODOLOGÍA EXPERIMENTAL .....	63
5.1 Introducción .....	63
5.2 Diagrama de flujo experimental .....	64
5.3 Parámetros del proceso termo mecánico en planta .....	66
5.4 Muestras de laminación en caliente .....	67
5.4.1 Caracterización metalográfica .....	67
5.4.2 Microdureza .....	70
5.4.3 Pruebas mecánicas y parámetros de formabilidad .....	71
5.5 Muestras de laminación en frío .....	73
5.5.1 Caracterización metalográfica .....	73
5.5.2 Microdureza .....	73

5.5.3 Pruebas mecánicas.....	74
5.6 <i>Muestras recocidas y galvanizadas en planta</i> .....	76
5.6.1 Caracterización metalográfica.....	76
5.6.2 Microdureza.....	76
5.6.3 Pruebas mecánicas y parámetros de formabilidad.....	76
5.7 <i>Recocidos de laboratorio</i> .....	79
5.8 <i>Simulación mediante el método de elementos finitos</i> .....	82
<b>CAPÍTULO 6.....</b>	<b>83</b>
<b>RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....</b>	<b>83</b>
6.1 <i>Introducción</i> .....	83
6.2 <i>Resultados de laminación en caliente</i> .....	84
6.2.1 Caracterización metalográfica.....	84
6.1.2 Microdureza.....	87
6.1.3 Pruebas mecánicas y parámetros de formabilidad.....	90
6.3 <i>Resultados de laminación en frío</i> .....	97
6.3.1 Caracterización metalográfica.....	97
6.3.2 Microdureza.....	99
6.3.3. Pruebas mecánicas.....	100
6.3.4. Análisis térmico diferencial.....	101
6.4 <i>Resultados de muestras recocidas y galvanizadas en planta</i> .....	103
6.4.1 Caracterización metalográfica.....	103
6.4.2 Microdureza.....	104
6.4.3 Pruebas mecánicas y parámetros de formabilidad.....	104
6.5 <i>Resultados de muestras recocidas en laboratorio</i> .....	108
6.5.1. Propiedades mecánicas y parámetros de formabilidad.....	113
6.6 <i>Resultados de simulación mediante el método de elementos finitos</i> .....	116
6.7 <i>Discusión</i> .....	119
<b>CAPÍTULO 7.....</b>	<b>122</b>
<b>CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.....</b>	<b>122</b>
<b>LISTA DE FIGURAS.....</b>	<b>123</b>
<b>LISTA DE TABLAS.....</b>	<b>126</b>
<b>REFERENCIAS.....</b>	<b>127</b>

## RESUMEN

En el presente trabajo de investigación se analizó un acero libre de elementos intersticiales estabilizado con Titanio o mejor conocido como acero IF (por sus siglas en inglés Interstitial Free), denominado por la empresa EDDS (Extra Deep Drawing Steel) el cual se utiliza en partes exteriores de los vehículos en donde se requiere que la lámina a estampar cumpla con propiedades muy altas de ductilidad y baja resistencia.

Se obtuvo acero IF en sus distintas etapas de procesamiento termo mecánico comenzando por material laminado en caliente, material laminado en frío y por último material recocido y galvanizado en planta, esto con el objetivo de caracterizar y evaluar las propiedades mecánicas de cada etapa.

De la etapa final del acero (recocido y galvanizado de planta) se obtuvieron los parámetros de formabilidad ( $n$  y  $R$ ) mediante una prueba de tensión para poder establecer las condiciones a superar con las experimentaciones.

El objetivo principal en el laboratorio fue el mejorar, mediante diferentes variables de recocido (tiempo y temperatura) en los tratamientos térmicos, los parámetros  $n= 0.23$  y  $R=1.56$  producidos en planta, y lograr obtener mediante nuevos tratamientos térmicos valores de  $R > 1.56$  al igual que valores de  $n > 0.23$ .

Para simular las temperaturas con tiempos cortos de recocido se implementó un calentamiento por inducción en la bobina del laboratorio. Se pudieron realizar solo 2 pruebas debido al material disponible para este experimento.

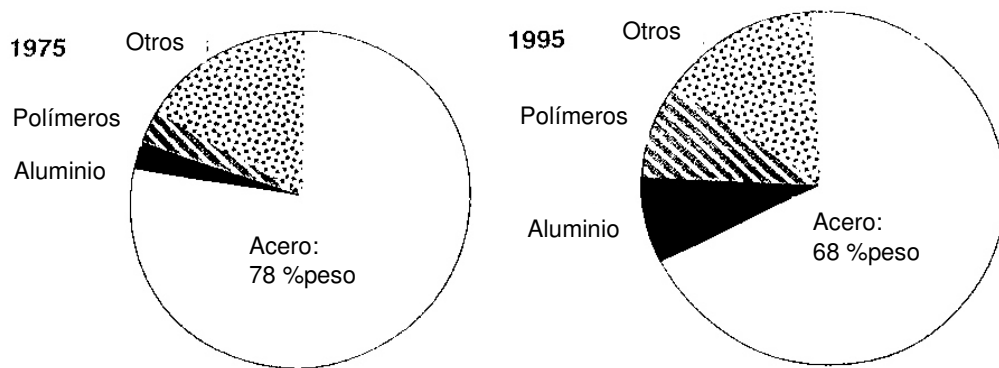
Ambos experimentos resultaron en una notable mejoría del valor de Lankford  $R$  (utilizado como un indicador en la formabilidad de hojas de acero), así como del exponente de endurecimiento por deformación ( $n$ ), y se logró mantener un poco por encima sus propiedades de esfuerzo de cedencia, esfuerzo último y por ciento de elongación a las obtenidas por el proceso de recocido realizado en planta.



# Capítulo 1

## INTRODUCCIÓN

Durante muchas décadas, el acero ha sido el material más ampliamente utilizado para la fabricación de carrocerías de automóviles. Aunque los materiales más ligeros como aluminio, polímeros y compuestos están tomando importante participación, por el momento, el acero permanece como el principal material en los automóviles debido a su bajo costo (Figura 1.1).



*Figura 1.1. Fracción de peso de diferentes materiales en un coche estándar [1].*

Una hoja de acero para aplicaciones de carrocería debe cumplir con un número de requerimientos, como una buena formabilidad, suficiente resistencia, buena soldabilidad, resistencia a la corrosión, etc.

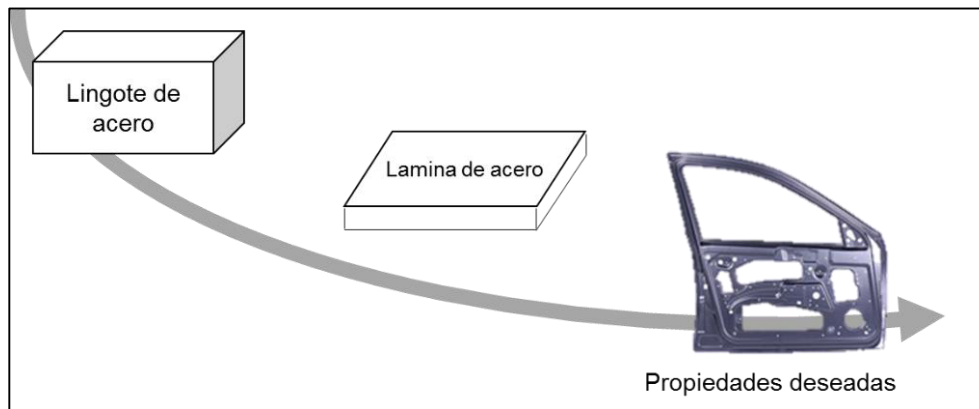
Esos requerimientos solo pueden ser cumplidos por aceros de bajo Carbono, ya que los aceros de medio o alto Carbono no son lo suficientemente dúctiles y son difíciles de soldar. Dentro de la familia de aceros de bajo Carbono han sido desarrolladas diversas variantes como aceros calmados al aluminio (Al-killed Steel), aceros libres de elementos intersticiales (IF), etc. [1].

En la última década, ha emergido un claro interés por el desarrollo de aceros de alta resistencia. Con aceros más fuertes, partes más delgadas de automóviles pueden ser fabricadas y se pueden obtener ahorros en el peso del vehículo.

El acero libre de elementos intersticiales (aceros IF) fue producido por los japoneses en la década de los 70's. Hoy en día los aceros IF son reconocidos a nivel mundial como el material con la más alta calidad para aplicaciones de embutido profundo y han sido utilizados en una amplia variedad de productos que van desde estructuras automotrices hasta componentes electrónicos, así como para utensilios caseros. Los aceros IF fueron desarrollados a partir de los aceros de bajo Carbono calmados al aluminio con calidad de estirado (AKDQ por su nombre en inglés, aluminium killed draw quality) y son el resultado de una extensa investigación en los métodos y prácticas tradicionales para la producción de acero.

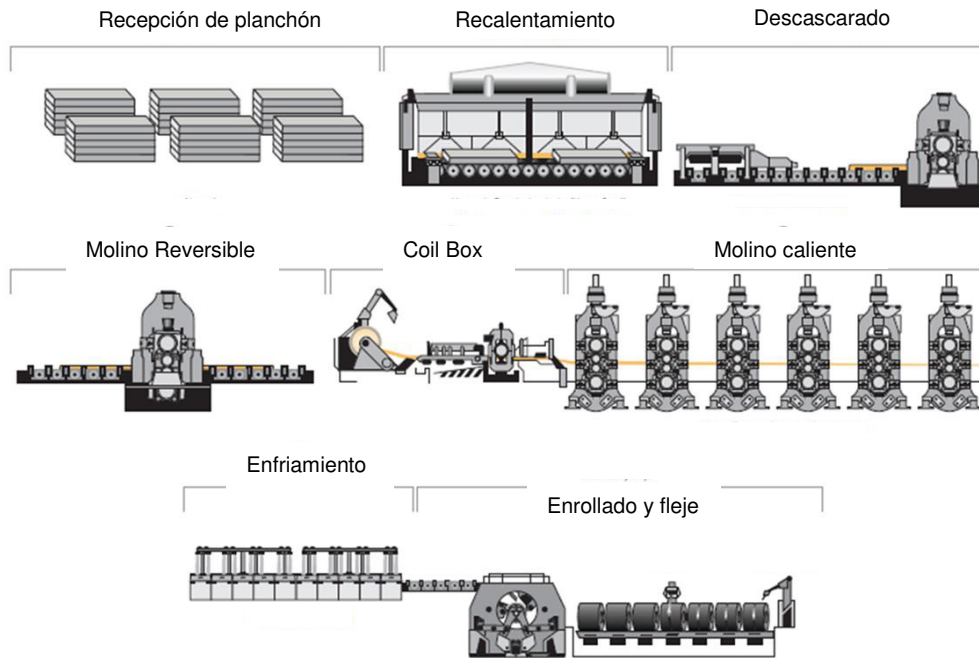
El proceso de fabricación de tiras de acero ferrítico para estas aplicaciones debe cumplir con los requerimientos de la calidad de estampado que dictan las especificaciones, es decir, calidad comercial (CQ), calidad de estampado (DQ), calidad de estampado profundo (DDQ), o calidad de estampado extra profundo (EDDQ).

El **procesamiento termo-mecánico** describe el conjunto de operaciones de calentamiento y deformaciones por las cuales, materias primas son convertidas en componentes de alta calidad (Figura 1.2). El término es aplicado principalmente al procesamiento de aleaciones metálicas. Uno de los primeros ejemplos es la forja de bronce para decoración personal en la edad de Bronce (300 DC); las fundiciones de aleaciones fueron sometidas a una secuencia de operaciones de calentamiento y deformaciones plásticas a dar forma al componente y simultáneamente mejorar las propiedades del material, usualmente la resistencia y la tenacidad.

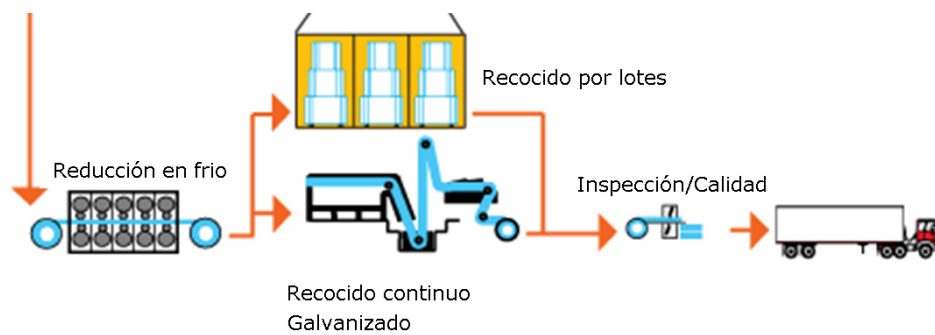


*Figura 1.2. Formado de la materia prima en la forma deseada [1].*

La ruta de producción de aceros ferríticos (procesamiento termo-mecánico) es algo compleja, comprende muchos pasos, de los cuales cada uno juega un papel importante en la formabilidad de la hoja laminada en frío y recocida (Figuras 1.3 y 1.4). El procesamiento inicia recalentando el planchón y así conseguir ablandarlo y comenzar a trabajarlo en caliente, reduciendo su espesor a dimensiones más útiles y deformando su estructura interna. Seguido de la laminación en caliente se encuentra la laminación en frío la cual se encarga de darle el acabado superficial, su dimensión final, así como también “preparar” su estructura interna para el siguiente paso, un recocido a altas temperaturas para recuperar las propiedades de ductilidad que se pierden durante todo el procesamiento termo-mecánico. El recocido se realiza en lotes de varios rollos de acero que dura varias horas o incluso días; o un recocido continuo en línea que dura poco menos de 30 minutos en recocer grandes distancias de lámina, agilizando la producción de las láminas de acero y finalmente un galvanizado en un baño de zinc líquido a temperaturas moderadamente altas (400-500°C).



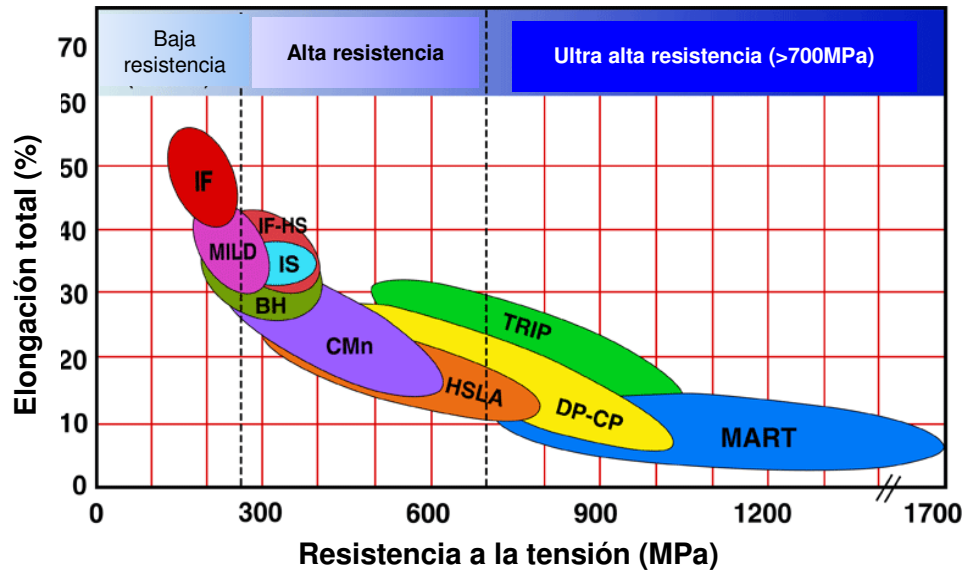
**Figura 1.3. Procesamiento termo-mecánico hasta laminación en caliente [45].**



**Figura 1.4. Procesamiento termo-mecánico de laminación en frío y los dos tipo de recocido (por lotes y recocido continuo) [46].**

## **1.1 Motivación**

Una empresa líder del giro metal-mecánica ubicada en la ciudad desarrolla entre otros productos, aceros para la industria automotriz. Entre estos aceros automotrices se encuentran los aceros IF estabilizados con titanio, los cuales se emplean en la industria automotriz para construir partes con geometrías complejas por técnicas como embutido o estampado profundo, ya que estos aceros se caracterizan por tener una baja resistencia a la tensión pero muy buena elongación (Figura 1.5).



*Figura 1.5. Diagrama de distintos aceros automotrices.*

El procesamiento termo mecánico de los aceros IF es de principal interés para la empresa, ya que se busca optimizar más el desempeño a la formabilidad del acero IF a través de la modificación de su procesamiento sin alterar su composición química.

Con todo lo anterior mencionado, se comenzó por la caracterización en particular para un acero IF con la visión de evaluar sus propiedades de formabilidad. El principal enfoque de la caracterización fue la microestructura del acero así como sus propiedades mecánicas en cada etapa del proceso de producción, desde la laminación en caliente, laminación en frío y en la etapa final de recocido y galvanizado. A partir de los resultados obtenidos en la caracterización se buscó mejorar sus parámetros de formabilidad ( $R_m$ ,  $\Delta r$ ,  $n$ ) a través de la modificación de los parámetros en el procesamiento termo-mecánico, específicamente, las temperaturas y tiempos de recocido del acero IF. Después de aplicar estos cambios en el proceso de recocido se evaluaron sus propiedades mecánicas y se comparó el desempeño del acero IF procesado por la planta contra el experimental.



## 1.2 Objetivo.

Estudiar los parámetros de formabilidad (n y R) de un acero de ultra bajo Carbono estabilizado con titanio (IF-Ti) mediante la experimentación en laboratorio con distintos tratamientos térmicos en donde se varió su temperatura y tiempo de recocido.

Objetivos específicos:

- Caracterizar y obtener los parámetros de formabilidad el acero IF en sus diferentes etapas del procesamiento termo mecánico (laminado en caliente, laminado en frío, producto final de planta).
- Obtener la temperatura de recristalización, temperaturas A1 y A3 del acero IF mediante análisis térmico diferencial (DTA).
- Realizar distintas pruebas de recocido en muestras de láminas pequeñas, determinar su microdureza, tamaño de grano y compararlo con la microestructura y microdureza de la lámina de acero producida en planta.
- Experimentar en el laboratorio el tratamiento de recocido que se aplica en planta al acero IF y otro recocido modificando tiempos y temperaturas.
- Obtener los parámetros de formabilidad mediante pruebas de tensión en las probetas recocidas en el laboratorio.
- Realizar pruebas de formabilidad mediante FEM (Método de elementos finitos) de las condiciones de recocido y compararlas con una simulación del desempeño a la formabilidad del acero producido en planta.

### **1.3 Hipótesis**

El tiempo y la temperatura de recocido son factores que afectan la recristalización de una microestructura deformada. Se esperan obtener resultados distintos variando estos parámetros en el recocido de laboratorio. Podrían mejorarse los parámetros de formabilidad del acero IF aumentando el tiempo de recocido sin necesidad de elevar en rangos muy altos la temperatura del tratamiento térmico.

## **Capítulo 2**

# **ACEROS PARA LA INDUSTRIA AUTOMOTRIZ**

### **2.1 Introducción.**

El uso de aceros avanzados en la industria automotriz ha crecido explosivamente durante la última década. Sus aplicaciones pueden ser clasificadas en dos principales categorías: paneles de la carrocería exteriores y las partes estructurales del auto. En el caso de la carrocería exterior, el principal motor ha sido una búsqueda continua para la economía de combustible y por lo tanto, la reducción del peso. Esto se traduce a aceros más formables para la manufactura de partes con diseños complejos. Adicionalmente, la reducción del calibre para el ahorro de peso ha llevado al uso de aceros IF de alta resistencia y aceros IF endurecidos por horneado. Los aceros altamente formables son generalmente de ultra bajo Carbono totalmente o parcialmente estabilizados por elementos aleantes como lo son Titanio (Ti) o Niobio (Nb). Sin embargo, además de la resistencia a la abolladura, la rigidez es otro requerimiento de la carrocería externa e incluso con una resistencia más alta del acero, el espesor no puede ser reducido debajo de un cierto mínimo desde el punto de vista de la rigidez. Así, mientras algunos esfuerzos están todavía en marcha en este campo, la mayoría de la actividad en el campo de la reducción del calibre ha sido el desarrollo de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) para aplicaciones estructurales. Para las partes estructurales del automóvil, los principales motores han sido la reducción del peso así como un incremento en el énfasis sobre el rendimiento de la seguridad [2].

En esas aplicaciones, el objetivo, por lo tanto, ha sido en principio, el desarrollo de aceros de alta resistencia con buena formabilidad para la reducción del calibre, y segundo, sobre los aceros con alta capacidad de absorción de energía para la mejora de seguridad de las partes. Los aceros para el primer tipo de aplicaciones incluyen los aceros multi-fase (complex phase) y los aceros doble fase. El segundo tipo de aplicaciones incluyen aceros doble fase pero particularmente los aceros TRIP (Transformation Induced Plasticity). Finalmente, los aceros martensíticos con muy altas resistencias son también utilizados en ciertas partes [3].

## **2.2 Clasificación de aceros para la industria automotriz.**

### ***2.2.1 Aceros altamente conformables.***

#### **2.2.1.1 Aceros suaves libres de elementos intersticiales (IF)**

En los clásicos aceros IF, el contenido de Carbono está en los niveles ultra bajos (típicamente menos de 50 ppm). Todo el C y N están combinados con elementos que forman fuertes nitruros y carburos como Ti y Nb utilizando las ecuaciones estequiométricas estándar [4].

El acero resultante por lo tanto tiene bajo esfuerzo de cedencia, alta elongación, valor n y valor r. Por esas razones, los aceros IF han sido aplicados sobre partes de acero suaves donde se desea mejorar la formabilidad.

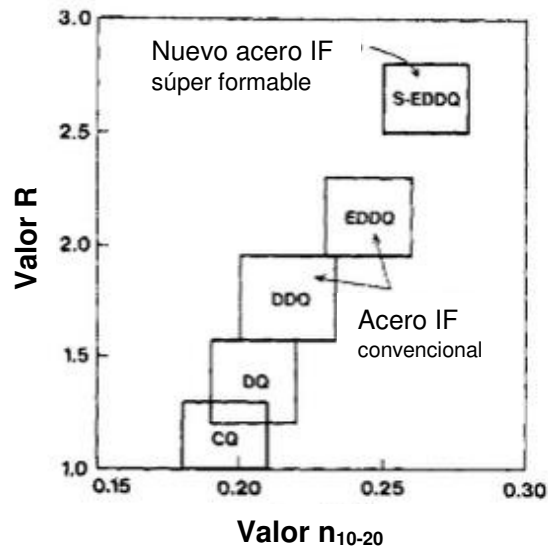
En los aceros IF, el contenido de elementos intersticiales (principalmente Carbono y Nitrógeno) es reducido tanto como se pueda. Un clásico acero IF contiene de 20 a 30 ppm de Carbono y de 30 a 40 ppm de Nitrógeno. Los intersticios restantes son capturados con Titanio y Niobio. Los aceros IF tienen valores típicos de R entre 1.8 y 2.2 [3].

La especificación J2329 de la SAE (*Society of Automotive Engineers*) [5], cubre los requerimientos de las propiedades mecánicas de los aceros suaves. Los aceros IF son en su mayoría usados para grados de producto 4 y 5 en esta especificación y puede ser grado 3 en algunos casos, particularmente para aceros recubiertos por inmersión en caliente.

En los Estados Unidos, los aceros IF son denominados CQ (Commercial Quality), DQ (Drawing Quality), DDQ (Deep Drawing Quality) y EDDQ (Extra Deep Drawing Quality) con el acero EDDQ como el producto con la mayor formabilidad que se utiliza actualmente.

Sin embargo, en Japón, están siendo desarrollados aceros con más alta formabilidad denominados “Super formables” (Super-EDDQ) [5, 6].

La jerarquía de esos aceros formables se muestra en la Figura 2.1 donde se representa el valor r y n de esos aceros.



**Figura 2.1. Hojas de acero súper formables [6].**

Los principios básicos metalúrgicos utilizados para producir esos aceros han sido bien descritos por Ushioda et al [6].

Existen principalmente 2 técnicas metalúrgicas utilizadas para producir esos aceros: el refinamiento de los granos de la laminación en caliente por altas reducciones durante el rolado en caliente justo por encima de la temperatura  $A_r3$  y el rolado en caliente ferrítico utilizando lubricación [7].

Utilizando la primer técnica, se han obtenido valores de  $r$  de 2.5 y valores de  $n$  de 0.27 [9]. Usando el laminado en caliente ferrítico con lubricación, se han obtenido valores de  $r$  tan altos como 3 [8].

Ya que los aceros IF son un producto maduro, han entrado nuevas investigaciones pequeñas en los aspectos metalúrgicos fundamentales de estos aceros en tiempos recientes. Sin embargo, se ha recibido atención en 2 aspectos: las características de precipitación de los elementos estabilizadores y el papel del Nb dentro (contenido de Nb) de los aceros IF.

El papel del Nb en los aceros IF (Nb-Ti o solo Nb) es bastante complejo y todavía no es completamente entendido. Un efecto del Nb, el cual ha sido bien establecido, es su efecto en las texturas cristalográficas [11-15] El Nb mejora el valor  $r_{45}$  y como resultado, hay una disminución en  $r$ , cuando comparamos al acero IF estabilizado con Ti.

## **2.2.2 Aceros avanzados de alta resistencia (Advanced High Strength Steels AHSS)**

### **2.2.2.1 Aceros doble fase**

Entre los aceros avanzados de alta resistencia, los aceros doble fase están ganando el uso entre los fabricantes de automóviles. Esto es porque estos proveen una excelente combinación de resistencia y ductilidad mientras que al mismo tiempo están ampliamente disponibles debido a la relativa facilidad de fabricación. Como resultado, un gran número de productos utilizando aceros doble fase han sido desarrollados y utilizados.

Los aceros doble fase son aceros de bajo Carbono con contenidos de Carbono alrededor de 0.1 %peso (de ahora en adelante %p). Estos consisten de ferrita blanda y de 10-20% martensita dura. Esta micro estructura se obtiene por el calentamiento en la región intercrítica (~800°C), seguido de un enfriamiento rápido. Durante el recocido intercrítico, parte de la austenita se transforma en ferrita. Los granos de ferrita transformados rechazan los átomos de Carbono en la austenita restante. Durante el enfriamiento rápido, esta austenita enriquecida de Carbono se transforma en martensita.

Los aceros doble fase combinan una alta resistencia con una buena ductilidad y un alto endurecimiento por trabajo, pero tienen un valor R muy pobre. Por ejemplo, un acero con 0.1 %p C, 0.7 %p Mn y 0.2 %p Si, tiene un esfuerzo ultimo de 600 MPa, un esfuerzo de cedencia de 350 MPa y una deformación a fractura de 27%, pero un valor de R de 0.9 [9].

