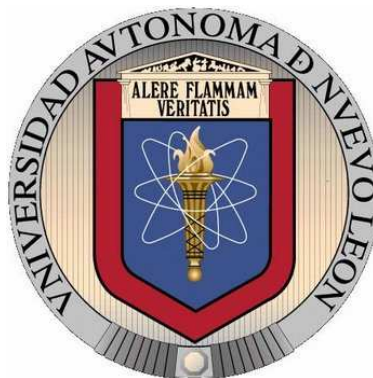


UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



“LAMINACION EN CALIENTE Y EN FRIJO DE ACEROS AL SILICIO PARA
APLICACIONES ELECTRICAS”

TESIS

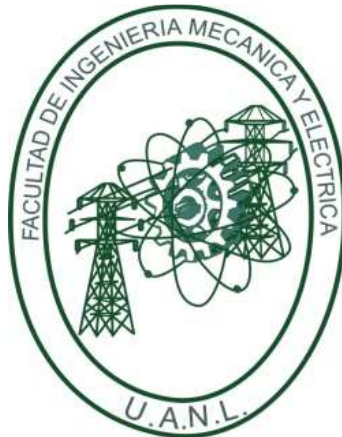
QUE PARA OBTENER EL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS
DE LA INGENIERIA MECANICA CON ESPECIALIDAD
EN MATERIALES

PRESENTA

DAGOBERTO SILVA FRANCO

SAN NICOLAS DE LOS GARZA, N.L.
ENERO DEL 2012

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



“LAMINACION EN CALIENTE Y EN FRIO DE ACEROS AL SILICIO PARA
APLICACIONES ELECTRICAS”

TESIS

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS
DE LA INGENIERIA MECANICA CON ESPECIALIDAD
EN MATERIALES

PRESENTA

DAGOBERTO SILVA FRANCO

SAN NICOLAS DE LOS GARZA, N.L.
ENERO DEL 2012

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA
DIVISION DE ESTUDIOS DE POSGRADO

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis “Laminación en caliente y en frío de aceros al silicio para aplicaciones eléctricas”, realizada por el alumno Dagoberto Silva Franco, matrícula 1260961, sea aceptada para su defensa de tesis como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales.

El Comité de Tesis

Asesor
Dra. Martha Patricia Guerrero Mata

Revisor
Dr. Luis Leduc Lezama

Revisor
Dr. Eduardo Valdés Covarrubias

Vo. Bo.
Dr. Moisés Hinojosa Rivera
División de Estudios de Posgrado

San Nicolás de los Garza, N.L.
Enero 2012

DEDICATORIA

A DIOS POR DARME UNA VIDA, SALUD Y FAMILIA.

*A MIS PADRES DAGOBERTO SILVA Y VERONICA FRANCO
POR TODO EL APOYO Y AMOR QUE ME BRINDAN.*

A MIS HERMANAS BRENDA, MARCELA Y NATALIA.

A CLAUDIA ROBLES, EL AMOR DE MI VIDA.

AGRADECIMIENTOS

Antes que nada, quiero agradecer a Dios por bendecirme con una familia como la que tengo, por darme salud y una vida la cual me ha permitido que hoy culmine con una etapa de mi formación académica.

A mis padres Dagoberto Silva y Verónica Franco que sin ellos no hubiese sido posible la realización de este trabajo, gracias por todo su APOYO y AMOR. Han sido para mí un ejemplo de esfuerzo y dedicación ya que su etapa laboral de 30 años culminada me impulsa a mí a salir adelante. Dios me los bendiga por muchos años más de vida. También a mis hermanas Brenda, Natalia y Marcela por su apoyo incondicional, este logro es nuestro!

Muy en especial quiero agradecer a una persona que cambio mi vida desde que la conocí, al amor de mi vida Claudia Robles. Eres especial en mí porque me has apoyado en todo momento, aún y cuando físicamente hemos estado muy lejos uno del otro, por tu comprensión en los días que no podíamos vernos ya que tenía que hacer trabajos de la escuela. Pero sobre todo, por tu inagotable amor y por darle magia a mi vida. Te Amo.

A la Dra. Martha P. Guerrero por darme la oportunidad de trabajar en este proyecto, gracias por sus consejos y apoyo a pesar de las dificultades que nos encontramos en el inicio del proyecto. Además de permitirme conocer la experiencia de estudiar en el extranjero.

Al profesor Rafael Colás y la Dra. Adriana Salas por su orientación y ayuda en las dudas académicas de este trabajo, así como también al Dr. Luis Leduc por el tiempo que me brindó para orientarme en todo lo relacionado con laminación de aceros.

Al profesor Yvan Houbaert de la Universidad de Gante, por haberme recibido como estudiante en Bélgica y por todo el apoyo para realizar la etapa experimental de este proyecto, así mismo, a la Dra. Ivonne Infante por la ayuda brindada en la Universidad y por hacer de mi estancia en Bélgica muy agradable.

A todos mi compañeros y amigos del DIMAT que son de mi generación y que juntos aprendimos y vivimos muchas experiencias. En especial a Luis Barboza, Néstor Villalón, Edgar Santillán, Eduardo Valverde, Azael Torres, Arturo Salinas, Edith Hernández, Rebeca Morales, Karla Rivera, Joel Ortiz, Pedro Paramo, Osiel Flores y Gaby Martínez. A mi compañero Jesús Sandoval por todos consejos para realizar mi estancia en la Universidad de Gante, Bélgica; ya que fueron muy útiles.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología por haberme brindado la beca y apoyado en la realización de este trabajo.

INDICE

CAPÍTULO 1	
“INTRODUCCIÓN”	1
CAPÍTULO 2	
“ASPECTOS GENERALES DE LOS ACEROS AL SILICIO”	4
2.1 Aceros eléctricos de grano orientado	4
2.1.1 Proceso de manufactura en aceros eléctricos de grano orientado	5
2.2 Aceros eléctricos de grano no-orientado	7
2.2.2 Proceso de manufactura en aceros eléctricos de grano no-orientado	8
2.3 Propiedades mecánicas y magnéticas de acuerdo al contenido de silicio	10
2.3.1 Efecto de precipitados e inclusiones sobre las propiedades magnéticas	12
2.3.2 Efecto de los límites de grano sobre las propiedades magnéticas	13
2.3.3 Efecto de dislocaciones y esfuerzos sobre las propiedades magnéticas	14
2.4 Influencia de los elementos aleantes	15
2.5 Transformación de fase en aceros al silicio	18
CAPÍTULO 3	
“DEFORMACIÓN PLÁSTICA EN ACEROS”	21
3.1 Aspectos generales	21
3.2 Energía almacenada por deformación	22
3.3 Plasticidad en cristales	24
3.3.1 Deslizamiento y maclado	24
3.3.2 Deformación en policristales	25
3.4 Metales que se deforman por deslizamiento