#### **2.2.2.2 Aceros TRIP**

Los aceros TRIP (del acrónimo TRansformation-Induced Plasticity) consisten de Ferrita, bainita y austenita retenida. Como para los aceros doble fase, los tratamientos térmicos comienzan calentando en la zona intercrítica. En un segundo paso de recalentamiento (usualmente 350 – 400°C), la austenita restante se transforma en bainita, pero la última fracción de austenita (5-10%) se mantiene. El Carbono contenido en la austenita es tan alto que permanece estable durante el enfriamiento a temperatura ambiente. Durante el subsiguiente formado en frío, esta austenita meta estable podrá transformar en martensita y esta transformación ayuda a la deformación.



Los aceros TRIP combinan una alta resistencia (600- 1000MPa) con buena ductilidad (elongaciones totales alrededor de 30%), pero con un bajo valor de R (1 – 1.2).

### 2.2.2.3 Aceros Martensíticos

Utilizando temple en agua en una línea de recocido continuo, se pueden producir aceros con 100% de martensita. Estos aceros ofrecen una muy alta resistencia aunque la ductilidad es más baja que otros aceros avanzados de alta resistencia. La resistencia del acero está controlada por el contenido de Carbono y una completa temperatura de austenización es utilizada para obtener una estructura martensítica completa. Los aceros Martensíticos en producción están dados en la siguiente Tabla 2.1.

*Tabla 2.1. Propiedades mecánicas típicas de aceros Martensíticos [10].*

Producto	UTS (MPa)	YS (MPa)	E (%)
<b>M 130</b>	1054	923	5.4
<b>M 160</b>	1178	1020	5.1
<b>M 190</b>	1420	1213	5.1
<b>M 220</b>	1585	1350	4.7

# Capítulo 3

## ACERO LIBRE DE ELEMENTOS INTERSTICIALES

### 3.1 Introducción

En los países desarrollados industrialmente, el acero se ha convertido en una parte integral de la vida, lo cual resulta más evidente en la industria automotriz. Al crecer la industria automotriz crecen también sus demandas y requerimientos para los productores de acero, los cuales a su vez para lograr ser competitivos controlan muy estrechamente la calidad superficial, las tolerancias dimensionales y la uniformidad de las propiedades mecánicas en sus productos [11]. Según S. Hoile [11], la tendencia general es producir aceros de alta resistencia que permitan ahorrar peso mediante la reducción en espesores conservando algunas propiedades específicas, donde la formabilidad es la principal de ellas. El mayor grupo de aceros formables para la industria automotriz es el de los aceros libres de intersticiales (IF por su nombre en inglés, interstitial free) siendo éste el material en que se concentra el presente trabajo.

El acero libre de elementos intersticiales fue introducido por los japoneses en la década de los 70's [12]. Hoy en día los aceros IF son reconocidos a nivel mundial como el material con la más alta calidad para aplicaciones de embutido profundo y han sido utilizados en una amplia variedad de productos que van desde estructuras automotrices hasta componentes electrónicos, así como para utensilios caseros. Según F. Stouvenot y col. [13] los aceros IF fueron desarrollados a partir de los aceros de bajo Carbono calmados al aluminio con calidad de estirado (AKDQ por su nombre en inglés, aluminium killed drawing quality) y son el resultado de una extensa investigación en los métodos y prácticas tradicionales para la producción de acero.

Como consecuencia de un contenido muy bajo de Carbono (<80ppm) y la adición de Titanio y Niobio como elementos microaleantes, los aceros IF teóricamente no tienen átomos intersticiales como Carbono, hidrógeno, oxígeno, nitrógeno o boro en la red cristalina. Esta particularidad resulta en una formabilidad extraordinaria así como en propiedades de no envejecimiento. Además, que sus excelentes propiedades se mantienen por mucho más tiempo que en los aceros calmados al aluminio tradicionales. El ultra bajo contenido de Carbono les da la ventaja adicional de evitar defectos de esmaltado durante el formado [14].

Los aceros IF se distinguen por tener valores de elongación uniaxial (%E), coeficiente de anisotropía normal (valor r) y exponente de endurecimiento por deformación (valor n) superiores a los de los aceros de bajo Carbono ordinarios cuyos valores les permiten una calidad comercial o de estirado, mientras que los aceros IF alcanzan valores mayores que les permiten una calidad superior de embutido profundo (DDQ) o embutido extra profundo (EDDQ) [10,14].

La Tabla 3.1 [10] muestra las diferencias entre un acero IF estabilizado con Ti y un acero calidad estirado calmado especial (DQSK) después de ser procesados a las mismas dimensiones finales. Se aprecian claramente las propiedades superiores de este tipo de aceros.

**Tabla 3.1. Propiedades mecánicas de dos aceros, Ti-IF y DQSK [10].**

Tipo	YS (MPa)	TS (MPa)	Elong. (%)	Valor n	Valor r
<b>Ti IF</b>	134	303	47.8	0.235	1.9
<b>DQKS</b>	171	323	46.0	0.226	1.6
YS Esfuerzo de Cedencia. TS Esfuerzo Máximo a la Tensión					

## 3.2 Metalurgia de los aceros IF

### 3.2.1 Clasificación

#### A) Basado en su composición química.

Los aceros libres de elementos intersticiales (acero IF), se caracterizan por tener una excelente formabilidad en frío y resistencia a envejecerse, por lo que son ideales para la fabricación de láminas, las cuales pueden presentar resistencia mecánica con valores moderados a altos en su resistencia mecánica. Para poder satisfacer los diferentes requisitos que se demandan de las láminas de acero IF, fue necesario un ajuste en la composición química.

Los aceros IF, se han clasificado:

Aceros IF estabilizados con Titanio

Aceros IF estabilizados con Niobio

Aceros IF estabilizados con Titanio y Niobio [15]

## Los aceros IF estabilizados con Titanio.

La adición del Titanio, se realiza con el propósito de fijar elementos intersticiales tales como el Carbono y Nitrógeno, la fijación de estos elementos mejora significativamente el valor de anisotropía  $r$  [16]. La cantidad de Titanio, necesaria para obtener un excelente valor de  $R > 2$ , se puede obtener de acuerdo con las siguientes ecuaciones, las cuales determinan las cantidades de Titanio efectivo  $Ti^*$ , de Titanio en solución  $[Ti]$ . Debido a que se asume que la mayoría del Azufre, Nitrógeno y Carbono son estabilizados como compuestos de Titanio:

$$\text{Efectivo } Ti^* = (3.42 * \%N) + (1.49 * \%S) + (3.99 * \%C)$$

$$\text{Solución } [Ti] = Ti - Ti^*$$

Takechi [15] ha reportado que los aceros (IF) presentan un máximo de 53 % de elongación, cuando la cantidad de Titanio es alrededor de 0.01% en masa, a medida que la cantidad de Titanio se incrementa, disminuye el porcentaje de elongación.

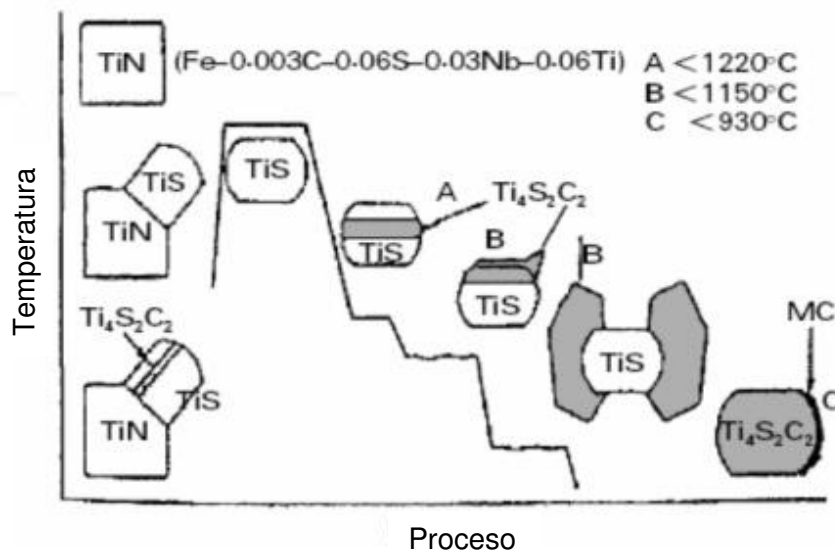
En los aceros IF estabilizados con Titanio, los sulfuros como;  $MnS$ ,  $TiS$  y  $Ti_4C_2S_2$ , precipitan en conjunto con el  $TiC$  y el  $TiN$ , especialmente el carbosulfuro de Titanio,  $Ti_4C_2S_2$ , el cual precipita durante el recalentamiento de los planchones, este juega un papel importante en el control de los átomos de soluto de Carbono.

En base a estudios realizados, se sabe que en los aceros IF estabilizados con  $Ti$ , existen varios tipos de precipitados tales como el  $TiN$ ,  $TiS$ ,  $Ti_4C_2S_2$  y el  $TiC$ , los cuales influyen en las propiedades mecánicas de estos aceros [17].

Se propuso que una adición en exceso de Titanio más de la requerida para combinarse con todo el Carbono, Nitrógeno y Azufre, fue benéfico para lograr altos valores de R.

Sin embargo, también se encontró que un exceso en el contenido de Titanio puede ser vinculado a la incidencia de rayas superficiales.

Los mecanismos de precipitación de Titanio en estos aceros se muestran en la gráfica siguiente (Figura 3.1). 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 pequeña cantidad de Carbono restante es precipitada como  $TiC$ . Durante el recalentamiento del planchón, ocurre la solución del carbosulfuro, dejando solo  $TiS$  y  $TiN$ . El enfriamiento de la lámina a la temperatura intercrítica durante el rolado en caliente transforma el  $TiS$  a  $Ti_4C_2S_2$  por la absorción de Titanio y Carbono.



**Figura 3.1. Mecanismo esquemático de la formación del carbosulfuro y carburos en un acero IF estabilizado con Titanio [47].**

### **Aceros IF estabilizados con Niobio.**

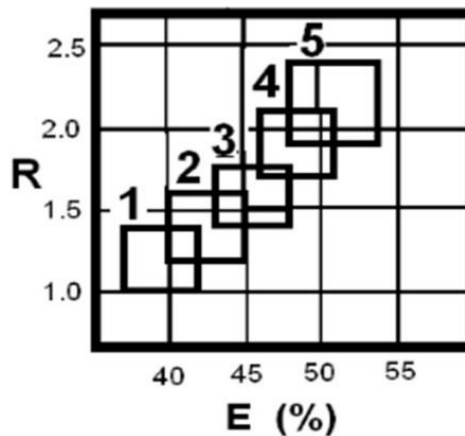
Pequeñas adiciones (hasta 0.05%) incrementan el esfuerzo de cedencia por una combinación de endurecimiento por precipitación y refinamiento de grano, el niobio es el elemento refinador de grano más efectivo debido a que el carburo de niobio es más estable en la austenita que el carburo de vanadio a las temperaturas típicas de laminación, la menor solubilidad del carburo de niobio en la austenita provee partículas de precipitado más estables que retardan el crecimiento de grano austenítico al estar presentes en sus fronteras.

### **Aceros IF estabilizados con Titanio y Niobio.**

En el caso de los aceros IF con Nb + Ti (i.e. 0.01% Nb + 0.005% Ti), presentan excelentes valores de ductilidad y de anisotropía normal. En los aceros IF con Nb + Ti, el nitrógeno se fija con el Titanio, necesitando alrededor de 0.006% Ti para fijar 150 ppm de N. El aluminio o el niobio son también utilizados para fijar nitrógeno. Sin embargo, el TiN tiende a precipitar a temperaturas más elevadas que las del AlN o del NbN, con una pequeña densidad de precipitados, lo cual es favorable para prevenir el deterioro en la elongación. El resto del Carbono es de alrededor de 10 ppm, el cual será fijado por el Ti, donde alrededor de 0.004% de Ti es necesario para tal propósito. De acuerdo con la cantidad mínima de Titanio del 0.010%, el 0.005% del Ti se consume durante la fijación del Nitrógeno y el 0.004% es utilizado para fijar al Carbono.

### B) De acuerdo a su formabilidad.

Inicialmente el Instituto Americano del Hierro y el Acero (AISI por sus siglas en inglés, American Iron and Steel Institute) estableció una clasificación para la calidad del acero laminado en atención al grado de desoxidación y al esfuerzo de cedencia [15] que incluye 5 grados: comercial (CQ), estirado (DQ), embutido profundo (DDQ), embutido extra profundo (EDDQ) y embutido súper extra profundo (Super EDDQ). Existe una relación entre esta clasificación y la formabilidad del material (valor  $\bar{r}$  y el % de Elongación Total) como se muestra en la Figura 3.2.



**Figura 3.2. Clasificación de aceros según el valor  $r$  y el % elongación. 1 calidad comercial, 2 estirado, 3 estirado profundo, 4 estirado extra profundo, 5 súper estirado extra profundo [47].**



Como se observa, las láminas de acero IF, dependiendo de su composición química y de sus procesos termo mecánicos, de enrollado y recocido, pueden presentar valores de anisotropía normal que van desde 1 hasta 2.5. Así mismo, los valores de elongación en pruebas de tensión van desde 35 a un 54%. Si las láminas de acero recocidas caen dentro de este intervalo de valores de anisotropía normal y de elongación, entonces tienen una aplicación en la industria automotriz y en la de línea blanca.

La Tabla 3.2 resume las propiedades mecánicas y los parámetros de estampado de las cinco categorías básicas de aceros ferríticos para formabilidad en frío: aceros IF (Interstitial Free), calmados al aluminio (Al-killed), Refosforizado, endurecidos por horneado y micro aleados (HSLA). Se observará que su respectivo valor de Rm (anisotropía normal) los pone en diferentes categorías de formabilidad [18].

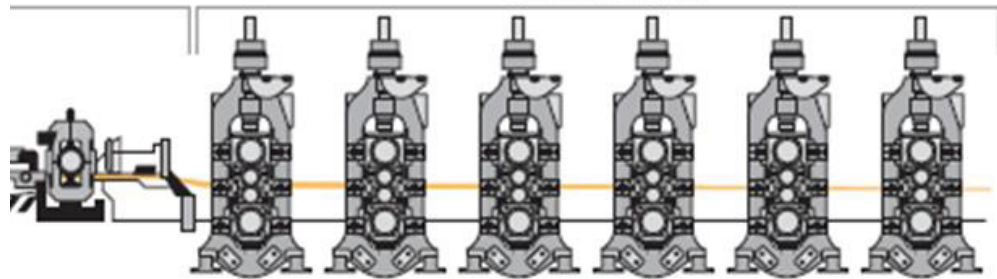
**Tabla 3.2. Propiedades de aceros ferríticos para operaciones de estampado [18].**

<b>Tipo de acero</b>	<b><math>\sigma_y</math> (MPa)</b>	<b>UTS (MPa)</b>	<b>Elongación (%)</b>	<b>n</b>	<b>Rm</b>
<b>IF</b>	155	305	42	0.23	2.0
<b>Al-killed</b>	165-190	300	42	0.22	1.8
<b>Refosforizado</b>	190-230	345-370	36	0.20	1.5
<b>Endurecido por horneado</b>	210	320	40	0.22	1.6
<b>HSLA</b>	375	475	27	0.15	1.0

### 3.3 Procesamiento Termo-Mecánico

#### 3.3.1 Laminación en caliente

En el proceso antiguo de laminación en caliente se involucra la fabricación de planchones a partir de lingotes precalentados que pasan por rodillos de desbaste para obtener planchones, los cuales son sometidos a lo que se considera laminación en caliente. En procesos modernos, la operación de desbaste es eliminada empleando un sistema de colada continua donde es posible obtener por medio de un distribuidor y molde los planchones de acero directamente. Estos planchones pasan directamente a un horno continuo, para asegurar que la temperatura de estos sea mayor a  $1000^{\circ}\text{C}$  y después al tren de laminación en caliente, eliminándose con esto la necesidad de recalentar el acero. En general, el molino de laminación en caliente se compone de varios castillos de laminación en los cuales se encuentran un conjunto de rodillos (Figura 3.3). Se hace un cálculo de la fuerza aplicada por los rodillos para hacer una distribución adecuada de la deformación en cada uno de los pasos para obtener el espesor deseado [19].



*Figura 3.3. Molino tándem Caliente (6 unidades) [45].*

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 rodillos de trabajo. Existen diversos arreglos de rodillos, el más sencillo de estos es el que consta de un par de rodillos del mismo diámetro que giran en una sola dirección.

En la mayoría de los casos el material no solo se lamina en caliente sino que se somete a una posterior laminación en frío, y a tratamientos de recocido después de esta, como es en el caso de los aceros IF.

El proceso es complejo, en él se presentan varios fenómenos, e intervienen muchas variables a controlar que afectan a las propiedades mecánicas y características finales de la lámina.

#### **3.3.1.1 Fenómenos metalúrgicos de la laminación en caliente.**

Durante la laminación en caliente ocurren cambios notables en la microestructura del acero tales como, la recristalización, el crecimiento de grano la formación de orientaciones preferenciales, transformaciones de fase, etc., además se tienen que controlar diferentes variables como la temperatura, cantidad de deformación en cada paso, la velocidad, la lubricación, la velocidad de enfriamiento, etc., todos estos tienen influencia importante sobre las propiedades y características finales de la lámina [19].

Cuando se deforma un metal en caliente se presentan dos fenómenos importantes, endurecimiento y ablandamiento. El primero se debe principalmente a que incrementa la densidad de dislocaciones producidas por la deformación. El ablandamiento puede deberse a diferentes causas, una de ellas es la recuperación, esta es la capacidad para disminuir la energía acumulada mediante la eliminación o combinación de defectos puntuales y lineales. La otra es la recristalización la cual consiste en la generación de porciones altamente deformadas.

Durante todo el proceso de laminación se están formando dislocaciones, las cuales una parte se encuentran en los límites de los subgranos formados y, al encontrarse con dislocaciones opuestas en los subgranos adyacentes, éstas se aniquilan mutuamente. Tan pronto como la velocidad de generación y aniquilación son balanceadas, la densidad de dislocaciones en los subgranos permanece constante como también el contenido de dislocaciones de los límites de éstos.

Uno de los fenómenos metalúrgicos más importantes que ocurren durante la deformación en caliente es el de recristalización. Éste fenómeno consiste en la formación por nucleación y crecimiento de una nueva estructura de granos libres de deformación, es decir granos recristalizados, a partir de la estructura de granos deformados. El mecanismo de nucleación de los nuevos granos depende de la cantidad de deformación y la temperatura [20]. A poca deformación, la nucleación ocurre mediante la flexión de los límites de grano existentes [21] mientras que a altas deformaciones, las dislocaciones, se re-ordenan en celdas lo que da lugar a una subestructura dentro de la existente que se encuentra esparcida por todos los granos y ocasiona una nucleación elevada [22].

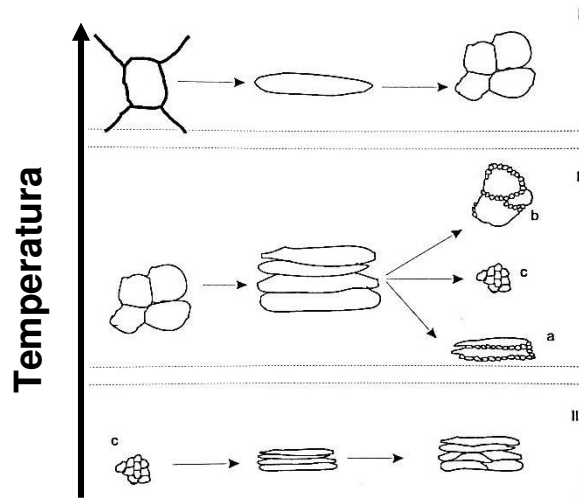
Medina y Mancilla [23] consideraron la recristalización austenítica y establecieron cuatro estados que se presentan cuando se lamina en caliente, tres de los cuatro están representados en la Figura 3.4 y se explican a continuación:

**Estado 1.** Arriba de 1000°C. Debido a las temperaturas finales que se utilizan en los laminadores en caliente, la austenita recristaliza y el grano crece a tamaños normales.

**Estado 2.** A menores temperaturas finales (alrededor de 1000°C), la recristalización completa puede generar un tamaño de grano fino, caso c. Si la recristalización no es completa el caso que toma lugar es el de recristalización confinada a los límites de grano, caso a. Si la recristalización es completa pero seguida de un crecimiento de grano, ocurre el caso b. Entre estas tres posibilidades, el caso c permitirá la ferrita de tamaño de grano más fino que en el caso de que la austenita transforme por enfriamiento.

**Estado 3.** Cuando la temperatura final es más baja todavía (950° a A3), la austenita no tendrá tiempo para recristalizar, y la ferrita entonces se separará de los granos deformados austeníticos. Los granos ferríticos resultantes son poligonales y la densidad de dislocaciones baja, a pesar de la distorsión de los granos austeníticos no recristalizados y los granos ferríticos llegan a ser aún más finos que en el caso 2c.

**Estado 4.** En este estado la temperatura está por debajo de A3. Si se lleva a cabo la laminación hasta temperaturas más bajas, la ferrita se forma durante la deformación y por lo tanto puede que haya endurecimiento por deformación, provocado por las dislocaciones y el desarrollo de textura. El incremento de endurecimiento producido puede relacionarse a la subestructura en la ferrita y la fracción de volumen de granos ferríticos contenidas en tal subestructura.



**Figura 3.4. Representación esquemática de los cambios en microestructura durante la recristalización austenítica en laminación en caliente [25].**

### **3.3.2 Texturas importantes de laminación en frío.**

Las texturas más importantes de deformación en frío son aquellas desarrolladas por rolado en frío. El desarrollo de una textura cristalográfica depende de la estructura cristalina del material y del modo de deformación, pero también la textura inicial y algunos desarrollos microestructurales, como maclado o división de grano, pueden tener una influencia. Por lo tanto, no se puede esperar que la textura de 2 materiales con la misma estructura cristalográfica pueda ser exactamente la misma después de una deformación idéntica [1].

### ***3.3.2.1 Deformación plana de materiales bcc (cubico centrado en el cuerpo)***

La textura típica de laminado en frío de un material bcc (como los aceros ferríticos de bajo Carbono) consiste de dos fibras a través del espacio de Euler. La fibra  $\alpha$  (alfa) consiste de granos con el eje  $\langle 110 \rangle$  paralelo al sentido de laminación. Los componentes más importantes están indicados tradicionalmente con las letras H, J, I y E como se indica en la Figura 3.5.

La fibra  $\gamma$  (gamma) contiene orientaciones con un plano  $\{111\}$  paralelo con el plano de laminación (o una dirección  $\langle 111 \rangle$  paralela con la normal del plano de laminación). Las componentes más importantes están indicadas con las letras E, F, E' y F'. E es el punto donde cruzan ambas texturas.

La función de distribución de las orientaciones completa del acero de bajo Carbono se muestra en la Figura 3.5, con secciones constantes  $\phi_1$ . Durante el rolado en frío, las intensidades a lo largo de la fibra gamma evolucionarán y los detalles de la función de distribución de las orientaciones cambiarán, pero la imagen general (fibra gamma y alfa) está presente dentro de la mayoría de las texturas de rolado en frío de los aceros [1].

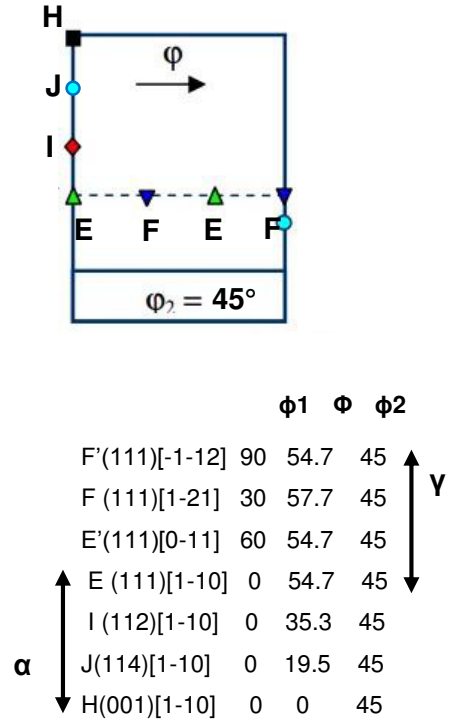
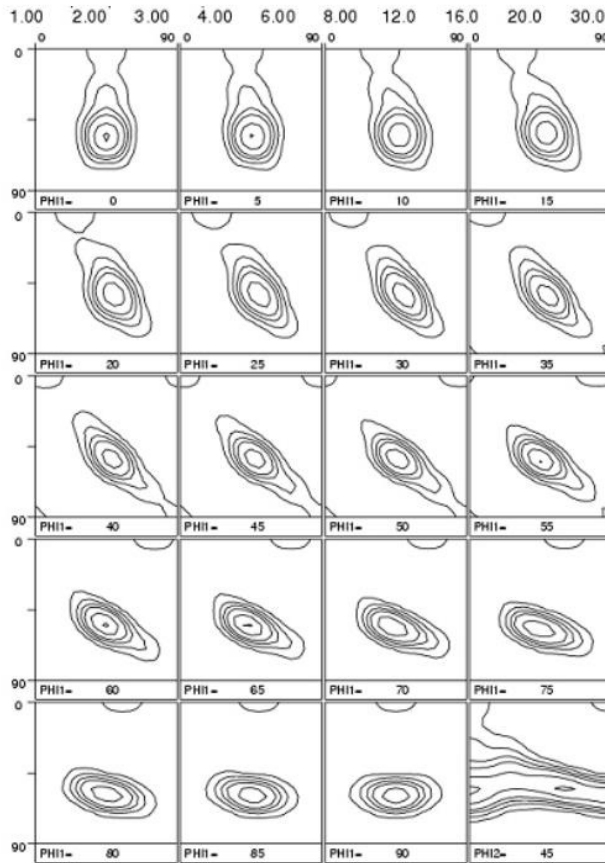


Figura 3.5. ODF de un acero IF después de ser laminado en frío secciones constantes de  $\Phi_1$  y  $\Phi_2=45^\circ$  [1].



### **3.3.3 Recocido de un material deformado.**

Las estructuras deformadas desarrolladas durante el procesamiento termo mecánico son intrínsecamente inestables de modo que en el recocido, después del proceso de deformación, la evolución de la sub estructura a menudo ocurre por procesos térmicos, que conducen a una reducción de la energía almacenada.

A bajas temperaturas (aleaciones comerciales, 0.4 – 0.5 de la temperatura de fusión), domina la recuperación y a menudo conduce a un lento decremento de la dureza.

En altas temperaturas (más que 0.7 de temperatura de fusión), la recristalización ocurre rápidamente, mucho antes de la recuperación. En temperaturas intermedias, ambos mecanismos pueden contribuir significativamente al ablandamiento [24].

Los cambios micro estructurales asociados están definidos en base a la fuerza impulsora (driving force) y los mecanismos involucrados.

Existen 2 fuerzas impulsoras posibles:

- 1) La energía almacenada de deformación
- 2) La energía de superficie o la energía de frontera de grano

Durante la deformación plástica de materiales cristalinos, parte del trabajo plástico, típicamente 1- 10%, es almacenado como energía micro estructural, en su mayoría como incremento en la densidad de dislocaciones; el resto es disipado como calor. El proceso de ablandamiento está separado en recuperación, recristalización y finalmente crecimiento de grano [24].

Los últimos dos necesariamente implican el movimiento de fronteras de alto ángulo, pero la recuperación involucra un conjunto de micro-mecanismos para el movimiento y aniquilación de defectos puntuales y dislocaciones.

Es la combinación de la fuerza impulsora y los mecanismos que diferencian estos tres procesos de ablandamiento:

- Recuperación (energía almacenada y movimiento de dislocaciones, ya sea individualmente o colectivamente como fronteras de bajo ángulo),
- Recristalización (energía almacenada y movimiento de fronteras de alto ángulo) y
- Crecimiento de grano (energía de superficie y movimiento de fronteras de alto ángulo)

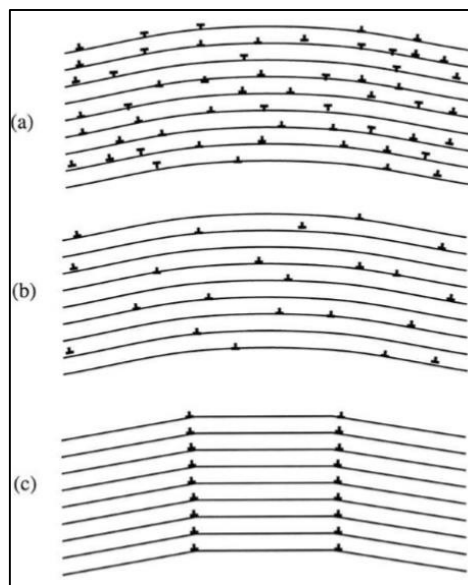
#### **3.3.3.1 Recuperación.**

Aunque la recuperación es un problema importante, con frecuencia es difícil de medir. Esta puede ocurrir inmediatamente después de la deformación y también dinámicamente durante la deformación. Además, la recuperación no afecta la microestructura óptica o la textura cristalográfica. La recuperación afecta propiedades como dureza y características estructurales como, densidad de dislocaciones, tamaño de sub granos y desorientación, pero la resolución de cada cambio en las propiedades es a menudo muy pobre y medir los cambios en la estructura estadísticamente es muy difícil [24].

Los diferentes mecanismos de recuperación incluyen (en orden de dificultad creciente):

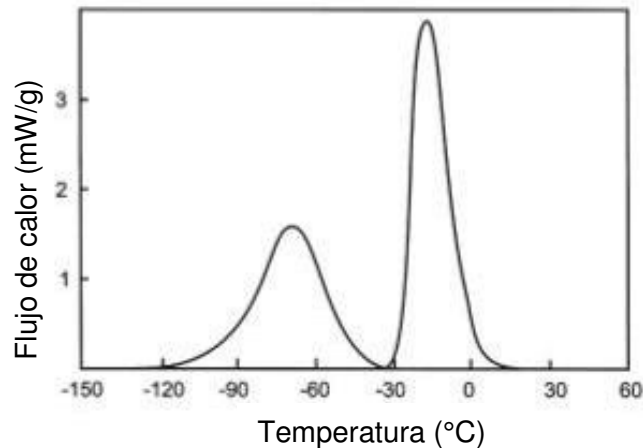
- Defectos puntuales (vacantes e intersticiales) aniquilación por difusión,
- Aniquilación mutua de dislocaciones (dislocaciones muy cercanas de signo opuesto),
- Organización de dislocaciones aleatorias y libres en paredes de dislocaciones o sub-fronteras (poligonización),
- Coalescencia de sub-fronteras durante el crecimiento de sub-granos.

Los últimos 3 mecanismos están ilustrados esquemáticamente en la Figura 3.6:



**Figura 3.6. Recuperación de un cristal doblado que contiene dislocaciones a) Deformado, b) Después de la aniquilación de dislocaciones, c) Formación de fronteras [30].**

La Figura 3.7 ilustra un ejemplo de calorimetría (DSC) de un aluminio deformado, la reacción de recuperación se extiende sobre un amplio rango de temperatura antes del pico más nítido de recristalización.



**Figura 3.7. Análisis de calorimetría (DSC) de un aluminio deformado, recuperación y recristalización [30].**

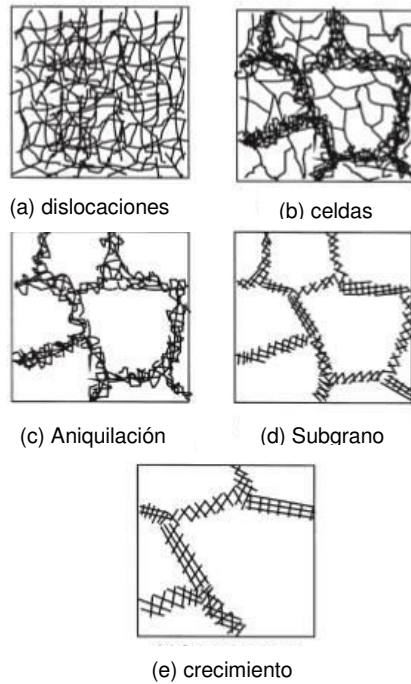
La recuperación a menudo opera simultáneamente con la recristalización, así que no existe una delimitación muy marcada entre estos mecanismos. Por ejemplo, es imposible distinguir la caída de difusión de celdas de dislocaciones en fronteras de sub-grano bien definidas y el crecimiento de sub-grano.

Los átomos de soluto juegan un papel importante en la reducción de la movilidad de los defectos y por lo tanto en la cinética de la recuperación. Por ejemplo, los metales de ultra alta pureza deformados pueden recuperarse en  $0.2 T_m$  y empezar la recristalización en  $0.3 T_m$ . Los átomos de soluto en aleaciones comerciales impulsan la recuperación y recristalización a temperaturas de  $0.4$  y  $0.6 T_m$ , respectivamente [24].

### **3.3.3.2 Cambios estructurales durante la recuperación.**

A parte de la inicial y rápida pérdida de defectos puntuales, los principales cambios estructurales que toman lugar durante la recuperación pueden ser categorizados como:

- Reordenamiento de dislocaciones en estructuras celulares (para materiales de altas Energías de error de apilamiento (SFE) y la mayoría de los metales deformados en caliente, esto ocurre simultáneamente con la deformación).
- Eliminación de dislocaciones libres dentro de las células.
- Colapso de las paredes complicadas de dislocaciones en ordenadas fronteras de grano- en su mayoría por aniquilación de exceso de dislocaciones y reordenamiento de otras en configuraciones de más baja energía.
- Crecimiento de sub-grano. Durante el recocido continuo, un incremento en tamaño de sub-grano es teóricamente esperado ya que conduce a una reducción de energía interna (Figura 3.8).



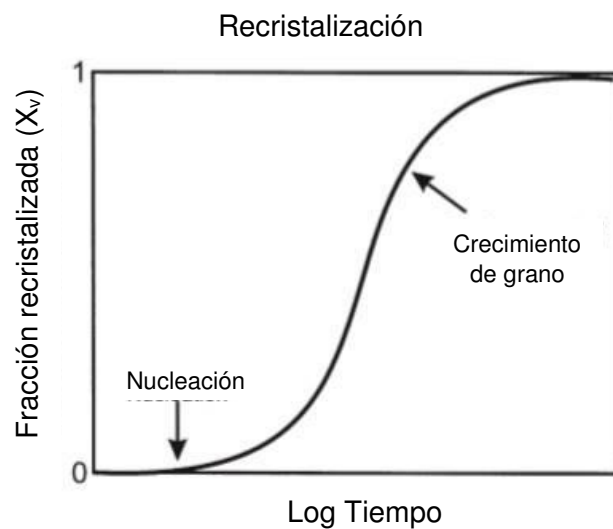
**Figura 3.8. Cambios estructurales durante el fenómeno de recuperación [30].**

### 3.3.3.3 Recristalización.

La recristalización involucra la formación de nuevos granos libres de deformación y el subsecuente crecimiento de estos para consumir la deformada o recuperada estructura. La micro estructura en cualquier momento es dividida en regiones recristalizadas o no recristalizadas como se muestra en la figura, y la fracción recristalizada incrementa de 0 a 1 como procede la transformación.

Es conveniente dividir la recrystalización en dos regiones, nucleación la cual corresponde a la primera aparición de nuevos granos en la micro estructura y crecimiento durante el cual los nuevos granos reemplazan el material deformado.

El progreso de la recrystalización con el tiempo durante el recocido isotérmico es comúnmente representado por una gráfica de la fracción volumétrica del material recrystalizado ( $X_v$ ) como una función de **log(tiempo)**. Esta gráfica usualmente tiene una forma sinodal característica y típicamente muestra un tiempo de incubación antes de que la recrystalización sea detectada (Figura 3.9) [24].



**Figura 3.9. Recrystalización típica durante un recocido isotérmico [24].**

#### 3.3.3.4 Fuentes de los granos recristalizados.

**Granos Deformados.** Un grano deformado puede actuar como una fuente de granos recristalizados con más o menos la misma orientación como el “grano madre”. Por ejemplo la recristalización de la fibra gamma (ND//<111>) en aceros de bajo Carbono.

**Bandas cortantes.** Las bandas cortantes cortadas a lo largo de muchos granos pueden también actuar como una fuente de granos recristalizados. La potencia está relacionada a la alta energía de almacenamiento. La formación de bandas cortantes son sensibles a la orientación; y por lo tanto, fuertes desarrollos en textura de recristalización (orientación preferencial de los granos recristalizados) pueden ser asociados con la recristalización de bandas cortantes.

**Partículas de nucleación estimuladas.** La recristalización es favorecida por las zonas deformadas por partículas debido a las grandes diferencias en la energía almacenada. La recristalización de este tipo es referida como *particle stimulated nucleation* (PSN). Las zonas deformadas por partículas y correspondientemente las partículas de nucleación estimuladas, son de orientaciones aleatorias.



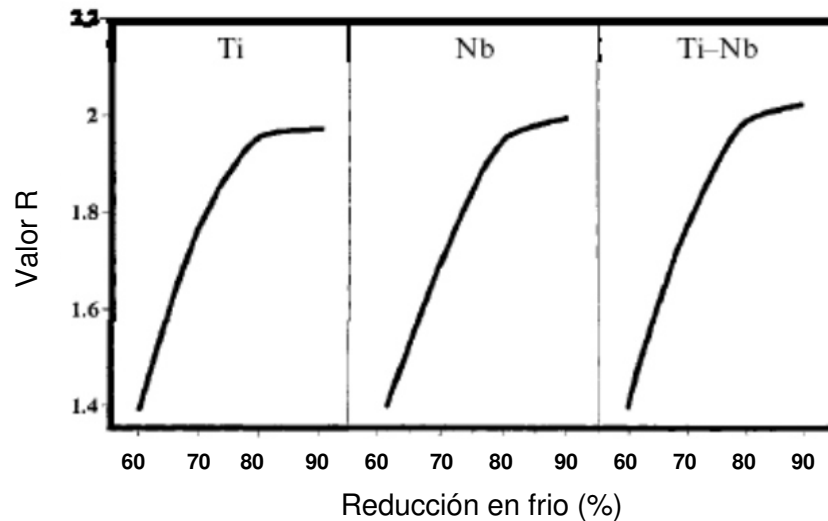
### 3.4 Textura de recristalización

Actualmente se ha establecido [25], [26] que la textura de los aceros de bajo Carbono laminados en frío consiste de dos principales grupos de componentes. El primero es una textura parcial de fibra denominada textura de fibra  $\alpha$  con direcciones  $[110]$  incluyendo los componentes  $(001)[110]$ . El segundo grupo es la textura completa de fibra, llamada textura de fibra  $\gamma$ , con planos  $(111)$  paralelos al plano de laminación, incluyendo a los sistemas  $(111)[110]$  y  $(111)[112]$ .

Para los aceros IF, se ha observado que en el proceso de laminación en frío por arriba del 80% de reducción, existe un incremento progresivo en los valores de R también dependen de la composición química del acero y de otros parámetros usados durante su procesamiento.

Cuando el Carbono se mantiene en solución sólida durante la laminación en frío, puede tener una influencia importante en el desarrollo de la microestructura. Un acero con un alto contenido de Carbono intersticial, estará sujeto a una deformación dinámica durante la laminación, generando bandas de deformación. Estas bandas se forman en granos de orientación  $(111)[112]$  y llegan a facilitar la nucleación durante el recocido para remover la formación de una orientación  $(110)$  a expensas de las orientaciones  $(111)$ . Se ha descubierto además, que el nitrógeno intersticial produce un efecto similar [27].

La laminación en frío juega un papel importante en la formación de texturas favorables para embutido profundo durante el recocido, sin embargo, tienen muy poco efecto en otras propiedades. La variación del valor R con la reducción en frío en los tres tipos de aceros IF, estabilizados con Ti, Nb o Ti-Nb se muestran en la figura 3.10.



**Figura 3.10. Efecto de la reducción en frío sobre el valor R para acero IF estabilizado con Ti, Nb y Ti-Nb [40].**

Las partículas que se encuentran en los aceros, principalmente los carburos y los nitruros de tamaño relativamente grandes, tienen un efecto notable sobre la microestructura. Cuando los carburos de diámetro de entre 0.5 a 10  $\mu\text{m}$  están 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.

Las partículas grandes afectan la orientación de núcleos recristalizados provocando, una textura más aleatoria.

Los factores micro estructurales que son favorables para una buena formabilidad de la lámina, (el tamaño de grano, textura, morfología, tamaño de los precipitados, etc.) son obtenidos finalmente a través del recocido. Los tipos de recocido se pueden clasificar como recocido por lotes o continuo.

Tradicionalmente el recocido se realizó por lotes, en el cual, varios rollos de lámina son colocados dentro de un horno cubierto que contiene una atmósfera de gas protector, generalmente nitrógeno con 5% de hidrógeno. Este gas se hace circular para promover una mayor transferencia de calor desde la superficie hacia el interior del acero. Las láminas son calentadas generalmente en un intervalo de 650 a 850° C, dependiendo del tipo de acero, por aproximadamente un día o más. Posteriormente son enfriadas a temperatura ambiente por un periodo de varios días.

Al inicio de los 70 aparece el método conocido como recocido continuo, el cual emplea un ciclo de tiempo total de varios minutos (4min). Este método es el más empleado actualmente en todo el mundo, principalmente en el caso del recocido de lámina con espesores de 1.6 a 2mm. Para favorecer la obtención de una estructura final deseable.

El recocido continuo tiene el potencial de ofrecer de manera más rápida, una lámina con las características requeridas por el cliente. El acero puede presentar propiedades mecánicas más consistentes, homogéneas, mayor formabilidad, superficies planas, limpias y con costos más bajos, al compararlo con el recocido por lote.

El efecto de la temperatura de recocido en los aceros IF ha sido bien establecido, el valor de Lankford R se incrementa con el aumento de la temperatura de recocido. La temperatura que generalmente se emplea se encuentra en el intervalo de 760 a 850° C, en el acero estabilizado con Titanio el efecto no es muy marcado. Por arriba de los 940° C, el valor de R cae drásticamente debido a la transformación que ocurre de ferrita a austenita. Este incremento en el valor de R con el incremento del valor de la temperatura de recocido, se cree que está asociado con el rápido crecimiento de granos con mayor orientación en los planos {111} en relación con otras orientaciones [28].

La resistencia, la ductilidad y el valor del exponente de endurecimiento por deformación de  $n$  de los aceros IF con Ti, muestra un comportamiento casi constante a ser recocidos en un intervalo de temperatura de 760 a 850° C. En los aceros adicionados únicamente con niobio, al aumentar la temperatura de recocido de 750 a 800° C, exhiben una sustancial mejoría en la ductilidad (aproximadamente del 4%), y en el valor de R.

La nucleación preferencial de los granos recristalizados es en el componente {111}, en las fronteras de grano ferríticos inicial trabajado en frío contribuye a la textura de recocido en los aceros IF. En este caso el valor elevado de R, es acompañado por granos equiaxiales grandes, pero no por granos elongados, y las texturas de recocido muestran las componentes {554}<225>, {111}<110> y {111}<112> como los predominantes.

El Titanio disuelto, y los precipitados TiC, TiN, son también de mucha importancia durante la formación de la textura. Tienden a incrementar la temperatura de recristalización e inhiben el crecimiento de grano [29].

Por otra parte muchos trabajos han reportado que el carbono tiene un efecto nocivo cuando se encuentra en solución sólida durante el recocido. Con altos contenidos de Carbono en solución, existe una disminución gradual de los componentes {111} durante la disminución inicial de los componentes {111} es compensado por un subsecuente aumento de otros componentes.

# Capítulo 4

## FORMABILIDAD DE ACEROS AUTOMOTRICES.

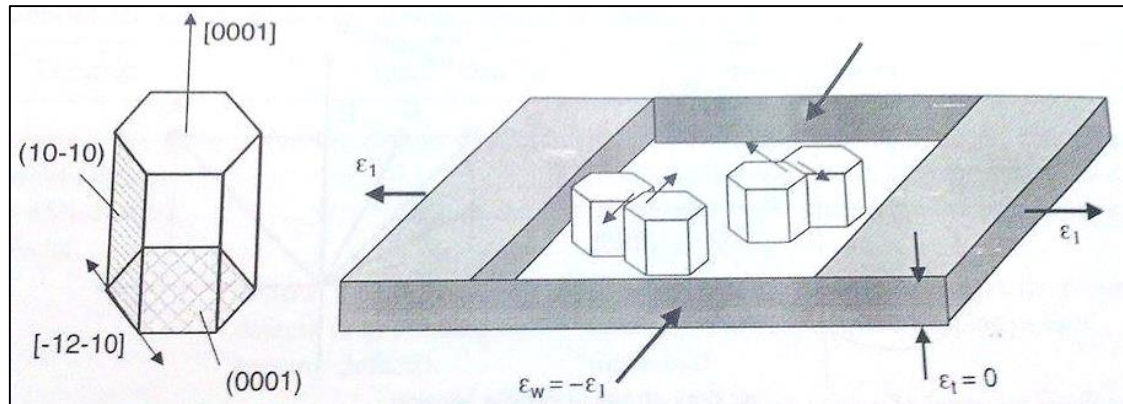
### 4.1 Antecedentes cristalográficos.

La deformación macroscópica de un metal es el resultado de muchas deformaciones cortantes microscópicas en planos cristalográficos particulares.

Desde el punto de vista cristalográfico, la anisotropía plástica se origina a partir de un deslizamiento discreto del cristal en cada uno de los granos que constituyen un material policristalino. La direccionalidad del deslizamiento del cristal con respecto a un marco de referencia externo, impuesto por el estado actual de deformación, está determinado por la textura, la cual da una relación cuantitativa entre el sistema de referencia del cristal de todos los granos individuales y el sistema de referencia externo ejercido por el proceso [1].

Tomando el ejemplo de Titanio puro el cual tiene una estructura hexagonal compacta (hcp) hasta 882 °C. La deformación se lleva a cabo por deslizamiento en la dirección  $\langle 1-210 \rangle$  en el plano basal (0001) y planos prismáticos  $\{10-10\}$  (figura 4.1). En ninguno de esos casos, puede ocurrir cualquier deformación en la dirección [0001]. Supongamos ahora que una hoja de Titanio tiene una textura “ideal” y consiste de granos con el plano basal (0001) paralelo con la superficie de la hoja, pero con una distribución aleatoria de orientaciones cristalográficas alrededor del eje [0001]. Una deformación uniaxial en el plano de la hoja será realizada por deslizamiento sobre los planos prismáticos  $\{10-10\}$ . La elongación de la hoja en la dirección tensil ( $\epsilon_l$ ) será compensada por una contracción perpendicular en el ancho de la hoja ( $\epsilon_w$ ), pero los sistemas de deslizamiento activados no permitirán ninguna contracción en la dirección del espesor ( $\epsilon_t$ ) (Figura 4.1).

La diferencia en contracción entre ancho y espesor es debido a la anisotropía del material. Por otra parte, debido a la distribución aleatoria de las direcciones cristalográficas alrededor del eje [0001], las propiedades de tensión no variarán con el ángulo entre el eje de tensión y la dirección de rolado: esto es llamado “anisotropía plana” [1].



**Figura 4.1. Sistemas de deslizamiento en Ti puro en tensión uniaxial, la textura prohíbe el adelgazamiento en la dirección del espesor [1].**

## 4.2 Anisotropía Plástica

Los altos valores de la anisotropía plástica, descritos por el parámetro  $R$ , es uno de los parámetros empleados para optimizar las propiedades de los aceros libres de elementos intersticiales en forma de lámina. El parámetro de anisotropía plástica para un estado de tensión-deformación esta descrito por la relación del espesor durante la laminación de una placa. La porción de la anisotropía plástica puede calcularse a partir de la textura cristalográfica de la lámina.

El término “anisotropía” se refiere a una direccionalidad de algunas propiedades particulares del material. Esas propiedades pueden ser elásticas (módulo de Young), plásticas (resistencia, formabilidad), eléctricas (conductividad), magnéticas, etc.

Toda gran deformación por operación de formado conduce a una forma de anisotropía plástica de material de tal forma que las propiedades mecánicas, físicas y en ocasiones químicas varían con la dirección de la prueba. Esto es debido a la formación de microestructuras direccionales y en particular, orientaciones de grano preferenciales o texturas cristalográficas durante, por ejemplo, deformación por laminado y finalmente la recristalización subsiguiente.

Un ejemplo es la anisotropía plástica durante una operación de formado como embutido profundo. Un círculo de metal está dispuesto a ser embutido por un dado dentro de una forma de copa, pero la “copa” resultante muestra altura de paredes irregulares comúnmente llamadas “orejas” (Figura 4.2). Las orejas están situadas en ciertos ángulos de las direcciones de la hoja de acuerdo con la anisotropía plástica, o la textura, de la hoja.

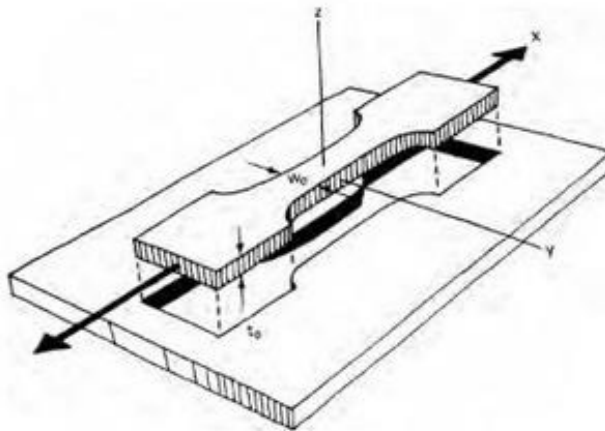




**Figura 4.2. Formación de orejas durante embutido de una hoja de aluminio con textura fuertemente marcada.**

La anisotropía plástica de una hoja metálica es medida experimentalmente por las relaciones de contracciones de una prueba de tensión plana, tomada en ángulos  $\alpha$  a la dirección de laminación, y estirada por prueba de tensión. La relación de la deformación (plástica) del ancho  $\epsilon_w$  sobre la deformación a través del espesor  $\epsilon_t$  se denota como coeficiente de Lankford o valor R (Figura 4.3 y Ecuación 4.1).

$$R(\alpha) = \frac{\epsilon_w}{\epsilon_t} \quad \text{or} \quad r = \frac{\dot{\epsilon}_w}{\dot{\epsilon}_t} \quad (4.1)$$



**Figura 4.3. El valor  $R$  se define como la relación de la deformación del ancho sobre la deformación del espesor [1].**

En teoría  $R$  varía de 0 (sin ensanchamiento) a  $\infty$  (sin adelgazamiento) e igual a 1 para materiales isotrópicos. Un alto valor de  $R$  significa que las orientaciones cristalográficas de los granos son tales que la hoja tiene una alta resistencia contra el adelgazamiento [1]. Para caracterizar la resistencia total a un adelgazamiento de una hoja, se determina un promedio del valor  $R$  en tres ángulos  $\alpha$  (Ecuación 4.2):

$$\bar{R} = \frac{R_0 + R_{90} + 2R_{45}}{4} \quad (4.2)$$

Y para medir la amplitud de la anisotropía plana (relacionada con la altura de las “orejas”) se utiliza el valor de la diferencia (Ecuación 4.3):

$$\Delta R = \frac{R_0 + R_{90} - 2R_{45}}{2} \quad (4.3)$$

Un valor de  $\bar{R}$  más grande que 1 significa que durante el alargamiento la hoja se contrae más que adelgazarse y a menudo indica buena formabilidad. En algunos aceros IF, el valor  $\bar{R}$  puede alcanzar 2.5.

La formabilidad de las hojas no puede ser expresada con un solo parámetro, pero los más importantes son: el valor de Lankford ( $\bar{R}$ ) (embutido profundo), anisotropía plana ( $\Delta R$ ) y el coeficiente de endurecimiento por deformación  $n$  (resistencia contra la localización de la deformación).

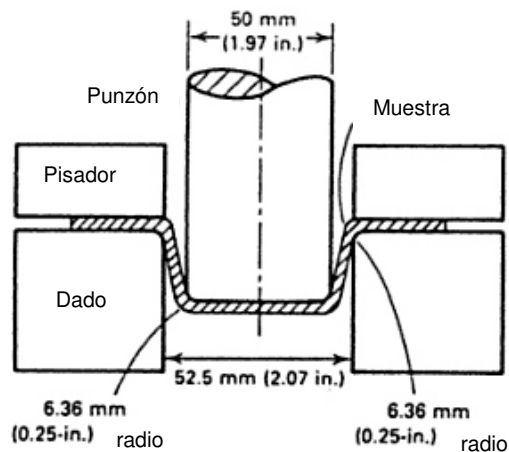
El valor de  $R_m$  en particular, dicta la categoría de calidad del acero:

CQ	$R_m=1$
DQ	$R_m= 1.1 - 1.3$
DDQ	$1.5 < R_m < 2$
EDDQ	$R_m > 2$

Estos tres parámetros pueden ser derivados en materiales metálicos partir de una simple prueba de tensión, y así, la ductilidad del material puede ser determinada precisamente.

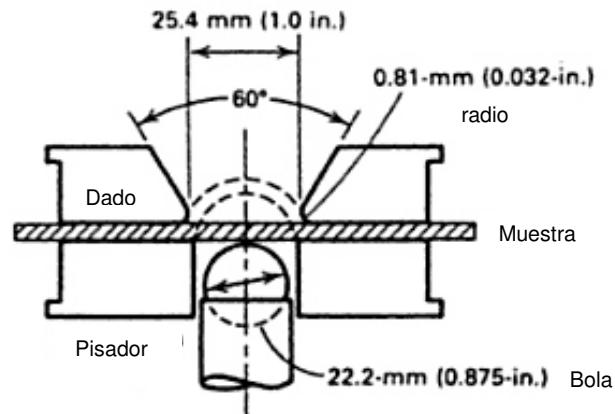
### 4.3 Pruebas de formabilidad.

Las pruebas estándar de estampado en hojas someten al material a deformaciones que reflejan muy cerca la distribución de esfuerzos complejos encontrados en las operaciones de formado industrial. Estas pueden ser clasificadas en base a los principales tipos de procesos de deformación en frío, es decir, flexión, estiramiento o estampado. Quizás la prueba más severa y compleja se refiere a los dos últimos mecanismos de deformación, y entre las muchas variantes de cada prueba, las más populares son el ensayo de copa "Swift flat-bottomed" y el ensayo de copa "Erichsen". El primer ensayo evalúa la habilidad de un material de contraerse en el plano de la lámina al fluir dentro de un agujero de dimensiones estándar (Figura 4.4).



**Figura 4.4. Herramientas estándar para el ensayo de copa "Swift flat-bottomed"**

El ensayo de perforación hemisférica (Ensayo de copa Erichsen) evalúa la capacidad del material de expandirse por estiramiento (Figura 4.5).



**Figura 4.5. Esquema del ensayo de copa Erichsen (ASTM E290).**

La prueba de “Hole expansión” utiliza una hoja de lámina con un agujero circular en el centro el cual es fijado por los dados y después deformado por un punzón, expandiendo y agrietando el borde del agujero. Esta prueba es normalmente utilizada para evaluar el borde del material.

Los diagramas de límite de formado nos sirven para validar las situaciones complejas intermedias que pueden ocurrir durante el formado de lámina metálica en la industria y destacar la importancia y simplicidad de los tres parámetros mencionados:  $R_m$ ,  $n$  y  $\Delta r$ .

La orientación de grano tiene una influencia fuerte sobre  $R_m$  y  $\Delta r$  en el formado en frío y recocido de láminas metálicas debido a la relación directa que existe entre ambos parámetros y la textura cristalográfica del acero. Las técnicas de caracterización de textura utilizan referencias físicas como la dirección de laminación y el plano de laminación para establecer un conjunto de ejes ortogonales [dirección longitudinal (LD), dirección normal (ND) y dirección transversal (TD)] con el fin de identificar las direcciones cristalinias  $\langle hkl \rangle$  y planos  $\{hkl\}$ . Por otro lado, el valor  $n$  es principalmente afectado por la composición química y la presencia de partículas de segundas fases, y en segundo lugar por el tamaño de grano [30].

# Capítulo 5

## METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

### 5.1 Introducción

En el presente capítulo se detalla la metodología utilizada para la realización del presente trabajo, se explica el proceso de preparación de muestras tanto para material de laminación en caliente, laminación en frío y como producto recocido y galvanizado en planta, para la obtención de metalografías, imágenes de SEM, ensayos de microdureza, así como pruebas de tensión a material procedente de laminación en caliente, laminado en frío, como producto recocido y galvanizado de planta y material recocido experimentalmente. Se describe también como se llevaron a cabo los diferentes tratamientos térmicos experimentales.

## 5.2 Diagrama de flujo experimental.

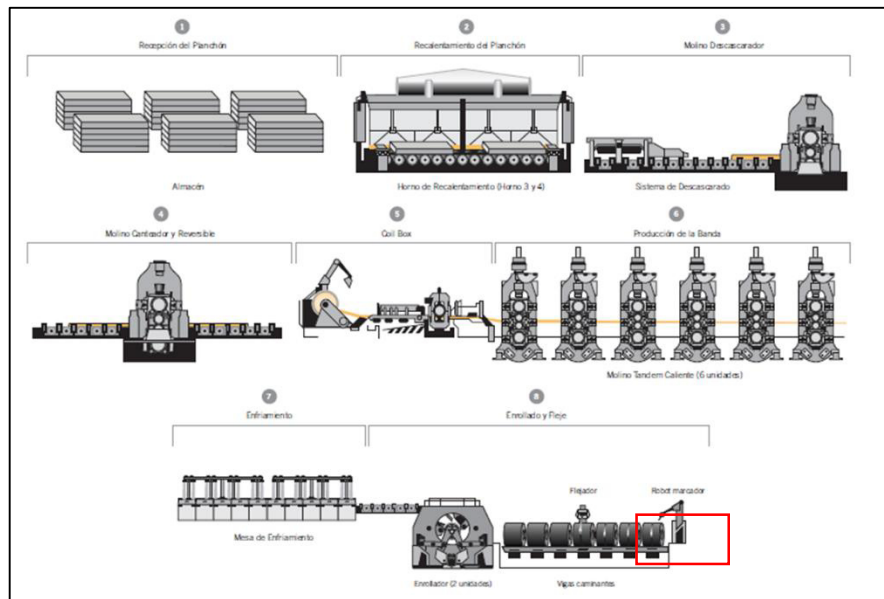
Una vez explicado el problema, se organizaron los experimentos como se muestra en el diagrama (Figura 5.1). Los ensayos de tensión así como las metalografías, ensayos de micro dureza y SEM se aplicaron en todas las condiciones en que se recibió el material.



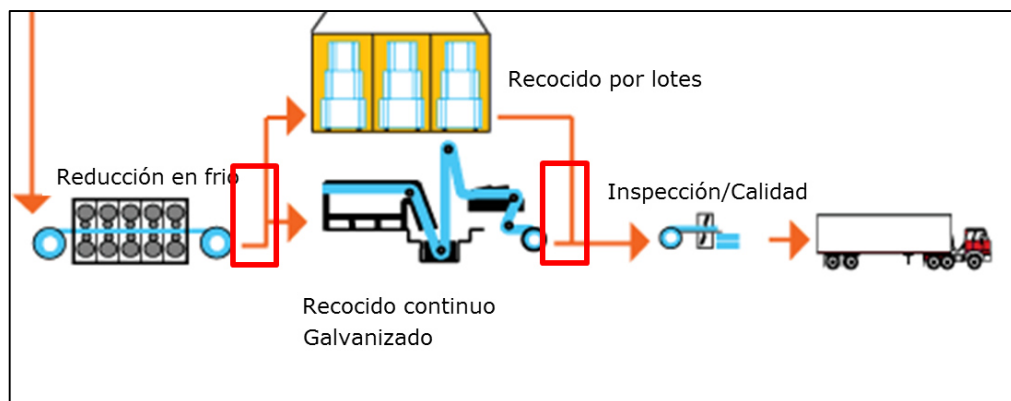
**Figura 5.1. Diagrama de experimentos.**



Se obtuvieron muestras en láminas del proceso de laminación en caliente (Figura 5.2), laminación en frío y como producto final (Figura 5.3), con espesores de 3mm, 0.78mm y 0.8mm respectivamente. De la condición de laminado en caliente se obtuvieron 2 láminas con dimensiones de 900mm x 110mm y las dimensiones de las láminas en condición de laminadas en frío así como producto final fueron de 900mm x 400mm aproximadamente.



**Figura 5.2. Obtención de muestras del proceso de laminado en caliente (recuadro en rojo) [45].**



**Figura 5.3. Obtención de muestras de laminación en frío y como producto final (recuadros en rojo) [46].**

### 5.3 Parámetros del proceso termo mecánico en planta.

En la siguiente tabla se muestran los parámetros que se manejan en el procesamiento termo mecánico del acero IF estabilizado con Titanio utilizados en planta (Tabla 5.1 y 5.2).

**Tabla 5.1. Procesamiento Termo-Mecánico de acero IF estabilizado con Titanio.**

Temp. Rec.	Tiempo de rec.	Espesor caliente	Temp. de salida	Temp. enrollado	Espesor laminado frio	Def. frio	Temp. recocido	Tiempo recocido
1270° C	30 min	3 mm	920° C	720° C	0.78 mm	74%	880°C	1m40s

**Tabla 5.2. Datos obtenidos de las temperaturas en la salida de la laminación en caliente y temperaturas de enrollado.**

	Temp. Enrollado	Temp. Salida
Punta	708 °C	905 °C
Centro	720 °C	930 °C
Cola	700 °C	915 °C

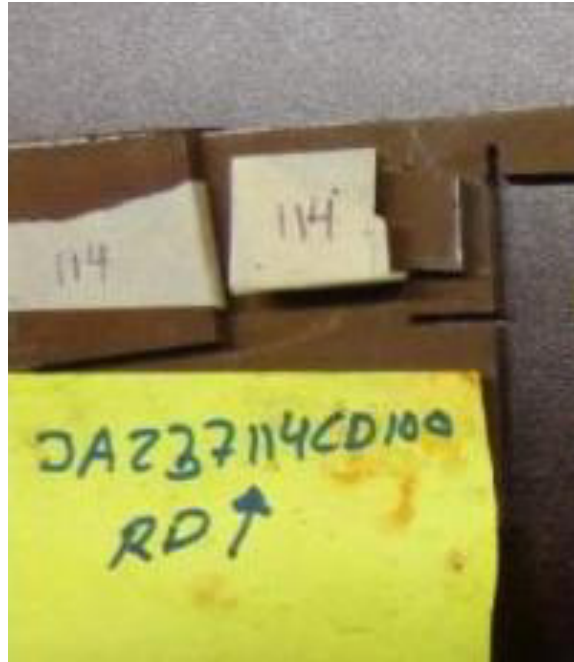
## 5.4 Muestras de laminación en caliente.

### 5.4.1 Caracterización metalográfica.

Se recibieron 3 placas de acero IF estabilizado con Titanio de banda caliente con dimensiones de aproximadamente 900 x 110 mm con un espesor de 3mm (Figura 5.4). De este material, se cortaron pequeños cuadros con dimensiones de 1x1" cortados con discos de carburo de silicio para posteriormente realizar un análisis de composición química con un espectrómetro de emisión atómica manual marca Spectro CSP-HO-G06-02 el cuál se encuentra en la empresa TERNIUM planta Guerrero (Figura 5.5).



Figura 5.4. Placas de 900x110mm de acero IF, (RD - Rolling Direction).



**Figura 5.5. Muestras para análisis químico y metalografías.**

También se hicieron pequeños cortes en las muestras de banda caliente para realizar metalografías de la sección transversal en el microscopio óptico del CIDET de la UANL. Las láminas pequeñas se montaron en resina fenólica (baquelita) para su mejor manejo, para este procedimiento se utilizó un equipo de prensado de alta presión y temperatura Struers el cual se muestra en la figura 5.6. El material fue pulido con lijas de carburo de silicio desde la #120 hasta la 2400 y finalmente se pulió con paño de pelo corto y alúmina de 1 micra para obtener muestras con acabado espejo, este proceso se llevó a cabo en una pulidora Struers LaboPOI-1 que se muestra en la Figura 5.7. Posteriormente las muestras se atacaron químicamente con Nital al 2% el cual consiste en una solución de 2ml de ácido nítrico ( $\text{HNO}_3$ ) en 98 ml. de alcohol etílico para poder revelar su microestructura.

El análisis de microestructura se realizó utilizando microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido (SEM).



**Figura 5.6. Montadora Struers LaboPress-1.**



**Figura 5.7. Pulidora Struers LaboPOL-1.**

### **5.4.2. Microdureza**

La medición de las durezas de las probetas se realizó en un micro durómetro Shimadzu (Figura 5.8). La preparación de las muestras para micro dureza consistió en montar las pequeñas placas de acero IF en resina fenólica (baquelita), posteriormente el material se pulió con lijas desde #120 hasta 2400. La carga utilizada fue de 0.2 kg por un tiempo de 10 segundos, se realizaron 30 mediciones y se calculó el promedio así como la desviación estándar.



**Figura 5.8. Micro durómetro Simadzu.**

### 5.4.3 Pruebas mecánicas y parámetros de formabilidad.

Después de esta caracterización se procedió a realizar pruebas de tensión del material de banda caliente. Se cortaron probetas por chorro de agua con dimensiones especificadas por la norma E-8 para probetas de tamaño sub-size debido a las dimensiones de las placas de banda caliente que teníamos disponibles. Estas probetas se cortaron a 0, 45 y 90° del sentido de laminación. (Figura 5.9 y 5.10).

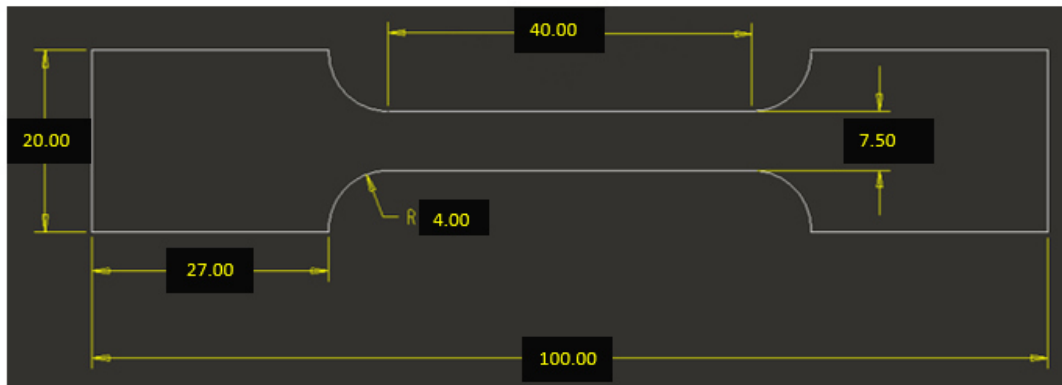
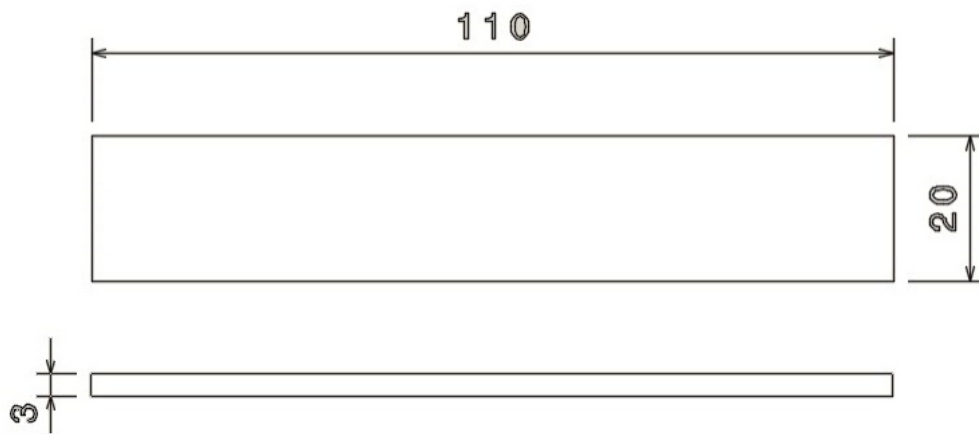


Figura 5.9. Dimensiones en milímetros de probetas sub-size para pruebas de tensión.



Figura 5.10. Probetas sub-size a 0, 45 y 90° del sentido de laminación.

Debido a que las probetas sub-size de banda caliente se deformaron hasta rotura en la prueba de tensión, no fue posible calcular la anisotropía mediante la técnica manual. De acuerdo con la norma E 517 (Standard Test Method for Plastic Strain Ratio  $r$  for Sheet Metal), para medir manualmente la anisotropía de una probeta es necesario realizar la deformación en una prueba de tensión solo al 15-20% de elongación [31]. Por tal motivo se cortaron probetas por chorro de agua a 0, 45 y 90° del sentido de laminación con las dimensiones de acuerdo a la norma E 517 de una probeta tipo B y se llevó a tensión de acuerdo a las especificaciones (Figura 5.11).



**Figura 5.11. Probeta tipo B, con dimensiones en mm**



## **5.5 Muestras de laminación en frío.**

### **5.5.1 Caracterización metalográfica.**

Del material laminado en frío se recibió una hoja metálica con espesor de 0.78mm y de dimensiones aproximadamente de 900 x 400mm.

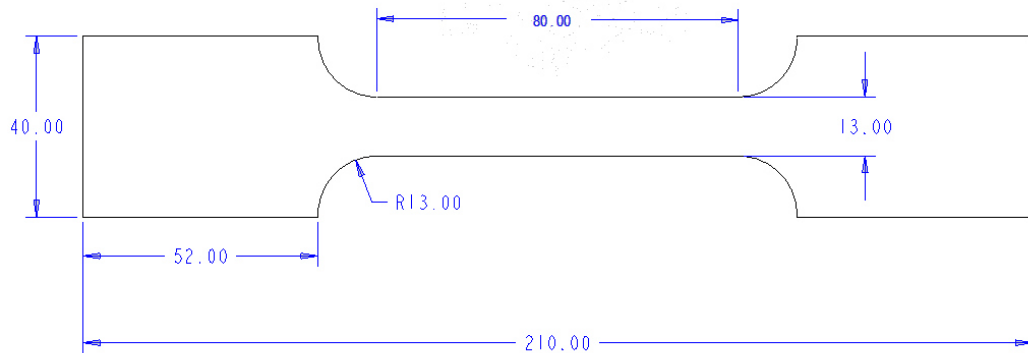
Al igual que la caracterización del material de banda caliente, se cortaron pequeñas láminas, se montaron en resina fenólica (baquelita) para poder manipular bien el material al momento de pulirlo y obtener el acabado espejo para un mejor análisis. Se realizaron metalografías por microscopio óptico y SEM.

### **5.5.2 Microdureza.**

También se realizó micro dureza para caracterizar su comportamiento, se le aplicó una carga de 0.5 kg por un tiempo de 15 segundos, se realizaron 30 mediciones y se calculó el promedio.

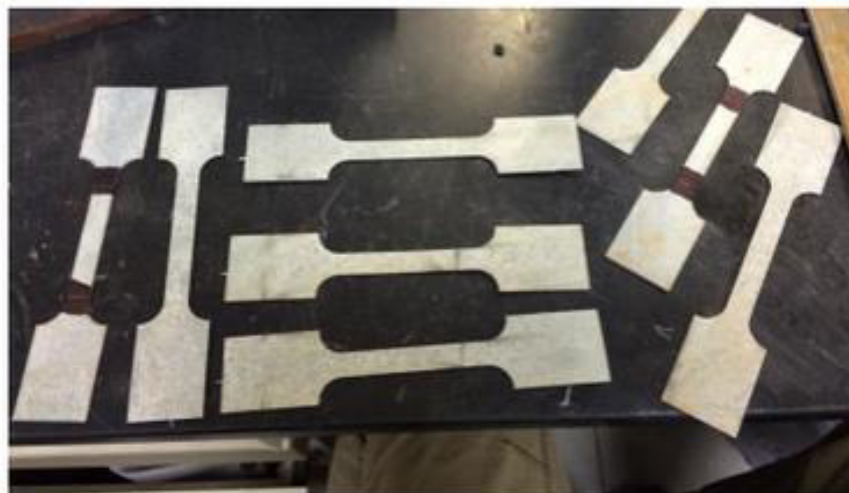
### 5.5.3 Pruebas mecánicas.

Se cortaron probetas para prueba de tensión con dimensiones acordes a la norma ASTM E-8 (Figura 5.12), esto con el objetivo de llevar estas probetas a diferentes temperaturas de recocido y evaluar las propiedades mecánicas (YS, US, %E, n, R) con diferentes temperaturas y tiempos experimentales.



**Figura 5.12. Dimensiones probeta de tensión en mm.**

Las probetas fueron cortadas a 0, 45 y 90° del sentido de laminación como se muestra en la figura 5.13.



**Figura 5.13. Probetas cortadas a los 3 sentidos de laminación.**

Se cortaron 6 probetas a cada sentido de laminación (0,45 y 90°) para realizar los experimentos de recocidos de acuerdo como se muestra en la tabla 5.3.

**Tabla 5.3. Número de pruebas para realizar recocidos.**

<b>Numero de probetas</b>			
<b>No. de prueba de recocido</b>	<b>Sentido de laminación</b>		
	<b>0°</b>	<b>45°</b>	<b>90°</b>
1	2	2	2
2	2	2	2

Esto con el objetivo de que con cada prueba de recocido, se tenga la posibilidad de evaluar la anisotropía normal del material, obteniendo la R<sub>0</sub>, R<sub>45</sub> y R<sub>90</sub>.

## **5.6 Muestras recocidas y galvanizadas en planta.**

### **5.6.1 Caracterización metalográfica.**

También se recibieron muestras de acero IF producido en planta (recocidas y galvanizadas) en láminas con dimensiones de 900x500mm aproximadamente con un espesor de 0.78 mm.

### **5.6.2. Microdureza**

Al igual que el material lamiendo en caliente y laminado en frío, se realizaron metalografías y ensayos de micro dureza. En esta microestructura se aplicó una carga de 0.2 kg durante 10 segundos en un total de 30 mediciones, de las cuales se calculó el promedio.

Se cortaron probetas para realizar pruebas de tensión de acuerdo a la norma ASTM E-8.

### **5.6.3 Pruebas mecánicas y parámetros de formabilidad.**

Para todas las condiciones de procesamiento termo mecánico se realizaron pruebas de tensión para evaluar el desempeño que cumple cada material en cuanto a sus propiedades mecánicas (YS, UTS, %E) así como sus parámetros de formabilidad (R, n).

Los criterios con los cuales se obtuvieron las propiedades mecánicas en todas las condiciones de procesamiento termo mecánico fueron los siguientes:

- El Esfuerzo último (resistencia a la tensión), se obtuvo de forma visual de la cada curva “Esfuerzo-Deformación real”.
- La cedencia se obtuvo trazando una línea recta de la pendiente de la zona elástica en la gráfica “esfuerzo-deformación ingenieril” y se traslada al punto 0.002 de deformación; el esfuerzo donde la pendiente intersecta la curva es tomado como el esfuerzo cedencia.
- %E: se obtuvo dividiendo el desplazamiento de la máquina (que sería igual a  $\Delta L = L_f - L_i$ ) entre la Longitud calibrada inicial, y después este resultado multiplicado por 100.

La obtención de los parámetros  $n$  y  $R$  fue a través de la implementación de dos extensómetros colocados en la probeta al momento de realizar la prueba de tensión. Un extensómetro es necesario para medir la deformación axial de la probeta y un segundo mide la deformación en el ancho de la probeta (Figura 5.14).



**Figura 5.14. Prueba de tensión medida con 2 extensómetros.**

## 5.7 Recocidos de laboratorio.

Antes de realizar experimentaciones se obtuvo información de temperatura y tiempos realizados en la planta. El horno de recocido se encuentra dividido en 3 zonas, conocidas como zona F1, zona F2 y Hold & Slow Cold (Tabla 5.4).

*Tabla 5.4. Zonas dentro del horno de recocido, marcadas en el recuadro rojo.*

Sección	Total mts	Velocidad de proceso (m.p.m.)	tiempo permanencia (seg)	Secc. Horno	Tpo. Acum.	Temp.	$\Delta$ Temp. °C/seg
Tunel Precalet.	23.9		19.9	Tunel	19.9	380.0	17.6
F1	25.3	72	21.1	F1	41.1	760.0	18.0
F2	37.4		31.1	F2	72.2	870.0	3.5
Hold & Slow Cool	39.2		32.7	H&S	104.9	790.0	2.4

Al obtenerse los datos de planta se establecieron los parámetros que habría que modificar. Estos fueron la velocidad de la cinta al momento del recocido continuo, lo cual aumenta o disminuye los tiempos y el otro parámetros fue el aumento o disminución de la temperatura del horno.

Los recocidos se realizaron en el Laboratorio de pruebas mecánicas de posgrado de la FIME. Se utilizó una bobina la cual realiza un calentamiento por inductancia en las muestras metálicas (Figura 5.15). La ventaja del calentamiento por inductancia a diferencia del horno convencional, es que con la inductancia se pueden programar distintas rampas de calentamiento y enfriamiento en tiempos muy cortos. En la siguiente Figura se muestra una probeta colocada dentro de la bobina con un termopar colocado al centro de la probeta.



***Figura 5.15. Calentamiento por inducción en el laboratorio de pruebas mecánicas, con el termopar colocado en el centro de la probeta.***



Por la razón de que no se contó con suficientes probetas de tensión para los recocidos, se realizaron pruebas de recocido en pequeñas láminas para obtener imágenes de su microestructura y análisis de micro dureza, tratando de que no existieran cambios en el tamaño de grano y en la Microdureza comparado con la lámina producida en planta.

El número de pruebas que se realizó en pequeñas láminas se muestra en la Tabla 5.5.

**Tabla 5.5. Diseño de experimentos de recocido en laboratorio.**

No. Prueba	F1	F2	slow cold	Tiempo	Velocidad m/min
<b>1*</b>	<b>780°</b>	<b>780°</b>	<b>780°</b>	2.30	51
	45s	1m	45s		
<b>2**</b>	<b>760°</b>	<b>880°</b>	<b>790°</b>	1.40	72
	40s	30s	30s		
<b>3</b>	<b>790°</b>	<b>880°</b>	<b>790°</b>	1.40	72
	40s	30s	30s		
<b>4</b>	<b>760°</b>	<b>880°</b>	<b>790°</b>	2.07	60
	50s	37s	40s		
<b>5</b>	<b>760°</b>	<b>920°</b>	<b>790°</b>	1.40	72
	40s	30s	30s		
<b>6</b>	<b>790°</b>	<b>880°</b>	<b>790°</b>	2.07	60
	50s	37s	40s		
<b>7</b>	<b>790</b>	<b>920</b>	<b>790</b>	2.07	60
	50s	37s	40s		

En el capítulo posterior se mostrarán los resultados de todas las pruebas aquí planteadas para cada condición diferente del acero IF.

## **5.8 Simulación mediante el método de elementos finitos**

Mediante esta técnica se busca apreciar las diferencias en un proceso de formabilidad de “hole expansión” de los diferentes recocidos producidos, siendo estos: el de planta, y el recocido número 1 y número 2.

En los datos de esta simulación se incluyen parámetros como valor de  $R_0$ ,  $R_{45}$ , y  $R_{90}$ , esfuerzo de cedencia, espesor de la lámina, densidad de nuestro acero y módulo de elasticidad.

En la simulación se puede observar, de acuerdo a las propiedades introducidas a cada modelo, resultados como el adelgazamiento en la lámina así como también se pueden obtener las curvas de límite de conformado de cada material.

El software utilizado para esta simulación se denomina Hypermesh, el cual incluye un módulo especial para simulaciones de formado en donde se simularon estos modelos.

Los modelos a simular serán 3: el modelo con las propiedades mecánicas del acero producido en planta, el modelo con las propiedades mecánicas obtenidas de la prueba de recocido número 1 y el tercer modelo es el acero de la prueba de recocido número 2.

# Capítulo 6

## RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

### 6.1 Introducción

En este capítulo se muestran a detalle los resultados que se obtuvieron en esta investigación, en esta sección se incluye la caracterización preliminar del material estudiado (laminado en caliente, lamiendo en frío, producto de planta y producto de laboratorio); su micro estructura y micro dureza, así como los resultados de los ensayos de tensión y de la simulación mediante elementos finitos.

## 6.2 Resultados de laminación en caliente

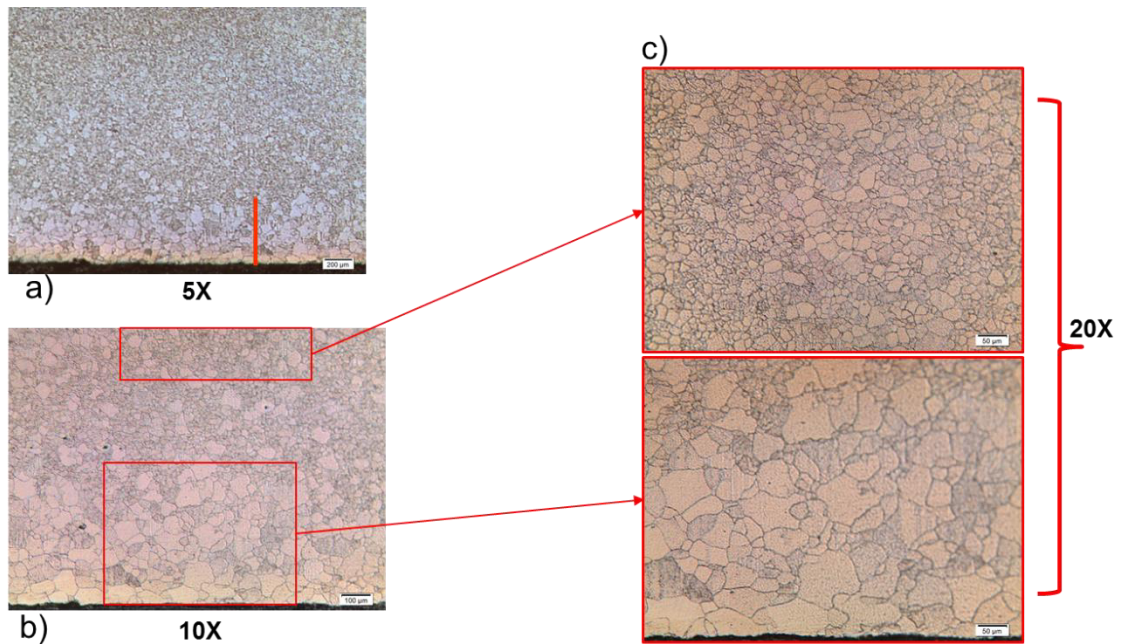
### 6.2.1 Caracterización metalográfica

De las pequeñas láminas de dimensiones de 2.5cm x 2.5cm se obtuvo la siguiente composición química (Tabla 6.1):

**Tabla 6.1. Composición química acero IF estabilizado con Titanio.**

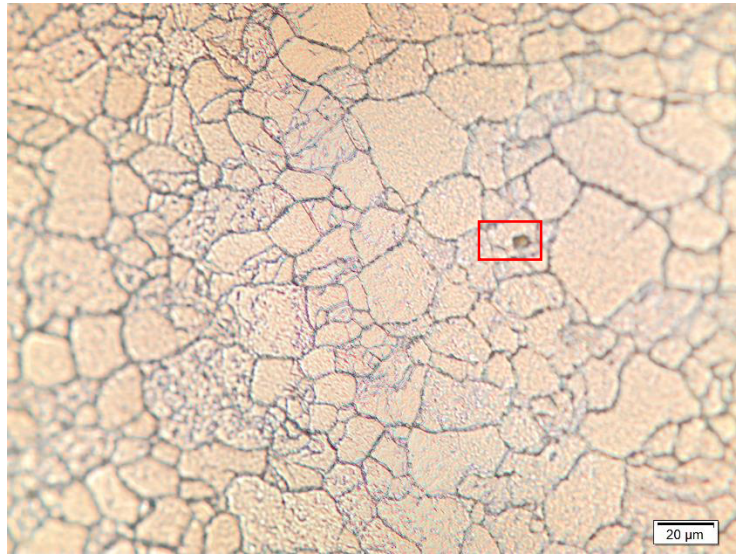
Muestra	%C	%Mn	%P	%Si	%Al	%Ti	%V	%N2
114	0.003	0.090	0.008	0.009	0.072	0.055	0.0025	0.0045

En las metalografías se pudo observar como el tamaño de grano de las muestras varían desde la superficie hasta el centro de la lámina (Figura 6.1). En la superficie de la lámina se midió un tamaño de grano el cual varía entre los 30 a 80  $\mu\text{m}$  (ASTM 7-4.5) y en el centro de la lámina el valor promedio de los granos fue de 18.9 micras (ASTM 8.5).

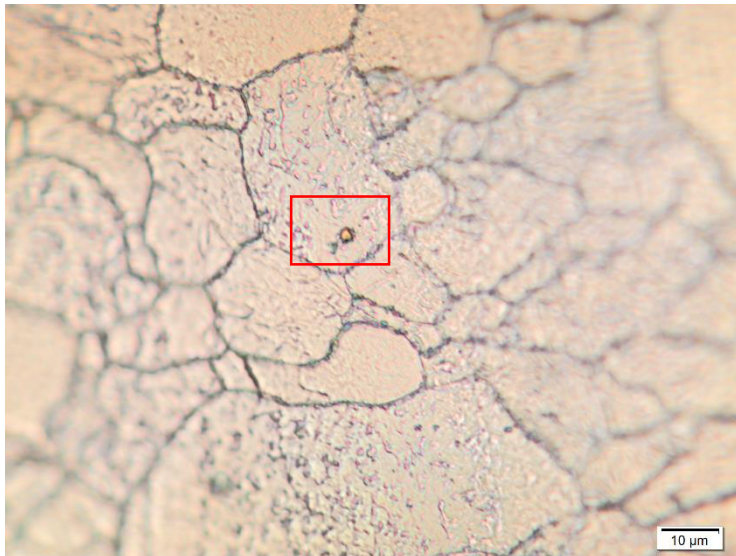


**Figura 6.1. Metalografía de banda caliente, a) aumento 5x, la línea roja mide 500 micras de profundidad, b) aumento 10x, en recuadros se observa el tamaño de grano en el centro así como en la superficie, c) aumento 20x, dentro de los recuadros marcados.**

En las metalografías de la banda caliente se observan pequeñas partículas de morfología rectangular, lo cual, de acuerdo con la literatura, se espera sean Nitruros de Titanio (TiN) (Figura 6.2 y 6.3). Para corroborar esto, se realizó un análisis de EDX puntual mediante Microscopia electrónica de barrido (SEM).

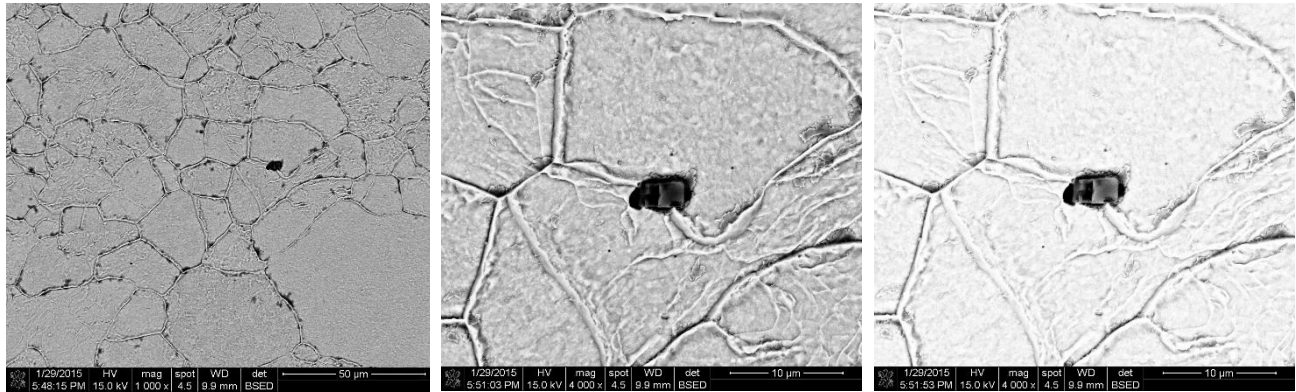


**Figura 6.2. Micrografía 50x.**



**Figura 6.3. Micrografía 100x.**

En las siguientes imágenes se puede observar la morfología rectangular del precipitado el cual se tomó mediante la técnica de electrones retro dispersados (Figura 6.4), se muestran a detalle las partículas sobre las cuales se realizó el análisis puntual por EDX.

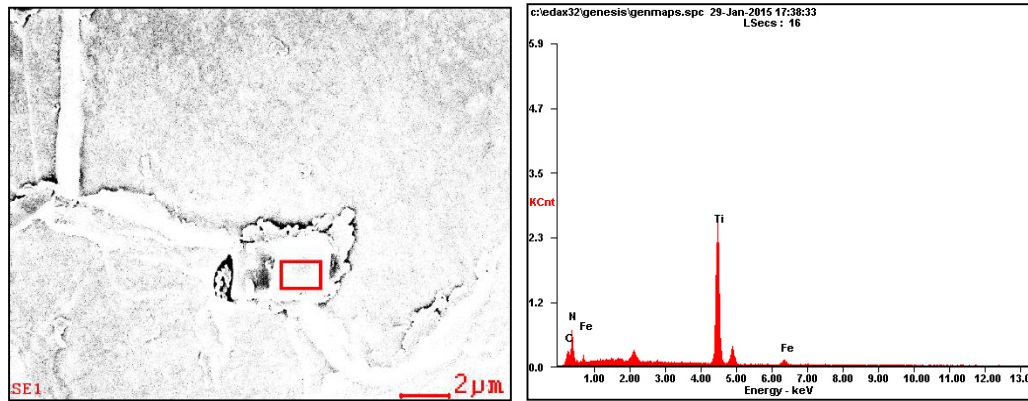


**Figura 6.4. Imagen ampliada donde se observa la partícula con forma rectangular.**

Se realizó un análisis puntual sobre la partícula para obtener su composición química y nos arrojó los siguientes resultados (Figura 6.5) (Tabla 6.2):

**Tabla 6.2. Composición química de la partícula.**

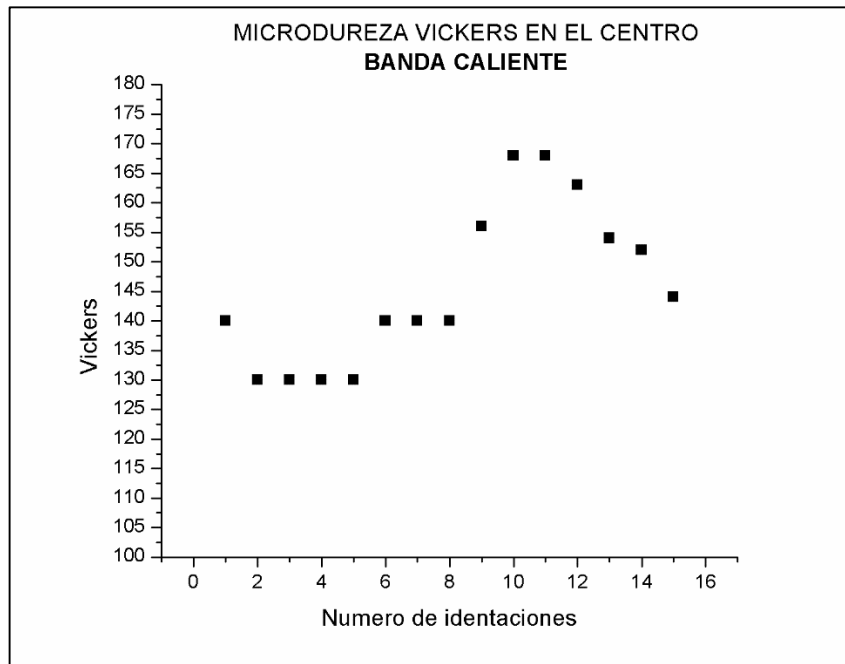
<b>Element</b>	<b>Wt%</b>	<b>At%</b>
<b>CK</b>	06.82	17.11
<b>NK</b>	16.30	35.07
<b>TiK</b>	70.63	44.44
<b>FeK</b>	06.26	03.38
<b>Matrix</b>	Correction	ZAF



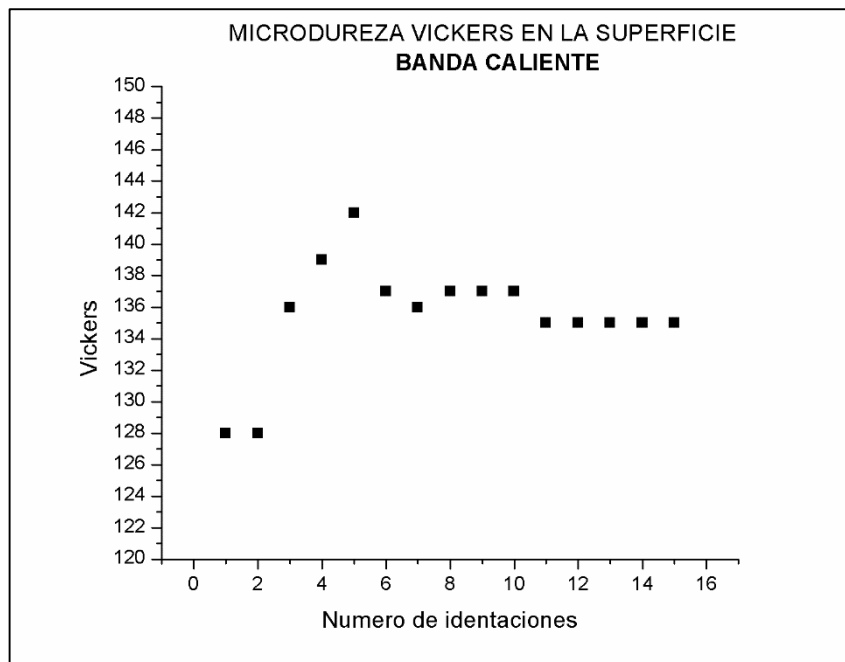
*Figura 6.5. Análisis puntual sobre la partícula y su difractograma.*

### 6.1.2 Microdureza

Del material laminado en caliente se realizó micro dureza Vickers de la sección transversal para poder medir la dureza en el área donde los granos eran más pequeños, así como en las caras de la superficie de la lámina en donde los tamaños de grano en la superficie mostraban un mayor tamaño, las figura 6.6 y 6.7 muestran las gráficas de dureza Vickers en el centro como en la superficie. Los resultados de micro dureza se resumen en la Tabla 6.3, junto con la figura 6.8.



**Figura 6.6. Micro dureza Vickers en el centro.**

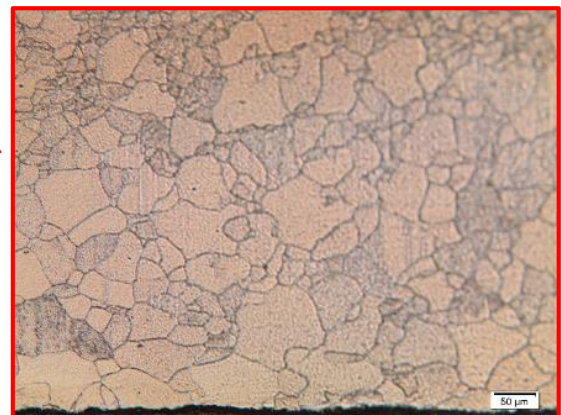
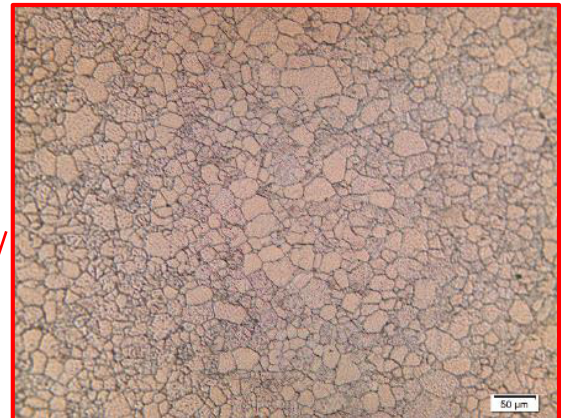


**Figura 6.7. Micro dureza Vickers en la superficie.**



**Tabla 6.3. Resultados de micro dureza.**

Dureza Vickerz Hv (200g)	
	Caliente
Transversal	145 ± 13
Superficie	133 ± 6



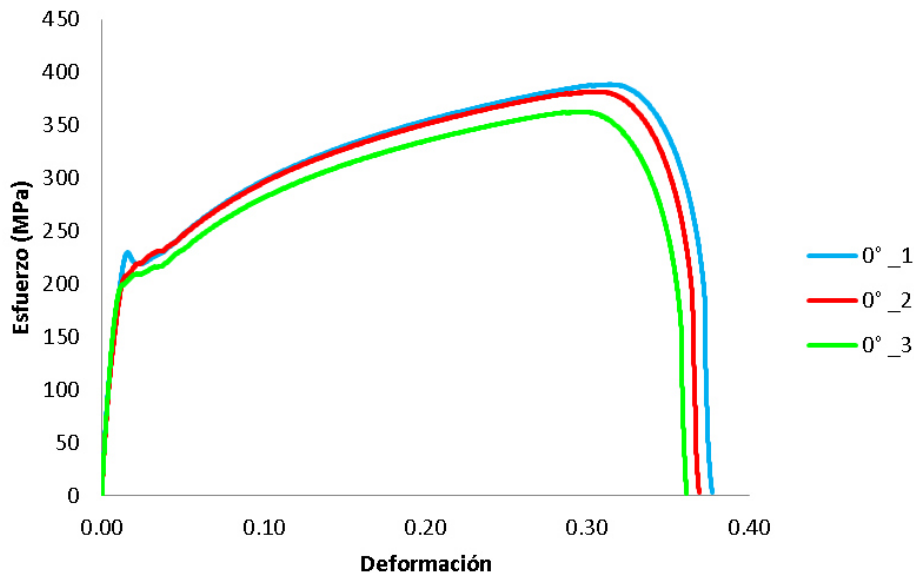
**Figura 6.8. Diferentes tamaños de grano, donde se midió la dureza.**

### 6.1.3 Pruebas mecánicas y parámetros de formabilidad.

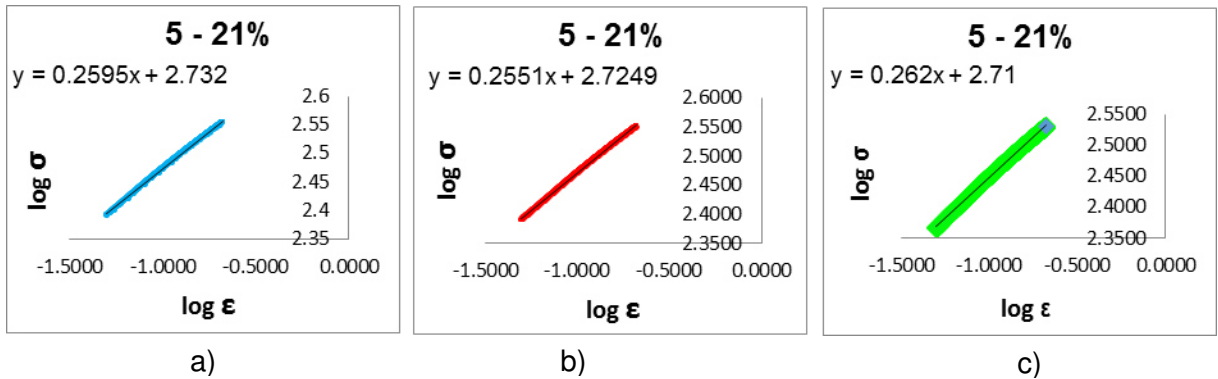
A continuación se muestran los resultados de las pruebas de tensión de las probetas laminadas en caliente.

Como era de esperarse en las gráficas de esfuerzo-deformación se observa el área de cadencia discontinua muy marcada, esto se atribuye a la existencia de partículas pequeñas distribuidas intersticialmente haciendo que provoque este comportamiento en el material.

En la siguiente gráfica se muestran las curvas de esfuerzo-deformación reales de las probetas laminadas a  $0^\circ$  del sentido de laminación (Figura 6.9). De estas gráficas de esfuerzo-deformación real se calculó el exponente de endurecimiento ( $n$ ) mediante una representación logarítmica doble de tensión y deformación reales en el rango de 5 a 21% de deformación, esto graficó una línea recta y de esta línea recta mediante la obtención de la pendiente se calculó el exponente  $n$ . (Figura 6.10)



**Figura 6.9. Curva esfuerzo-deformación real de probetas sub-size a  $0^\circ$ , laminación en caliente.**



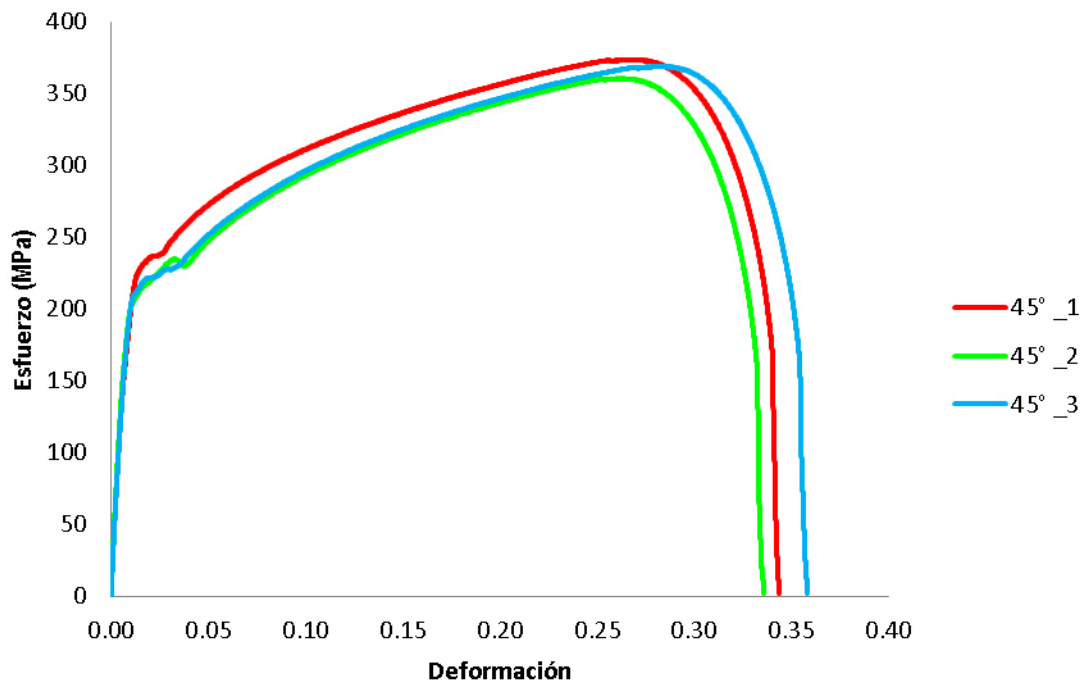
**Figura 6.10. Exponente  $n$  de cada una de las 3 probetas a  $0^\circ$  de laminación. a)  $0^\circ_1$ , b)  $0^\circ_2$ , c)  $0^\circ_3$ .**

A partir de las gráficas se pudo obtener el porcentaje de elongación, esfuerzo último y esfuerzo de cedencia, para cada probeta y se calculó un promedio de los 3 valores para las probetas cortadas a  $0^\circ$  del sentido de laminación (Tabla 6.4).

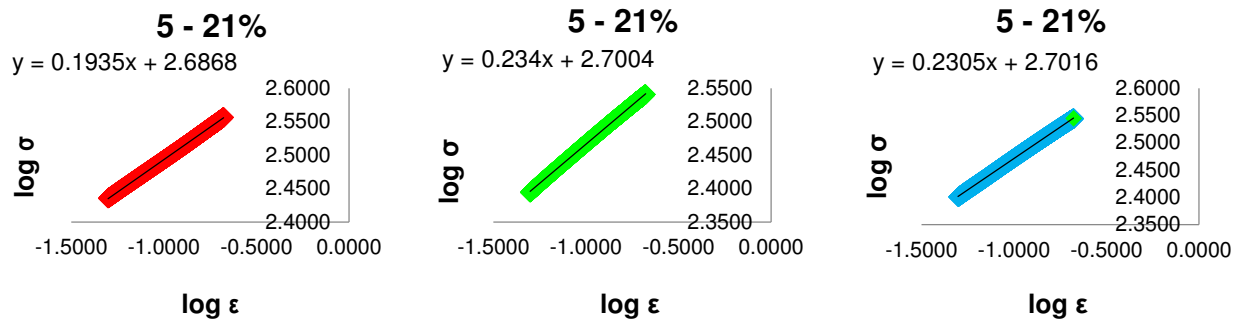
**Tabla 6.4. Resultados de prueba de tensión para probetas cortadas a  $0^\circ$  del sentido de laminación.**

	$0^\circ_1$	$0^\circ_2$	$0^\circ_3$	Promedio
<b>YS (0.2%)</b>	140 MPa	130 MPa	156 MPa	<b>142 MPa</b>
<b>UTS</b>	387 MPa	381 MPa	361 MPa	<b>376 MPa</b>
<b>%E</b>	31%	30%	29%	<b>30 %</b>
<b>n</b>	0.2595	0.2551	0.262	<b>0.25</b>
<b>R</b>	-	-	-	<b>1.09</b>

En la siguiente gráfica se muestra la curva de las probetas laminadas a 45° del sentido de laminación (Figura 6.11), de estas gráficas de esfuerzo-deformación real se calculó el exponente de endurecimiento ( $n$ ) con una representación logarítmica doble de tensión y deformación reales en el rango de 5 a 21% de deformación, esto graficó una línea recta y de esta línea recta mediante la obtención de la pendiente se calculó el exponente  $n$ . (Figura 6.12).



**Figura 6.11. Curva esfuerzo-deformación real de probeta sub-size a 45°, laminación en caliente.**



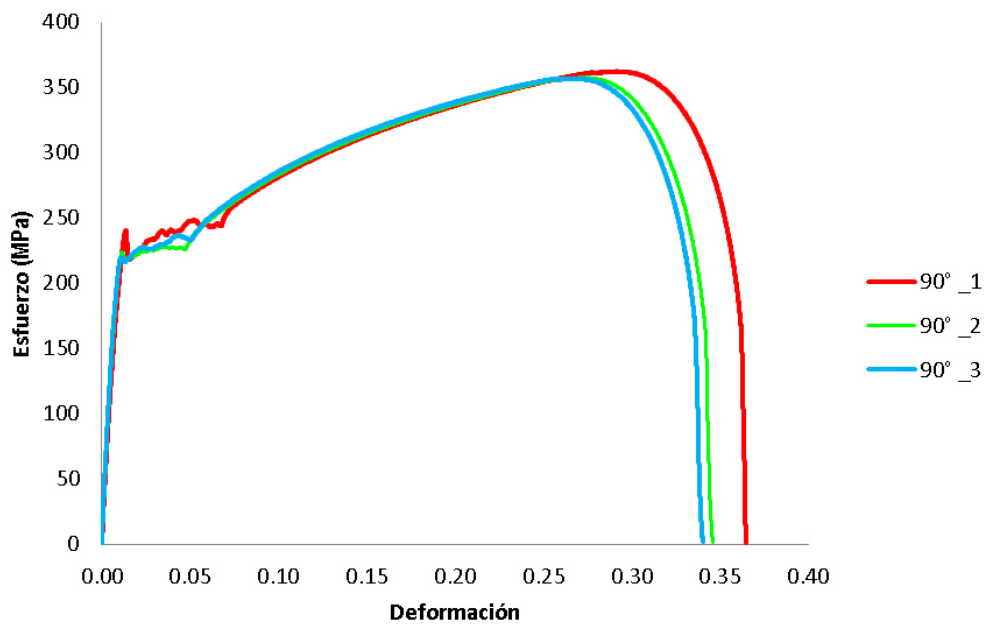
**Figura 6.12. Exponente  $n$  de cada una de las 3 probetas a 45° de laminación. a) 45°\_1, b) 45°\_2, c) 45°\_3**

De las gráficas también se puede obtener el porcentaje de elongación, esfuerzo último y esfuerzo de cedencia, para cada probeta y se calculó un promedio de los valores de las 3 probetas laminadas a 45° del sentido de laminación (Tabla 6.5).

**Tabla 6.5. Resultados de prueba de tensión para probetas cortadas a 45° del sentido de laminación.**

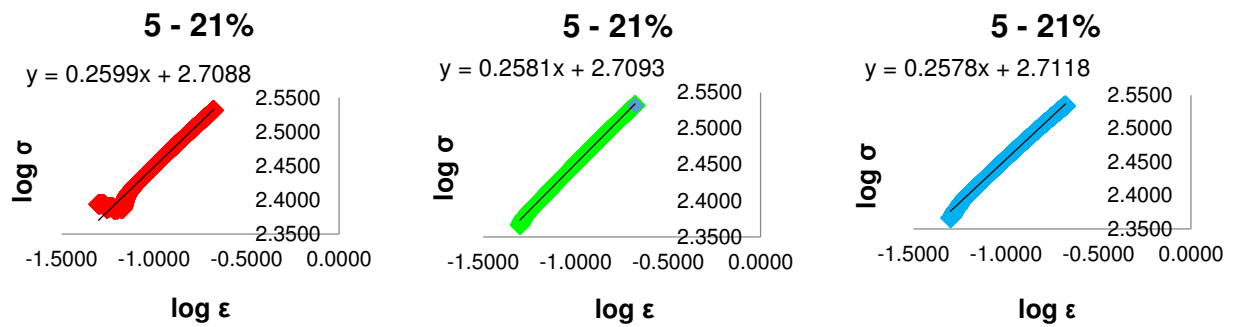
	<b>45°_1</b>	<b>45°_2</b>	<b>45°_3</b>	<b>Promedio</b>
<b>YS (0.2%)</b>	153 MPa	166 MPa	166 MPa	<b>161 MPa</b>
<b>UTS</b>	370 MPa	360 MPa	367 MPa	<b>365</b>
<b>%E</b>	26 %	28 %	26 %	<b>26</b>
<b>n</b>	0.1935	0.234	0.2305	<b>0.219</b>
<b>R</b>	-	1.1998	1.187	<b>1.1934</b>

La gráfica esfuerzo-deformación real de las probetas a 90° del sentido de laminación es la siguiente (figura 6.13):



**Figura 6.13. Curva esfuerzo- deformación real de probetas a 90°, laminado en caliente.**

Los exponentes de endurecimiento que se calcularon de cada muestra a 90° fueron los siguientes (Figura 6.14).



**Figura 6.14. Exponente  $n$  de cada una de las 3 probetas a  $90^\circ$  de laminación.  
a)  $90^\circ_1$ , b)  $90^\circ_2$ , c)  $90^\circ_3$ .**

La tabla con los resultados de las probetas a  $90^\circ$  fue la siguiente (Tabla 6.6).

**Tabla 6.6. Resultados de prueba de tensión para probetas cortadas a  $90^\circ$  del sentido de laminación, laminación en caliente.**

	<b><math>90^\circ_1</math></b>	<b><math>90^\circ_2</math></b>	<b><math>90^\circ_3</math></b>	<b>Promedio</b>
<b>YS (0.2%)</b>	199 MPa	176 MPa	183 MPa	<b>186 MPa</b>
<b>UTS</b>	360 MPa	356 MPa	356 MPa	<b>357 MPa</b>
<b>%E</b>	28	27	26	<b>27%</b>
<b>n</b>	0.2599	0.2581	0.2578	<b>0.258</b>
<b>R</b>	1.1028	1.10496	1.04	<b>1.082</b>

En la siguiente tabla (Tabla 6.7), se observan los resultados calculados del promedio de las 3 probetas de 0°, 45° y 90°.

**Tabla 6.7. Resultados de prueba de tensión, laminación en caliente.**

	0°	45°	90°
<b>YS (0.2%)</b>	<b>142 MPa</b>	<b>161 MPa</b>	<b>186 MPa</b>
<b>UTS</b>	<b>376 MPa</b>	<b>365</b>	<b>357 MPa</b>
<b>%E</b>	<b>30%</b>	<b>26%</b>	<b>27%</b>
<b>n</b>	<b>0.25</b>	<b>0.21</b>	<b>0.25</b>
<b>R</b>	<b>1.09</b>	<b>1.1934</b>	<b>1.082</b>

Los resultados de la anisotropía normal  $R_m$  y la anisotropía plana  $\Delta R$  de acuerdo a las ecuaciones 6.1 y 6.2 se muestran en la siguiente tabla (Tabla 6.8).

$$R_m = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4} \quad (6.1)$$

$$\Delta r = \frac{r_0 - 2r_{45} + r_{90}}{2} \quad (6.2)$$

**Tabla 6.8. Anisotropía normal y anisotropía plana de laminación en caliente.**

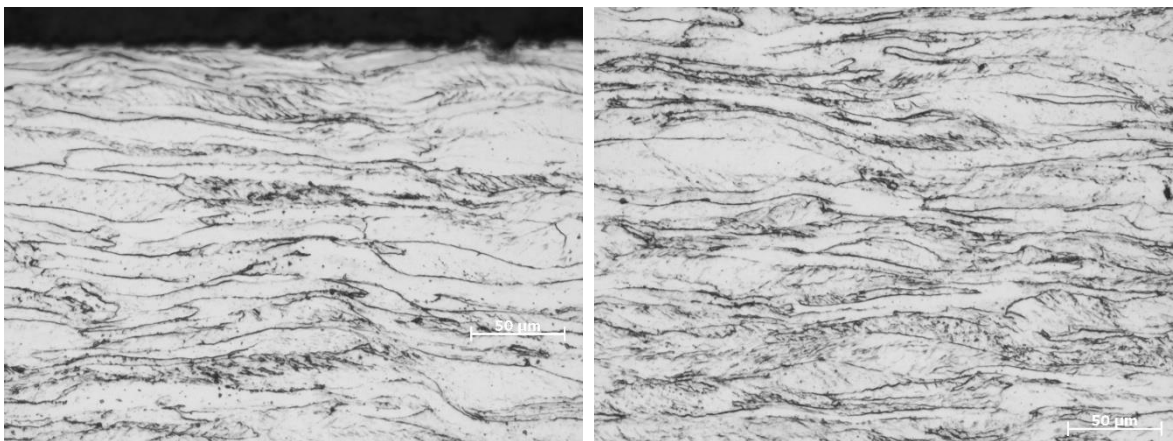
LAMINACIÓN EN CALIENTE	
Anisotropía Normal ( $R_m$ )	<b>1.13</b>
Anisotropía plana ( $\Delta r$ )	<b>-0.10</b>



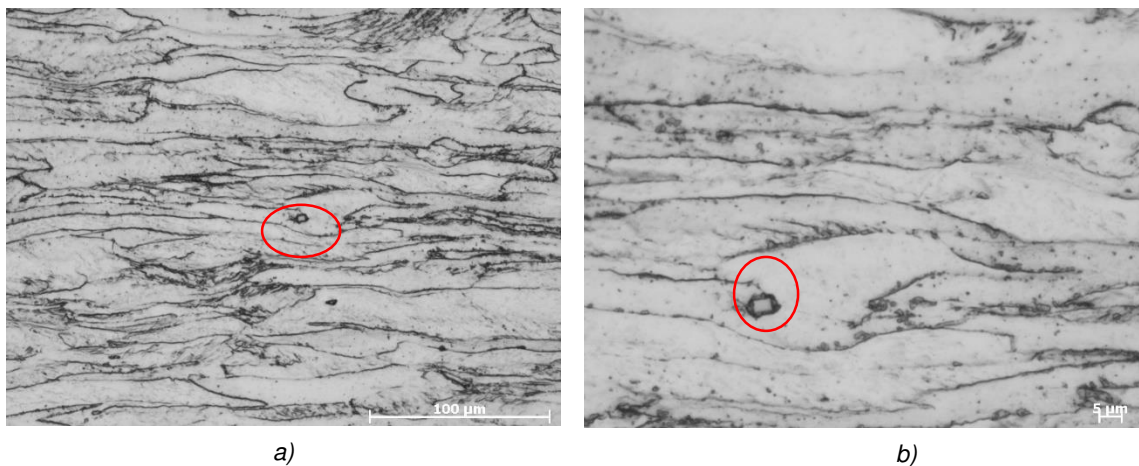
## 6.3 Resultados de laminación en frío

### 6.3.1 Caracterización metalográfica.

En las micrografías de la sección longitudinal del acero procesado en frío se observan las fuertes deformaciones de los granos, presentando una forma alargada. También se observan como los precipitados de TiN siguen presentes en esta etapa del procesamiento (Figura 6.15 y 6.16).

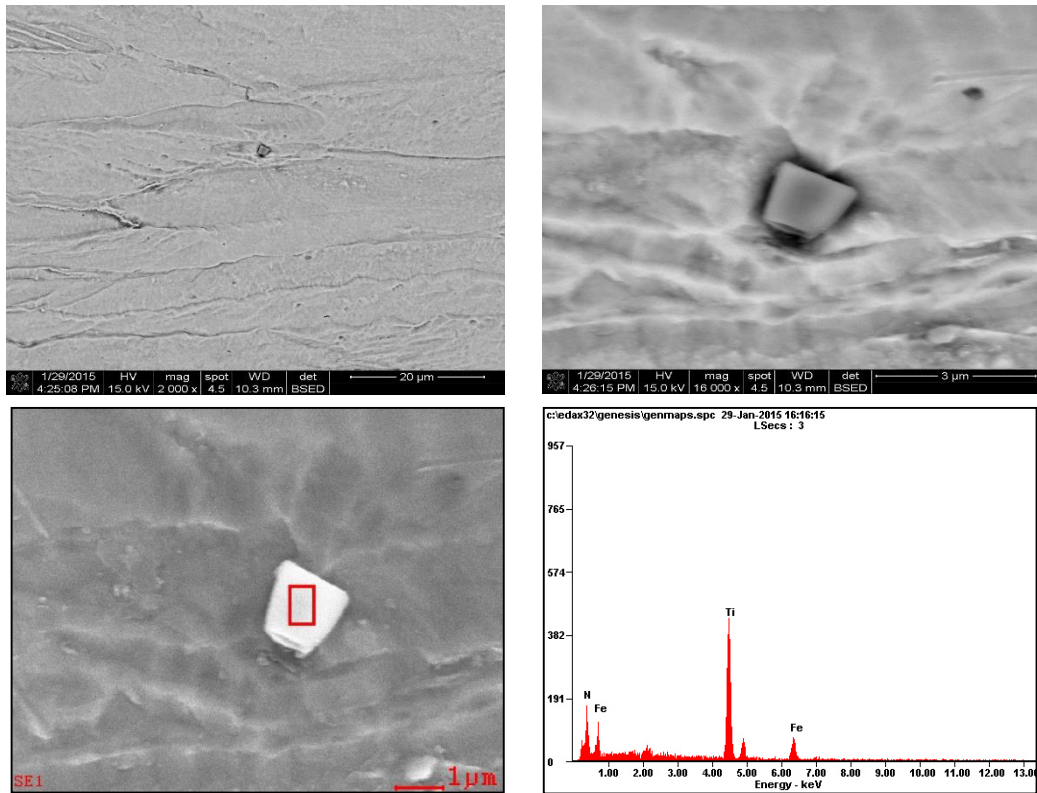


**Figura 6.15. Imagen 20x donde se observa una estructura deformada.**



**Figura 6.16. En la figura a) con aumento de 20x se observa una pequeña partícula rectangular, b) el aumento a 50x muestra más definida esta partícula.**

Mediante la técnica de SEM se corroboró nuevamente que los precipitados de NiTi siguen presentes en la laminación en frío, con su geometría rectangular característica (Figura 6.17).



**Figura 6.17. Análisis puntual sobre una partícula rectangular, lo cual nos demuestra que es un precipitado de TiN.**

### **6.3.2 Microdureza**

Se realizaron pequeños cortes a la lámina para obtener metalografías del acero laminado en frío, análisis por SEM, así como también se realizaron ensayos de micro dureza Vickers (tabla 6.9).

**Tabla 6.9. Micro dureza Vickers, laminado en frío.**

Dureza Vickerz Hv 500g	
	Frio
Transversal	203
Superficie	203

### 6.3.3. Pruebas mecánicas

Se realizaron pruebas de tensión en probetas laminadas en frío para caracterizar la curva que presenta el material en esta condición. Se tensaron a ruptura 2 probetas cortadas a  $0^\circ$  del sentido de laminación y 2 probetas cortadas a  $90^\circ$  del sentido de laminación.

Las curvas esfuerzo-deformación real de las probetas cortadas a  $0^\circ$  y  $90^\circ$  del sentido de laminación con estructura deformada en frío es la siguiente (Figura 6.18)

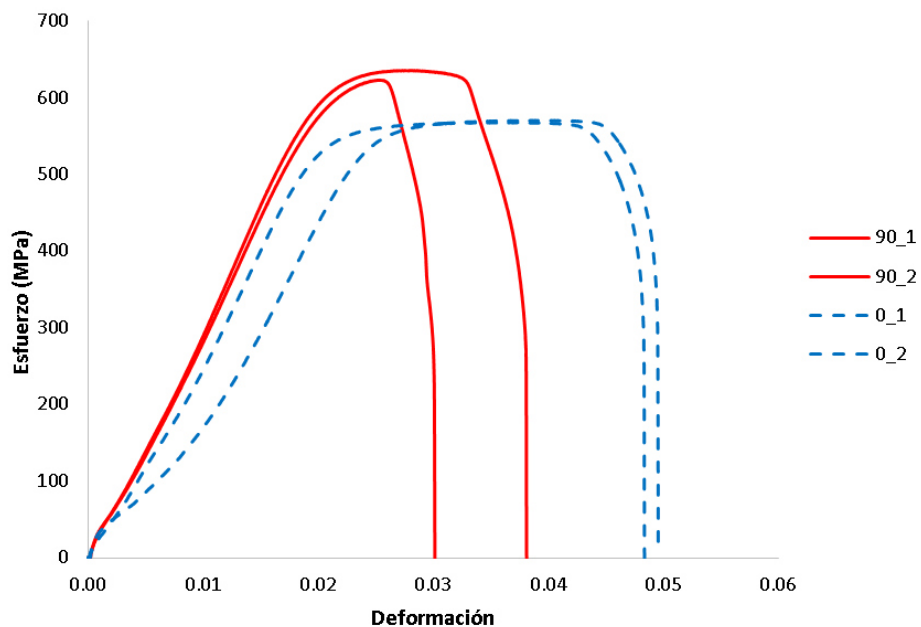


Figura 6.18. Curva esfuerzo-deformación real de probetas cortadas a  $0^\circ$  y  $90^\circ$ .

La tabla con los resultados de las propiedades mecánicas es la siguiente (Tabla 6.10).

*Tabla 6.10. Propiedades mecánicas de probetas con estructura deformada.*

	0°	90°
<b>YS (0.2%)</b>	<b>52 MPa</b>	<b>61 MPa</b>
<b>UTS</b>	<b>567 MPa</b>	<b>628 MPa</b>
<b>%E</b>	<b>5%</b>	<b>4%</b>

#### **6.3.4. Análisis térmico diferencial.**

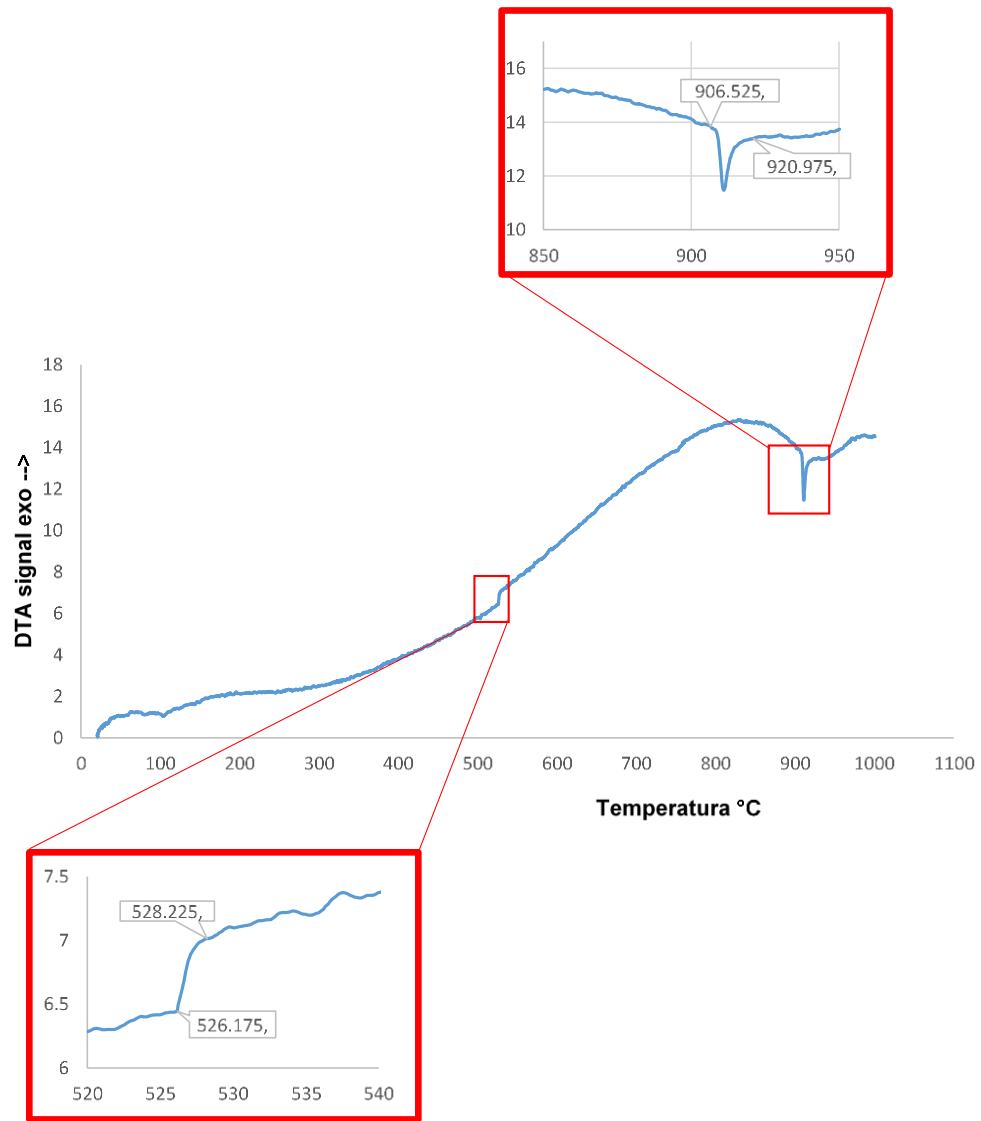
Para tener conocimiento sobre la temperatura de recristalización de esta estructura deformada, así como para saber la temperatura de sus puntos A1 y A3, se procedió con un análisis térmico diferencial (DTA por sus siglas en inglés). Para realizar este análisis se tuvieron que cortar muestras circulares con un diámetro menor a 4mm y un peso entre 10-30 mg (Figura 6.19). Con el objetivo de eliminar ruido en la señal de este análisis térmico las muestras tuvieron que ser pulidas hasta un acabado espejo.



*Figura 6.19. Muestras para análisis térmico diferencial antes de ser pulidas.*

Las muestras fueron calentadas hasta una temperatura de 1000 °C con una velocidad de calentamiento de 10°C/min.

Los resultados nos arrojaron las siguientes temperaturas (Figura 6.20).

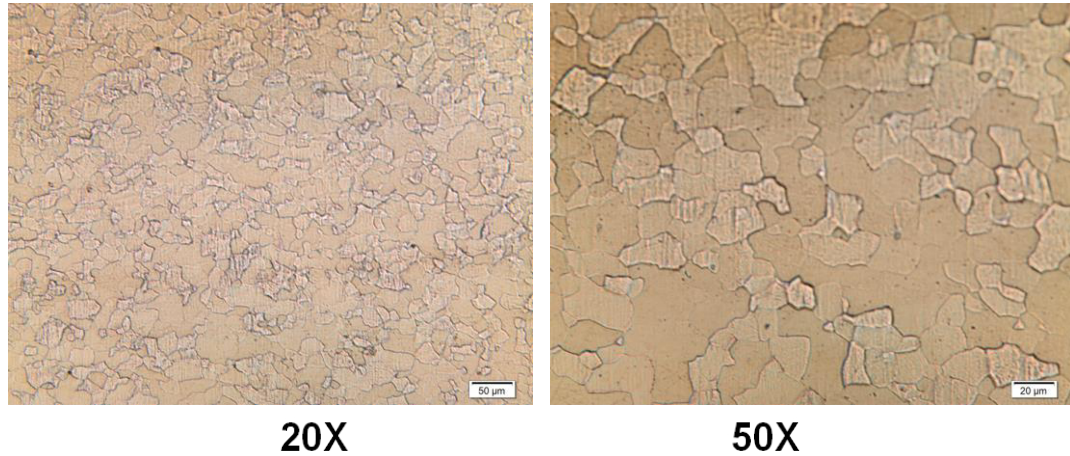


**Figura 6.20. Temperaturas de recristalización, A1 y A3 de un análisis térmico diferencial. En las etiquetas se señalan las temperaturas.**

## 6.4 Resultados de muestras recocidas y galvanizadas en planta.

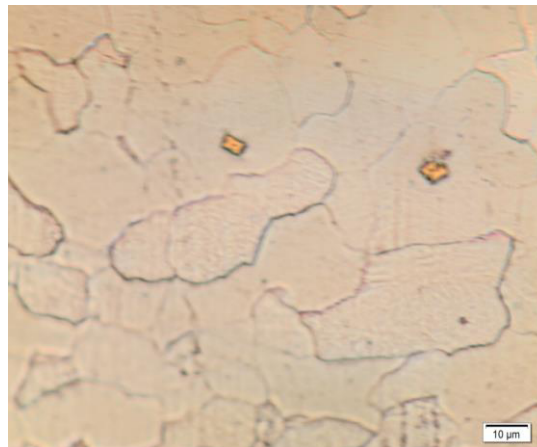
### 6.4.1 Caracterización metalográfica.

Se realizaron metalografías del acero IF recocido y galvanizado en planta donde se estimó un tamaño de grano ASTM 9 (promedio 16  $\mu\text{m}$  diámetro). (Figura 6.21)



*Figura 6.21. Tamaño de grano aproximado de 16  $\mu\text{m}$ .*

También se observaron precipitados de Nitruro de Titanio donde los tamaños son de aproximadamente 5 micras (Figura 6.22).



*Figura 6.22. Precipitados de TiN.*

#### 6.4.2 Microdureza.

En esta microestructura se realizó micro dureza Vickers, se aplicó una carga de 1.961 N (HV 0.2) durante 10 segundos y nos mostró los siguientes resultados (Tabla 6.11).

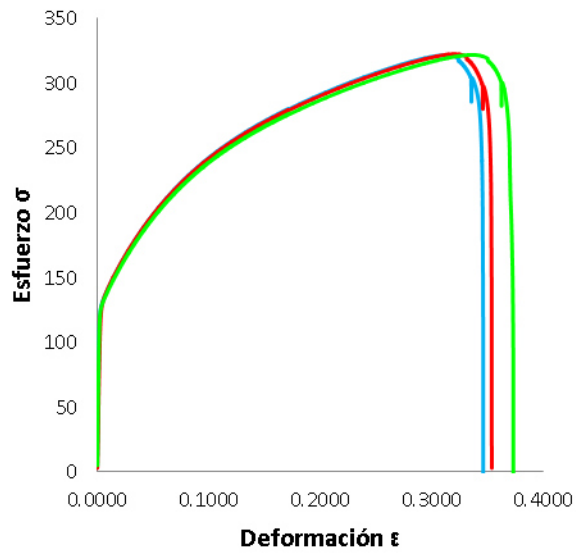
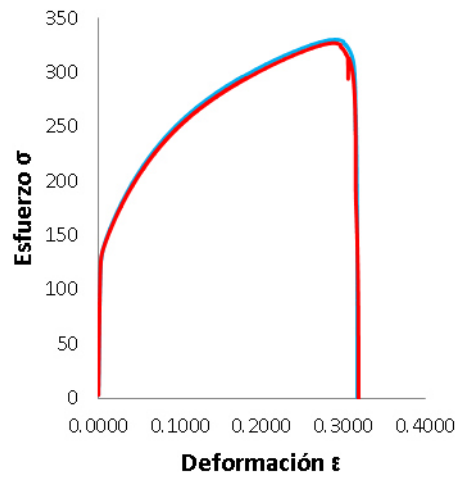
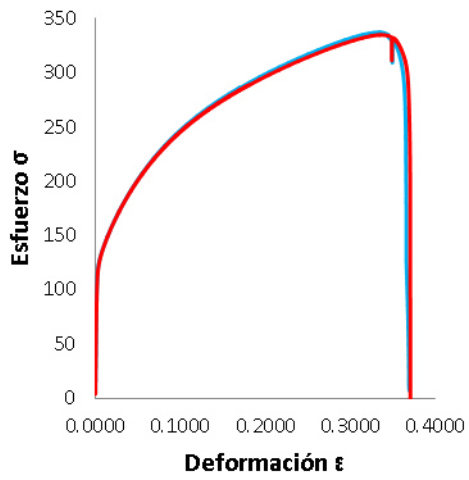
*Tabla 6.11. Micro dureza de IF recocido y galvanizado en planta.*

Dureza Vickerz Hv 200g	
	Producto Final
Transversal	165 ± 10
Superficie	93 ± 5

#### 6.4.3 Pruebas mecánicas y parámetros de formabilidad.

Se realizaron pruebas de tensión con extensómetro doble, uno midió la elongación axial de la probeta y el segundo mide el cambio en el ancho de la probeta, lo cual facilita la medición del exponente de endurecimiento y la anisotropía de cada probeta. A continuación se muestran las curvas de las probetas cortadas a 0, 45 y 90° del sentido de laminación (Figura 6.23).





**Figura 6.23. Curva esfuerzo-deformación real. Acero IF recocido y galvanizado en planta.**

Los resultados de las gráficas anteriores se resumen en la siguiente Tabla 6.12, y al igual que en los resultados de banda caliente se realizó un promedio de las 2 probetas a 0° del sentido de laminación, las 2 probetas a 45° del sentido de laminación y las 3 probetas a 90° del sentido de laminación.

**Tabla 6.12. Resultados de la prueba de tensión, acero IF producido en planta.**

	0°	45°	90°
<b>Esfuerzo cedencia (0.2%)</b>	123 Mpa	130 MPa	128 MPa
<b>Resistencia tensión</b>	334 MPa	327 MPa	321 MPa
<b>Elongación a rotura (80mm)</b>	44%	37%	42%
<b>Coefficiente de Lankford (r)</b>	1.75	1.35	1.86
<b>Exponente n</b>	0.24	0.23	0.23

El coeficiente de Lankford (R) de cada probeta por sí solo, no es de mucho interés para nuestro trabajo. Con estos valores se obtuvo la anisotropía normal  $R_m$  así como la anisotropía plana  $\Delta R$  de acuerdo a las ecuaciones 6.1 y 6.2 que se utilizaron para obtener la anisotropía del acero en condición de laminado en caliente (Tabla 6.13).

**Tabla 6.13. Anisotropía normal y anisotropía plana de acero recocido y galvanizado en planta.**

Acero producido en planta	
Anisotropía Normal (Rm)	<b>1.58</b>
Anisotropía plana ( $\Delta r$ )	<b>0.45</b>

Como objetivo se busca mejorar estos parámetros en los recocidos experimentados del laboratorio, buscando una anisotropía normal mayor y tratar de disminuir la anisotropía plana.

## 6.5 Resultados de muestras recocidas en laboratorio.

De los recocidos establecidos en la tabla experimental 5.4 se determinó el tamaño de grano y a microdureza, los resultados fueron los siguientes (Tabla 6.15).

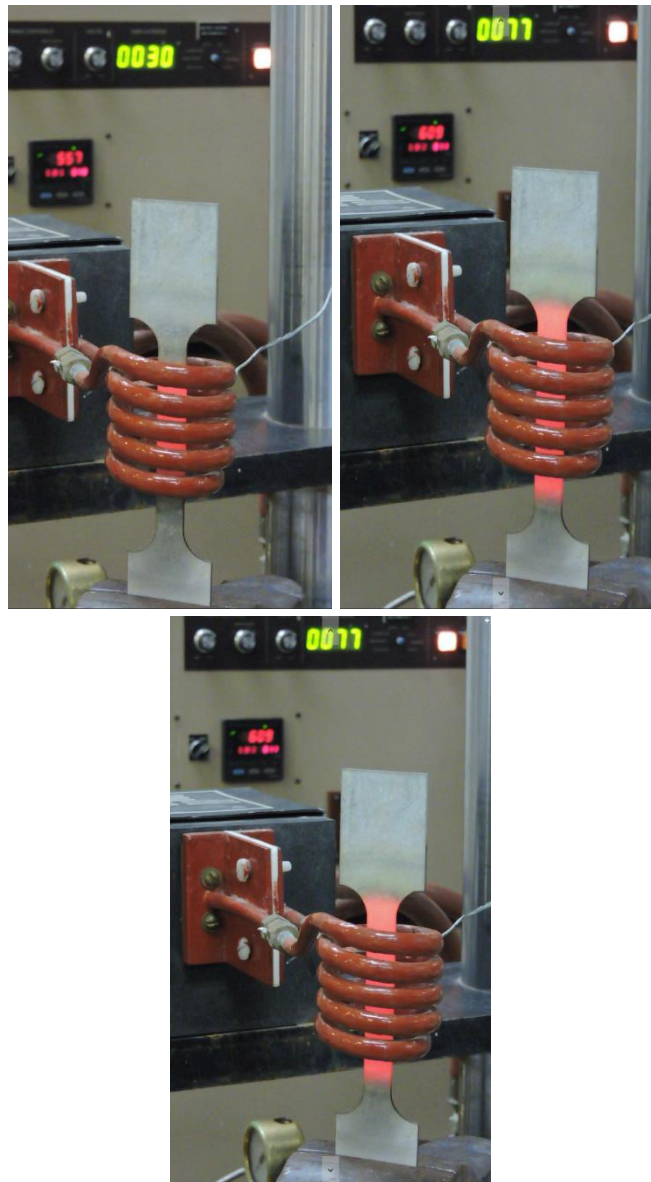
*Tabla 6.14. Tamaño de grano y microdureza de acero IF recocido en laboratorio.*

No. Prueba	F1	F2	slow cold	Tiempo	Velocidad m/min	Tamaño Grano	Micro dureza(Hv)
<b>1*</b>	<b>780°</b>	<b>780°</b>	<b>780°</b>	2.30	51	10.9	92
	45s	1m	45s				144
<b>2**</b>	<b>760°</b>	<b>880°</b>	<b>790°</b>	1.40	72	9.5	91
	40s	30s	30s				144
<b>3</b>	<b>790°</b>	<b>880°</b>	<b>790°</b>	1.40	72	9.2	87
	40s	30s	30s				149
<b>4</b>	<b>760°</b>	<b>880°</b>	<b>790°</b>	2.07	60	9.8	82
	50s	37s	40s				130
<b>5</b>	<b>760°</b>	<b>920°</b>	<b>790°</b>	1.40	72	9.9	82
	40s	30s	30s				124
<b>6</b>	<b>790°</b>	<b>880°</b>	<b>790°</b>	2.07	60	11	87
	50s	37s	40s				123
<b>7</b>	<b>790°</b>	<b>920°</b>	<b>790°</b>	2.07	60	9.3	86
	50s	37s	40s				126

De estas 7 pruebas mostradas en la tabla solo se contó con material para hacer pruebas de tensión en 2 pruebas de la tabla, por lo que cualquier opción tomada podría ser acertada debido a de que su microestructura y micro dureza están en un rango aceptable para este tipo de aceros.

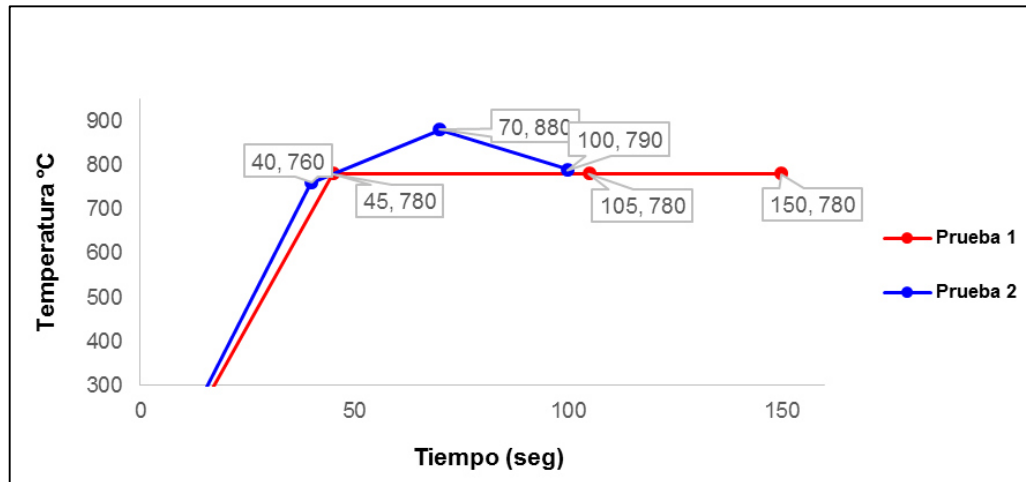
La microdureza vickers en cada prueba de la tabla anterior se encuentra dividida en 2 partes, la medición más suave se realizó en la superficie de la lámina y la microdureza más alta fue como resultado de hacer la medición sobre la sección transversal.

Las pruebas de recocido número 1 y número 2 fueron las que se realizaron sobre probetas de tensión. En la prueba de recocido número 2 se trató de simular el mismo tiempo y temperatura de planta para observar el comportamiento después del recocido de las probetas y saber que aproximación se tiene con lo producido en planta (Figura 6.24).



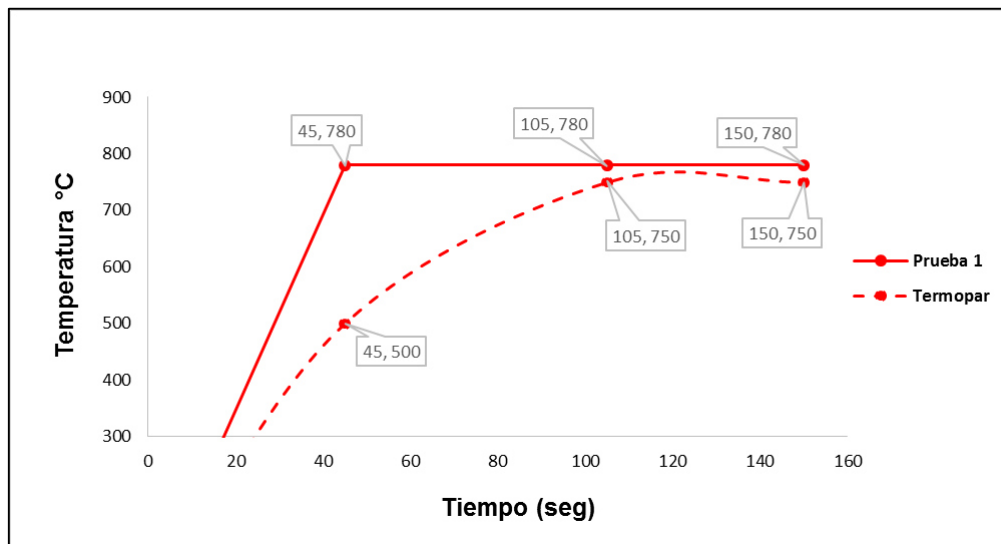
**Figura 6.24. Proceso de calentamiento en una probeta de tensión.**

En la gráfica (Figura 6.25) se observan las dos diferentes curvas de calentamiento que se realizaron en las pruebas. En la gráfica se observa la curva de la prueba número 1 y la prueba número 2.

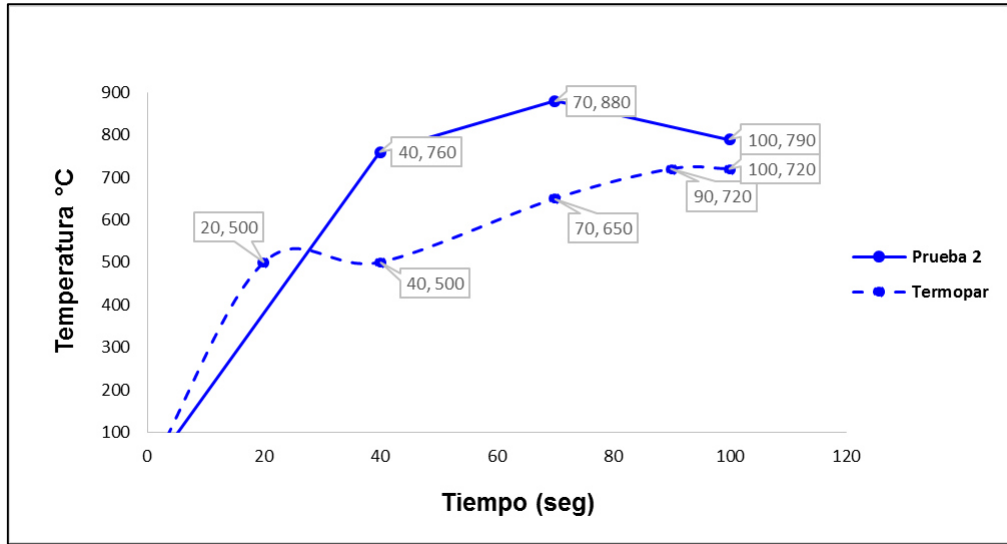


**Figura 6.25. Curvas de calentamiento de los 2 experimentos de recocido en el laboratorio.**

Las siguientes gráficas muestra el comportamiento de la probeta al momento del recocido, el cual fue monitoreado con un termopar conectado a un display (Figura 6.26 y 6.27).

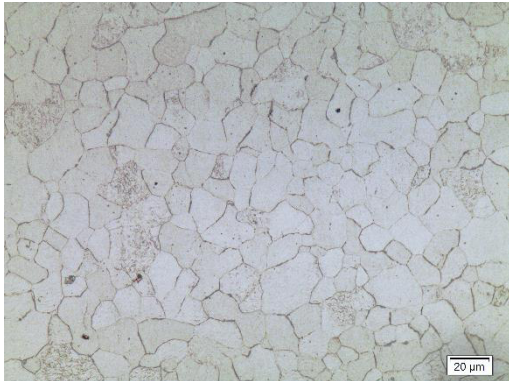


**Figura 6.26. Prueba número 1. Temperatura programada y comportamiento medido.**



**Figura 6.27. Prueba número 2. Temperatura programada y comportamiento medido.**

En la siguiente figura (Figura 6.28) se muestra la microestructura de la prueba número 1 y número 2, así como su comparación con el acero producido en planta.



a)



b)



c)

**Figura 6.28. Comparación de microestructuras a) Prueba no. 1, b) Prueba no. 2 (simulación de planta), c) Acero producido en planta.**

Como se puede observar, la microestructura de los experimentos así como del acero producido en planta son de tamaños semejantes (tamaños entre 7-20 μm).



### 6.5.1. Propiedades mecánicas y parámetros de formabilidad.

Las propiedades mecánicas de la prueba número 1 fueron las siguientes (Tabla 6.15)

*Tabla 6.15. Propiedades mecánicas de prueba de recocido número 1.*

	0°	45°	90°
<b>Esfuerzo cedencia (0.2%)</b>	111 MPa	--	112 MPa
<b>Resistencia tensión</b>	382 MPa	380 MPa	363 MPa
<b>% Elongación (70mm)</b>	47%	41%	47%
<b>Coefficiente de Lankford (r)</b>	2.20	1.72	2.34
<b>Exponente n</b>	0.28	0.28	0.28

La anisotropía normal y plana (Tabla 6.16):

*Tabla 6.16. Anisotropía normal y anisotropía plana de prueba de recocido No. 1.*

<b>Prueba de recocido No. 1</b>	
Anisotropía Normal (Rm)	<b>1.99</b>
Anisotropía plana ( $\Delta r$ )	<b>0.55</b>

La Tabla 6.17 muestra las propiedades mecánicas de la prueba de recocido no. 2.

**Tabla 6.17. Propiedades mecánicas de prueba de recocido número 2.**

	<b>0°</b>	<b>45°</b>	<b>90°</b>
<b>Esfuerzo cedencia (0.2%)</b>	110 MPa	104 MPa	101 MPa
<b>Resistencia tensión</b>	372 MPa	379 MPa	370 MPa
<b>% Elongación (70mm)</b>	45%	44%	48%
<b>Coefficiente de Lankford (r)</b>	2.53	1.79	2.33
<b>Exponente n</b>	0.29	0.27	0.29

La anisotropía normal y plana (Tabla 6.18):

**Tabla 6.18. Anisotropía normal y anisotropía plana de prueba de recocido No. 2.**

<b>Prueba de recocido No. 2</b>	
Anisotropía Normal (Rm)	<b>2.11</b>
Anisotropía plana ( $\Delta r$ )	<b>0.64</b>

Por último la comparación de las propiedades mecánicas de los experimentos con el acero producido de planta se muestra en la Tabla 6.19.

**Tabla 6.19. Comparación de propiedades mecánicas.**

Propiedad	TERNIUM			Recocido 1			Recocido 2		
<b>Esfuerzo Cedencia (0.2%)</b>	123 – 130 MPa			112 MPa			101-110 MPa		
<b>Resistencia a la Tensión (MPa)</b>	321 – 334 MPa			363 – 382 MPa			375 MPa		
<b>%Elongación</b>	<b>0°</b>	<b>45°</b>	<b>90°</b>	<b>0°</b>	<b>45°</b>	<b>90°</b>	<b>0°</b>	<b>45°</b>	<b>90°</b>
	44%	37%	42%	47%	41%	47%	45%	44%	48%
<b>Coeficiente R</b>	<b>0°</b>	<b>45°</b>	<b>90°</b>	<b>0°</b>	<b>45°</b>	<b>90°</b>	<b>0°</b>	<b>45°</b>	<b>90°</b>
	1.75	1.35	1.86	2.20	1.72	2.34	2.53	1.79	2.33
	<b>R<sub>m</sub>= 1.58</b>	<b>ΔR= 0.45</b>		<b>R<sub>m</sub>= 2</b>	<b>ΔR=0.55</b>		<b>R<sub>m</sub>=2.11</b>	<b>ΔR=0.64</b>	
<b>Exponente n</b>	0.23			0.28			0.28		

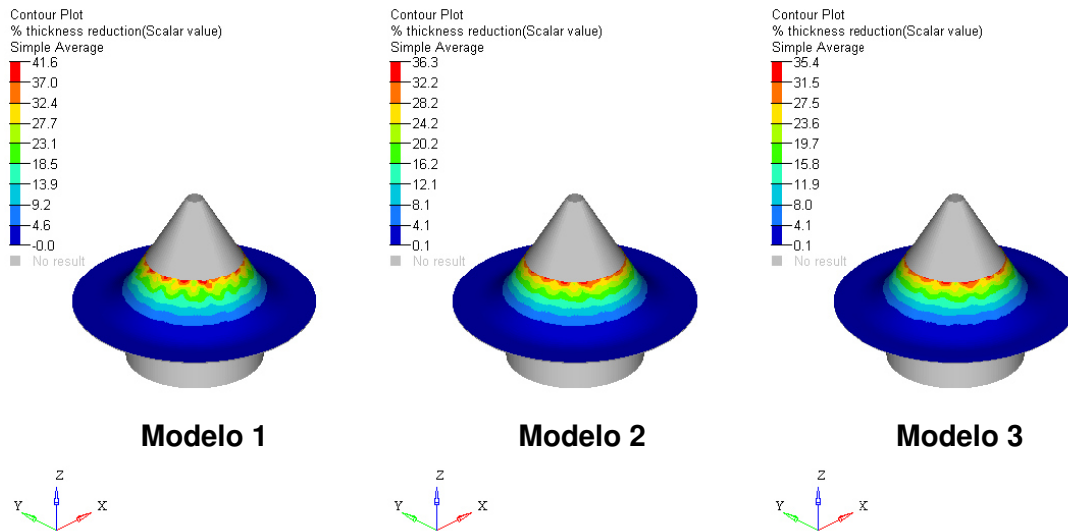
## 6.6 Resultados de simulación mediante el método de elementos finitos.

Los datos que se introdujeron en cada modelo de simulación fueron los siguientes:

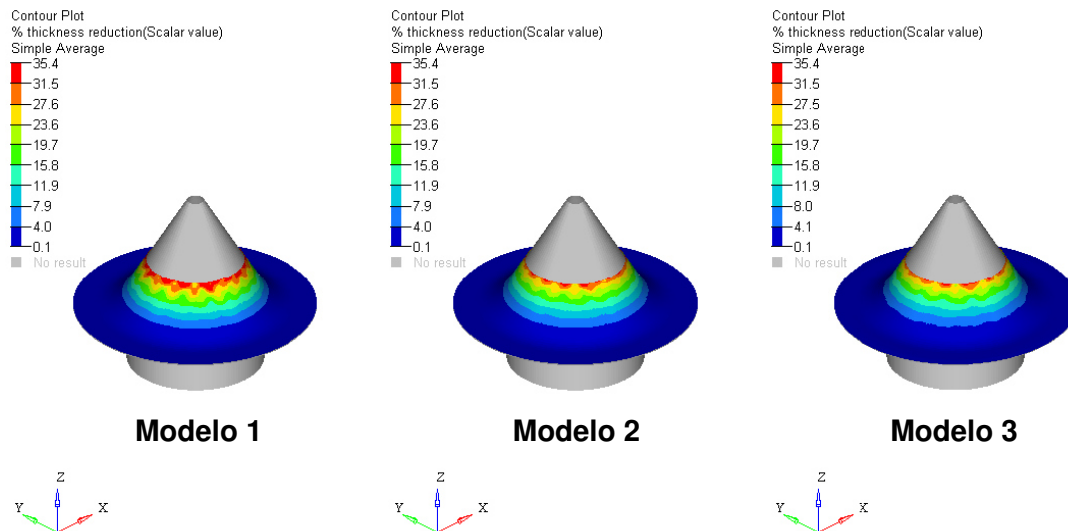
*Tabla 6.20. Propiedades mecánicas de cada modelo de simulación. Modelo 1: producido en planta, Modelo 2: prueba de recocido 1, Modelo 3: prueba de recocido 2.*

PROPIEDAD	MODELO 1	MODELO 2	MODELO 3
Módulo de Elasticidad E (MPa)	60,606	55,289	43,479
Densidad (Kg/mm3)	1.586 e-6	1.586 e-6	1.586 e-6
R	1.58	2	2.11
Esfuerzo de Cedencia (MPa)	123	112	105

Se demostró en la simulación mediante un análisis del porcentaje de adelgazamiento en la prueba de “hole expansión”, una mayor resistencia de los aceros recocidos en el laboratorio sobre el acero producido en planta, debido a sus valores de R cercanos a 2 (Figura 6.29 y 6.30).

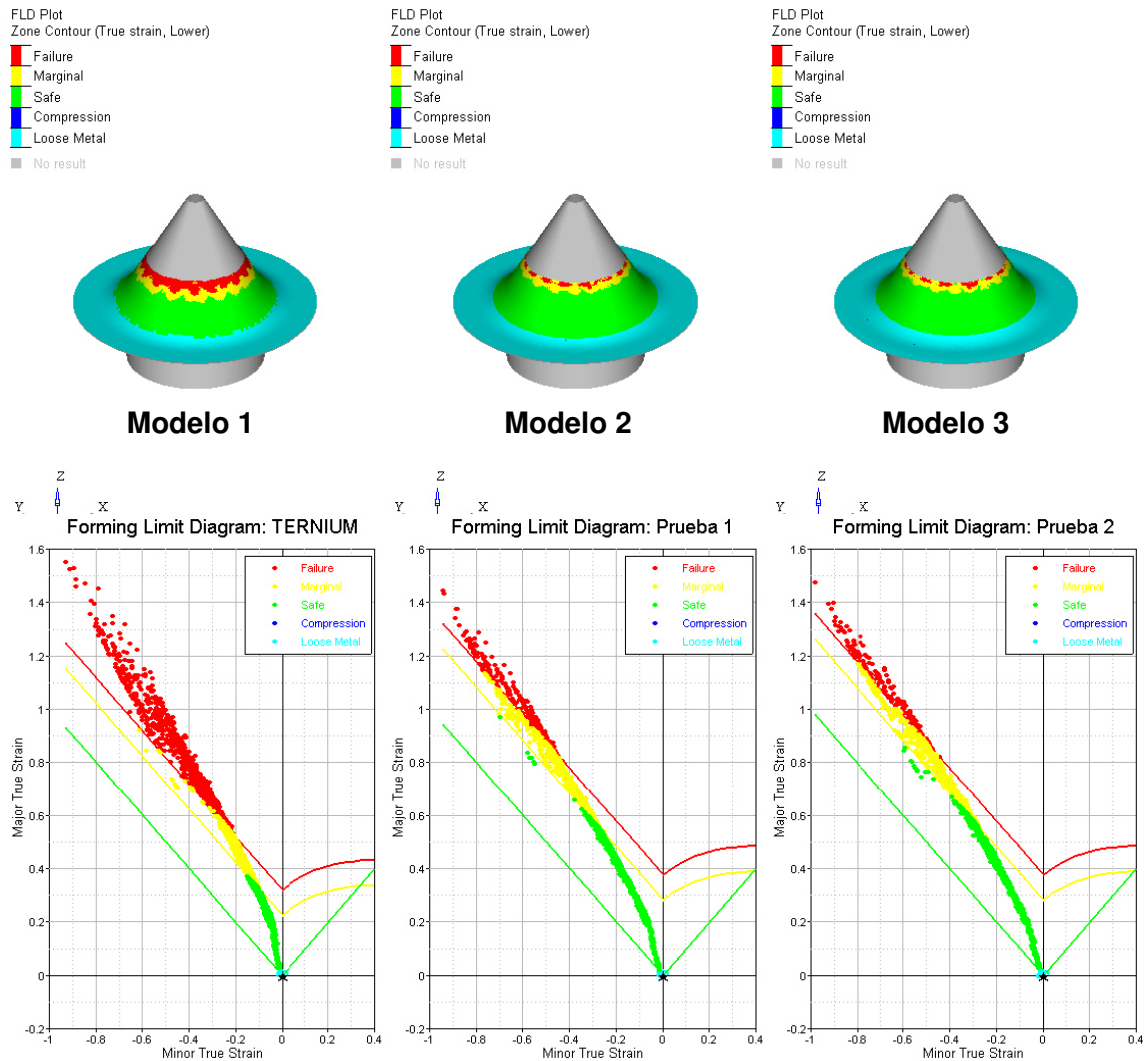


**Figura 6.29. Análisis de % de reducción de espesor. Modelo 1: 41.6% de reducción de espesor máximo, Modelo 2: 36.3% de reducción de espesor máximo, Modelo 3: 35.4% de reducción de espesor máximo.**



**Figura 6.30. Se realizó un ajuste en la escala de intensidades para apreciar mejor la comparación entre el % de reducción del adelgazamiento.**

Se pudieron obtener los diagramas de límite de conformado de los 3 modelos, en donde se demostró que los aceros que tienen valores de R más altos presentan más cantidad de elementos o material, dentro de la “zona segura” (Figura 6.31).



**Figura 6.31.** Debajo de cada modelo se presenta su respectivo diagrama de límite de conformado.

## 6.7 Discusión

El tamaño de grano en la condición de laminación en caliente se muestra muy grueso en las superficies, lo que también influye en el desarrollo de una mala textura que beneficie la formabilidad. Lo ideal es que terminada la laminación en caliente se tenga un tamaño de grano fino lo cual desarrolla una textura benéfica en el proceso de laminación en frío ( $\{111\}\langle 110\rangle + \{111\}\langle 211\rangle$ ) [32].

Los resultados obtenidos de la prueba de recocido número 1 así como la prueba de recocido número 2 mostraron mejores valores de anisotropía normal ( $R_m$ ) pero también se mostró un pequeño aumento de la anisotropía plana ( $\Delta R$ ), en donde el valor de esta última se esperaba fuera menor de 0.45. El exponente de endurecimiento por deformación también muestra un incremento, siendo en ambas pruebas experimentales de recocido de un valor  $n$  de 0.28, lo que nos indica buenas propiedades de formabilidad.

El incremento del exponente de endurecimiento se puede atribuir a la pequeña disminución en el número de tamaño de grano de los 2 recocidos realizados en el laboratorio.

En todos los casos el valor  $R_{45}$  mostró una tendencia más baja que en las direcciones de 0 y 90°.

Los valores de esfuerzo de cedencia y esfuerzo último de las 2 pruebas de recocido del laboratorio se encuentran dentro del mismo rango y también son aceptables.

En la prueba de recocido número 1, donde se aplicó una temperatura constante de 780° y un tiempo más prolongado de recocido (2'30") se observa un mayor porcentaje de elongación y un poco más uniforme en los 3 sentidos de laminación de la hoja metálica.

En la prueba de recocido número 2 la cual se trató de experimentar con los mismos tiempos y temperaturas de planta, nos mostró unos resultados diferentes a lo realizado en planta y parecidos a la prueba número 1.

Al momento de estar haciendo los recocidos de la prueba número 2 se observó en el termopar que tocaba la probeta en su punto medio solo alcanzaba temperaturas máximas de 740 °C cuando la rampa estaba programada hasta 880°C. Este comportamiento podría atribuirse a que la bobina no se encuentra encerrada para tratar de disminuir las pérdidas de calor, sino que se encuentra en un medio en donde la temperatura ambiente es de alrededor de los 24°C (muy frío).

Este experimento difiere drásticamente a lo realizado en planta principalmente por el hecho de que en la planta el recocido continuo se realiza en hornos controlados por atmósfera de hidrógeno.

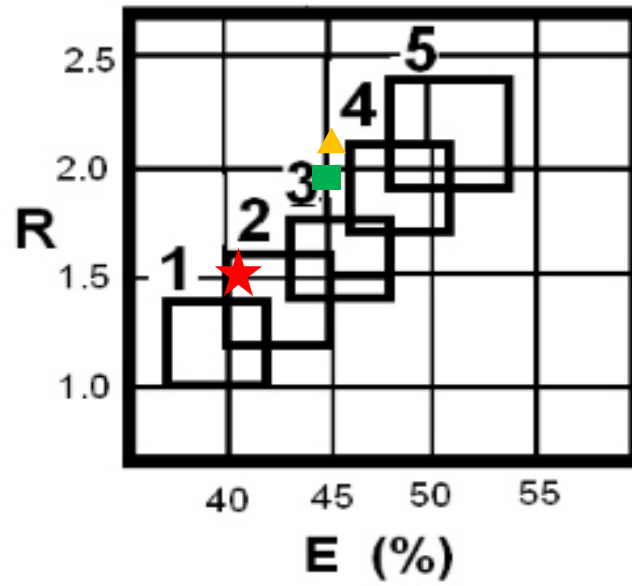
En la siguiente gráfica (figura 6.28) se resume el trabajo realizado. En esta gráfica se colocaron los parámetros R y %E del acero IF recocido y galvanizado en planta y los aceros IF recocidos en el laboratorio.

Los valores de planta marcados con una estrella fueron de:  $R= 1.5$  y  $\%E=41$ .

Los valores de la prueba de recocido número 1 fueron de:  $R= 2$  y  $\%E= 45$ , la cual se señalan con un cuadro.

Los valores de la prueba de recocido número 2 fueron de:  $R=2.11$  y  $\%E=45.6$ , la cual se señala con un triángulo.





*Figura 6.32. Calidades de estampado. 1. CC, 2. CE, 3. EP, 4. EEP, 5. SEEP. La estrella marca lo producido en planta, el cuadro marca la prueba de recocido número 1, el triángulo marca la prueba de recocido número 2.*

## **Capítulo 7**

# **CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.**

La problemática de este tema tendría diversas variantes por investigar. Se han encontrado aceros IF con este tipo de composición química que pueden poseer valores de  $R_m$  tan altos como  $R = 1.75$  y  $\%E = 50$  [33].

Podrían investigarse variaciones en el procesamiento termo mecánico como la temperatura de recalentamiento del planchón, la lubricación en el rolado en caliente, el porcentaje de laminación en frío y en caliente, así como también realizar un análisis de textura de cada etapa del procesamiento termo-mecánico. Se recomienda realizar Microscopia Electrónica de Transmisión para corroborar que no existan carburos perjudiciales de tamaños pequeños.

Para realizar estas experimentaciones se tendría que contar con un equipo de laboratorio más amplio como hornos de atmosfera controlada, hornos que cuenten con capacidad de calentamiento y enfriamiento rápido, molinos de laminación en frío y molinos de laminación en caliente para experimentar diferentes deformaciones.

# LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1.1. FRACCIÓN DE PESO DE DIFERENTES MATERIALES EN UN COCHE ESTÁNDAR [1].	.....
FIGURA 1.2. FORMADO DE LA MATERIA PRIMA EN LA FORMA DESEADA [1].	.....
FIGURA 1.3. PROCESAMIENTO TERMO-MECÁNICO HASTA LAMINACIÓN EN CALIENTE [45].	.....
FIGURA 1.4. PROCESAMIENTO TERMO-MECÁNICO DE LAMINACIÓN EN FRÍO Y LOS DOS TIPO DE RECOCIDO (POR LOTES Y RECOCIDO CONTINUO) [46].	.....
FIGURA 1.5. DIAGRAMA DE DISTINTOS ACEROS AUTOMOTRICES.	..... 15
FIGURA 2.1. HOJAS DE ACERO SÚPER FORMABLES [6].	..... 22
FIGURA 3.1. MECANISMO ESQUEMÁTICO DE LA FORMACIÓN DEL CARBOSULFURO Y CARBUROS EN UN ACERO IF ESTABILIZADO CON TITANIO [47].	.....
FIGURA 3.2. CLASIFICACIÓN DE ACEROS SEGÚN EL VALOR R Y EL % ELONGACIÓN. 1 CALIDAD COMERCIAL, 2 ESTAMPADO, 3 ESTAMPADO PROFUNDO, 4 ESTAMPADO EXTRA PROFUNDO, 5 SÚPER ESTAMPADO EXTRA PROFUNDO [47].	.....
FIGURA 3.3. MOLINO TÁNDEM CALIENTE (6 UNIDADES) [45].	.....
FIGURA 3.4. REPRESENTACIÓN ESQUEMÁTICA DE LOS CAMBIOS EN MICROESTRUCTURA DURANTE LA RECRISTALIZACIÓN AUSTENÍTICA EN LAMINACIÓN EN CALIENTE [25].	.....
FIGURA 3.5. ODF DE UN ACERO IF DESPUÉS DE SER LAMINADO EN FRÍO SECCIONES CONSTANTES DE $\Phi 1$ Y $\Phi 2=45^\circ$ [1].	.....
FIGURA 3.6. RECUPERACIÓN DE UN CRISTAL DOBLADO QUE CONTIENE DISLOCACIONES A) DEFORMADO, B) DESPUÉS DE LA ANIQUILACIÓN DE DISLOCACIONES, C) FORMACIÓN DE FRONTERAS [30].	.....
FIGURA 3.7. ANÁLISIS DE CALORIMETRÍA (DSC) DE UN ALUMINIO DEFORMADO, RECUPERACIÓN Y RECRISTALIZACIÓN [30].	.....
FIGURA 3.8. CAMBIOS ESTRUCTURALES DURANTE EL FENÓMENO DE RECUPERACIÓN [30].	.....
FIGURA 3.9. RECRISTALIZACIÓN TÍPICA DURANTE UN RECOCIDO ISOTÉRMICO [24].	..... 47
FIGURA 3.10. EFECTO DE LA REDUCCIÓN EN FRÍO SOBRE EL VALOR R PARA ACERO IF ESTABILIZADO CON Ti, Nb Y Ti-Nb [40].	.....
FIGURA 4.1. SISTEMAS DE DESLIZAMIENTO EN Ti PURO EN TENSIÓN UNIAxIAL, LA TEXTURA PROHÍBE EL ADELGAZAMIENTO EN LA DIRECCIÓN DEL ESPESOR [1].	..... 55
FIGURA 4.2. FORMACIÓN DE OREJAS DURANTE EMBUTIDO DE UNA HOJA DE ALUMINIO CON TEXTURA FUERTEMENTE MARCADA.	..... 57
FIGURA 4.3. EL VALOR R SE DEFINE COMO LA RELACIÓN DE LA DEFORMACIÓN DEL ANCHO SOBRE LA DEFORMACIÓN DEL ESPESOR [1].	..... 58
FIGURA 4.4. HERRAMIENTAS ESTÁNDAR PARA EL ENSAYO DE COPA "SWIFT FLAT-BOTTOMED"	.....
FIGURA 4.5. ESQUEMA DEL ENSAYO DE COPA ERICHSEN (ASTM E290).	..... 61
FIGURA 5.1. DIAGRAMA DE EXPERIMENTOS.	.....
FIGURA 5.2. OBTENCIÓN DE MUESTRAS DEL PROCESO DE LAMINADO EN CALIENTE (RECUADRO EN ROJO) [45].	.....
FIGURA 5.3. OBTENCIÓN DE MUESTRAS DE LAMINACIÓN EN FRÍO Y COMO PRODUCTO FINAL (RECUADROS EN ROJO) [46].	.....
FIGURA 5.4. PLACAS DE 900X110MM DE ACERO IF, (RD - ROLLING DIRECTION).	..... 67
FIGURA 5.5. MUESTRAS PARA ANÁLISIS QUÍMICO Y METALOGRAFÍAS.	..... 68
FIGURA 5.6. MONTADORA STRUERS LABOPRESS-1.	..... 69
FIGURA 5.7. PULIDORA STRUERS LABOPOI-1.	..... 69
FIGURA 5.8. MICRO DURÓMETRO SIMADZU.	..... 70
FIGURA 5.9. DIMENSIONES EN MILÍMETROS DE PROBETAS SUB-SIZE PARA PRUEBAS DE TENSIÓN.	..... 71
FIGURA 5.10. PROBETAS SUB-SIZE A 0, 45 Y 90° DEL SENTIDO DE LAMINACIÓN.	..... 71
FIGURA 5.11. PROBETA TIPO B, CON DIMENSIONES EN MM.	..... 72

<b>FIGURA 5.12. DIMENSIONES PROBETA DE TENSION EN MM.</b> .....	74
<b>FIGURA 5.13. PROBETAS CORTADAS A LOS 3 SENTIDOS DE LAMINACION.</b> .....	74
<b>FIGURA 5.14. PRUEBA DE TENSION MEDIDA CON 2 EXTENSOMETROS.</b> .....	
<b>FIGURA 5.15. CALENTAMIENTO POR INDUCCION EN EL LABORATORIO DE PRUEBAS MECANICAS, CON EL TERMOPAR COLOCADO EN EL CENTRO DE LA PROBETA.</b> .....	
<b>FIGURA 6.1. METALOGRAFIA DE BANDA CALIENTE, A) AUMENTO 5X, LA LINEA ROJA MIDE 500 MICRAS DE PROFUNDIDAD, B) AUMENTO 10X, EN RECUADROS SE OBSERVA EL TAMAÑO DE GRANO EN EL CENTRO ASÍ COMO EN LA SUPERFICIE, C) AUMENTO 20X, DENTRO DE LOS RECUADROS MARCADOS.</b>	
<b>FIGURA 6.2. MICROGRAFIA 50X.</b> .....	
<b>FIGURA 6.3. MICROGRAFIA 100X.</b> .....	
<b>FIGURA 6.4. IMAGEN AMPLIFICADA DONDE SE OBSERVA LA PARTÍCULA CON FORMA RECTANGULAR.</b> .....	
<b>FIGURA 6.5. ANÁLISIS PUNTUAL SOBRE LA PARTÍCULA Y SU DIFRACTOGRAMA.</b> .....	
<b>FIGURA 6.6. MICRO DUREZA VICKERS EN EL CENTRO.</b> .....	88
<b>FIGURA 6.7. MICRO DUREZA VICKERS EN LA SUPERFICIE.</b> .....	88
<b>FIGURA 6.8. DIFERENTES TAMAÑOS DE GRANO, DONDE SE MIDIO LA DUREZA.</b> .....	
<b>FIGURA 6.9. CURVA ESFUERZO-DEFORMACION REAL DE PROBETAS SUB-SIZE A 0°, LAMINACION EN CALIENTE.</b> .....	
<b>FIGURA 6.10. EXPONENTE N DE CADA UNA DE LAS 3 PROBETAS A 0° DE LAMINACION. A) 0°_1, B) 0°_2, C) 0°_3.</b> .....	
<b>FIGURA 6.11. CURVA ESFUERZO-DEFORMACION REAL DE PROBETA SUB-SIZE A 45°, LAMINACION EN CALIENTE.</b> .....	
<b>FIGURA 6.12. EXPONENTE N DE CADA UNA DE LAS 3 PROBETAS A 45° DE LAMINACION. A) 45°_1, B) 45°_2, C) 45°_3.</b> .....	
<b>FIGURA 6.13. CURVA ESFUERZO- DEFORMACION REAL DE PROBETAS A 90°, LAMINADO EN CALIENTE....</b>	
<b>FIGURA 6.14. EXPONENTE N DE CADA UNA DE LAS 3 PROBETAS A 90° DE LAMINACION. A) 90°_1, B) 90°_2, C) 90°_3.</b> .....	
<b>FIGURA 6.15. IMAGEN 20X DONDE SE OBSERVA UNA ESTRUCTURA DEFORMADA.</b> .....	
<b>FIGURA 6.16. EN LA FIGURA A) CON AUMENTO DE 20X SE OBSERVA UNA PEQUEÑA PARTÍCULA RECTANGULAR, B) EL AUMENTO A 50X MUESTRA MÁS DEFINIDA ESTA PARTÍCULA.</b> .....	
<b>FIGURA 6.17. ANÁLISIS PUNTUAL SOBRE UNA PARTÍCULA RECTANGULAR, LO CUAL NOS DEMUESTRA QUE ES UN PRECIPITADO DE TiN.</b> .....	
<b>FIGURA 6.18. CURVA ESFUERZO-DEFORMACION REAL DE PROBETAS CORTADAS A 0° Y 90°.</b> .....	
<b>FIGURA 6.19. MUESTRAS PARA ANÁLISIS TÉRMICO DIFERENCIAL ANTES DE SER PULIDAS.</b> .....	
<b>FIGURA 6.20. TEMPERATURAS DE RECRISTALIZACION, A1 Y A3 DE UN ANÁLISIS TÉRMICO DIFERENCIAL. EN LAS ETIQUETAS SE SEÑALAN LAS TEMPERATURAS.</b> .....	
<b>FIGURA 6.21. TAMAÑO DE GRANO APROXIMADO DE 16 MM.</b> .....	
<b>FIGURA 6.22. PRECIPITADOS DE TiN.</b> .....	
<b>FIGURA 6.23. CURVA ESFUERZO-DEFORMACION REAL. ACERO IF RECOCIDO Y GALVANIZADO EN PLANTA.</b> .....	
<b>FIGURA 6.24. PROCESO DE CALENTAMIENTO EN UNA PROBETA DE TENSION.</b> .....	
<b>FIGURA 6.25. CURVAS DE CALENTAMIENTO DE LOS 2 EXPERIMENTOS DE RECOCIDO EN EL LABORATORIO.</b> .....	
<b>FIGURA 6.26. PRUEBA NÚMERO 1. TEMPERATURA PROGRAMADA Y COMPORTAMIENTO MEDIDO.</b> .....	
<b>FIGURA 6.27. PRUEBA NÚMERO 2. TEMPERATURA PROGRAMADA Y COMPORTAMIENTO MEDIDO.</b> .....	
<b>FIGURA 6.28. COMPARACION DE MICROESTRUCTURAS A) PRUEBA NO. 1, B) PRUEBA NO. 2 (SIMULACION DE PLANTA), C) ACERO PRODUCIDO EN PLANTA.</b> .....	
<b>FIGURA 6.29. ANÁLISIS DE % DE REDUCCION DE ESPESOR. MODELO 1: 41.6% DE REDUCCION DE ESPESOR MÁXIMO, MODELO 2: 36.3% DE REDUCCION DE ESPESOR MÁXIMO, MODELO 3: 35.4% DE REDUCCION DE ESPESOR MÁXIMO.</b> .....	
<b>FIGURA 6.30. SE REALIZÓ UN AJUSTE EN LA ESCALA DE INTENSIDADES PARA APRECIAR MEJOR LA COMPARACION ENTRE EL % DE REDUCCION DEL ADELGAZAMIENTO.</b> .....	

**FIGURA 6.31. DEBAJO DE CADA MODELO SE PRESENTA SU RESPECTIVO DIAGRAMA DE LÍMITE DE CONFORMADO. ....**

**FIGURA 6.32. CALIDADES DE ESTAMPADO. 1. CC, 2. CE, 3. EP, 4. EEP, 5. SEEP. LA ESTRELLA MARCA LO PRODUCIDO EN PLANTA, EL CUADRO MARCA LA PRUEBA DE RECOCIDO NÚMERO 1, EL TRIÁNGULO MARCA LA PRUEBA DE RECOCIDO NÚMERO 2. ....**

# LISTA DE TABLAS

<b>TABLA 2.1. PROPIEDADES MECÁNICAS TÍPICAS DE ACEROS MARTENSÍTICOS.</b>	25
<b>TABLA 3.1. PROPIEDADES MECÁNICAS DE DOS ACEROS, Ti-IF Y DQSK.</b>	28
<b>TABLA 3.2. PROPIEDADES DE ACEROS FERRÍTICOS PARA OPERACIONES DE ESTAMPADO.</b>	33
<b>TABLA 5.1. PROCESAMIENTO TERMO-MECÁNICO DE ACERO IF ESTABILIZADO CON TITANIO.</b>	66
<b>TABLA 5.2. DATOS OBTENIDOS DE LAS TEMPERATURAS EN LA SALIDA DE LA LAMINACIÓN EN CALIENTE Y TEMPERATURAS DE ENROLLADO.</b>	66
<b>TABLA 5.3. NÚMERO DE PRUEBAS PARA REALIZAR RECOCIDOS.</b>	75
<b>TABLA 5.4. ZONAS DENTRO DEL HORNO DE RECOCIDO, MARCADAS EN EL RECUADRO ROJO.</b>	79
<b>TABLA 5.5. DISEÑO DE EXPERIMENTOS DE RECOCIDO EN LABORATORIO.</b>	81
<b>TABLA 6.1. COMPOSICIÓN QUÍMICA ACERO IF ESTABILIZADO CON TITANIO.</b>	84
<b>TABLA 6.2. COMPOSICIÓN QUÍMICA DE LA PARTÍCULA.</b>	86
<b>TABLA 6.3. RESULTADOS DE MICRO DUREZA.</b>	89
<b>TABLA 6.4. RESULTADOS DE PRUEBA DE TENSIÓN PARA PROBETAS CORTADAS A 0° DEL SENTIDO DE LAMINACIÓN.</b>	91
<b>TABLA 6.5. RESULTADOS DE PRUEBA DE TENSIÓN PARA PROBETAS CORTADAS A 45° DEL SENTIDO DE LAMINACIÓN.</b>	93
<b>TABLA 6.6. RESULTADOS DE PRUEBA DE TENSIÓN PARA PROBETAS CORTADAS A 90° DEL SENTIDO DE LAMINACIÓN, LAMINACIÓN EN CALIENTE.</b>	95
<b>TABLA 6.7. RESULTADOS DE PRUEBA DE TENSIÓN, LAMINACIÓN EN CALIENTE.</b>	96
<b>TABLA 6.8. ANISOTROPÍA NORMAL Y ANISOTROPÍA PLANA DE LAMINACIÓN EN CALIENTE.</b>	96
<b>TABLA 6.9. MICRO DUREZA VICKERS, LAMINADO EN FRIO.</b>	99
<b>TABLA 6.10. PROPIEDADES MECÁNICAS DE PROBETAS CON ESTRUCTURA DEFORMADA.</b>	101
<b>TABLA 6.11. MICRO DUREZA DE IF RECOCIDO Y GALVANIZADO EN PLANTA.</b>	104
<b>TABLA 6.12. RESULTADOS DE LA PRUEBA DE TENSIÓN, ACERO IF PRODUCIDO EN PLANTA.</b>	106
<b>TABLA 6.13. ANISOTROPÍA NORMAL Y ANISOTROPÍA PLANA DE ACERO RECOCIDO Y GALVANIZADO EN PLANTA.</b>	107
<b>TABLA 6.14. TAMAÑO DE GRANO Y MICRODUREZA DE ACERO IF RECOCIDO EN LABORATORIO.</b>	108
<b>TABLA 6.15. PROPIEDADES MECÁNICAS DE PRUEBA DE RECOCIDO NÚMERO 1.</b>	113
<b>TABLA 6.16. ANISOTROPÍA NORMAL Y ANISOTROPÍA PLANA DE PRUEBA DE RECOCIDO No. 1.</b>	113
<b>TABLA 6.17. PROPIEDADES MECÁNICAS DE PRUEBA DE RECOCIDO NÚMERO 2.</b>	114
<b>TABLA 6.18. ANISOTROPÍA NORMAL Y ANISOTROPÍA PLANA DE PRUEBA DE RECOCIDO No. 2.</b>	114
<b>TABLA 6.19. COMPARACIÓN DE PROPIEDADES MECÁNICAS.</b>	115
<b>TABLA 6.20. PROPIEDADES MECÁNICAS DE CADA MODELO DE SIMULACIÓN. MODELO 1: PRODUCIDO EN PLANTA, MODELO 2: PRUEBA DE RECOCIDO 1, MODELO 3: PRUEBA DE RECOCIDO 2.</b>	116

# Referencias

- [1] B. Verlinden, J. Driver y I. Samajdar, *Thermomechanical Processing of Metallic Materials*, Elsevier, 2003.
- [2] Y. Weng y H. Dong, *Advanced Steels*, Springer, 2011.
- [3] D. Bhattacharya, «Metallurgical perspectives on Advanced Sheet steels for automotive applications,» de *Advanced Steels*, Springer, 2011, pp. 164-174.
- [4] I. Gupta y D. Bhattacharya, «Metallurgy of Vacuum Degassed Steel Products,» *TMS, Warrebdale*, p. 43, 1989.
- [5] S. S. J2329, «Categorization and Properties of low carbon automotive steel sheets,» de *SAE Warrendale*, 1997.
- [6] K. Ushioda, «International Forum for hysical Metallurhy of IF steels,» de *ISIJ*, Tokyo, 1994.
- [7] T. Asamura, «in International Symposium on Modern LC and ULC Sheet Steels for Cold Forming,» de *Process and Properties*, Aachen, 1998.
- [8] T. Senuma y K. Kawasaki, *ISIJ Int.*, vol. 34, nº 51, 1994.
- [9] S. Satoh, *Trans. ISIJ*, vol. 24, nº 838, 1984.
- [10] J. R. Fekete, D. C. Strugala y Z. Yao, «Advanced Sheet Steels for Automotive Applications,» *Journal of Materials*, pp. 17-21, 1992.
- [11] S. Hoile, «Processing and Properties of Mild Interstitial Free Steels,» de *Matreials Science and Technology*, Inglaterra, 2000.
- [12] L. J. Demeo, I. P. O' Reilly y Z. Simanovic, «Development of Interstitial Free Steels at Dofasco,» de *International Symposium on Interstitial Free Sheet*, Ottawa, 1991.
- [13] F. Stouvenot, F. Chatelain y D. Huin, «Kinetics of Decarburization ULC Steels In The Vacuum Tank Degasser at Sollac Frorange,» de *Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings*, EUA, 1997.
- [14] M. P. y G. T., «Vanadium In Interstitial Free Steels,» de *Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings*, EUA, 1997.
- [15] H. Takechi, «ISIJ International,» vol. 34, 1994.

- [16] L. Meyer, «International forum for physical metallurgy of IF steels,» de *The iron and steel institute of Japan*, Tokio, 1994.
- [17] R. Mendoza, J. Huante, . M. Alanis y C. Gonzaez Rivera, «Processing of Ultrafine Carbon Steels with Mechanical Properties,» *Materials Science and Engineering*, Vols. %1 de %21-2, nº 276, pp. 203-209, 2000.
- [18] J. Asensio, «Ferritic steels Optimization of hot-rolled textures through cold rolling and annealing,» 2001.
- [19] A. L. Delgado, Anisotropía de cinta de acero de bajo carbono laminado en caliente, UANL, 1999.
- [20] C. Devadas , I. V. Samarasekera y E. B. Hawbolt, «Met. Trans. A».
- [21] M. J. Luton y C. M. Sellars, *Acta Metall*, vol. 17, p. 1033.
- [22] H. J. MacQueen y S. Bergenson, *Met. Sci.*, vol. 6, p. 25.
- [23] S. F. Medina y J. E. Mancilla, *ISIJ Int.*, vol. 36, nº 8, p. 1070.
- [24] Humphreys y M. Hatherly, Recrystallization and Related Annealing Pheomena, Elsevier, 2004.
- [25] E. Lind y W. B. hutchinson, de *Int. Conf. on textures of Materials*, Germany, 1995.
- [26] P. V. Houtte, Textures and Microstructure, 1991.
- [27] H. Hayakawa, F. Furono y M. Shibata, *Trans. ISIJ*, vol. 23, 1983.
- [28] Y. B. Park, S. K. Chang y D. Raabe, de *ICOTOM*, Claustal.
- [29] L. S. Toth, *Metallurgical Transactions*, vol. 21, 1990.
- [30] P. Saenz, Ciencia e Ingeniería de Materiales, Dossat, 2000.
- [31] A. E-517, «Standard Test Method for Plastic Strain Ratio R for Sheet Metal».
- [32] H. Takechi, «Recent Developments in the Metallurgical technology of continuous annealing for cold-rolled and surface-coated sheet steels,» 1992.
- [33] W. Zhao-dong, «Effect of processing condition on texture and drawbility of a Ferritic Rolled and Annealed IF steel,» 2003.
- [34] H. Takechi, «International forum for physical metallurgy of IF steels,» de *ISIJ*, Tokyo, 1994.
- [35] H. Takechi, «in Microalloying '95 Conference Proceedings,» de *ISS, Warrendale*, 1995.



- [36] I. Itami, «SAE Paper No. 930783,» 1993.
- [37] M. Hua, C. I. Garcia y A. J. Deardo, «Met. Trans A.,» *TMS*, vol. 9, 1997.
- [38] M. Hua y C. I. Garcia, «Modern LC and ULC Sheet Steels for Cold Forming Processing and Properties,» de *Institute of Ferrous Metallurgy*, Aachen, 1990.
- [39] R. Hook, «Metallurgy of Vacuum Degassed Steel Products,» de *TMS*, Warrendale, 1990.
- [40] O. Hashimoto, «Proceedings-Advances in the Physical Metallurgy and Applications of Steels,» de *The Metals Society*, London, 1982.
- [41] L. Ruiz-Aparicio y C. I. Garcia, *Met. Trans.*, vol. 32, nº 417, 2001.
- [42] G. Krauss, D. O. Wilshynsky y D. K. Matlock, «Processing and Properties of Interstitial Free Steels,» de *International Symposium on Interstitial Free Steel*, Ottawa, 1991.
- [43] G. Arámburo Pérez, Efecto termomecánico y de recocido en aceros libres de elementos intersticiales estabilizado con titanio, UNAM, 2013.
- [44] K. Benerjee, «Physical Metallurgy and Drawability of Extra Deep Drawing and Interstitial Free Steels,» India.
- [45] de *Programa Transformar Modulo Procesos y Productos*.
- [46] «<http://www.eurotherm.es/industries/heat-treatment>,» [En línea].
- [47] G. Arámburo, Efecto termomecánico y de recocido en aceros libres de elementos intersticiales (IF) estabilizados con titanio, UNAM, 2013.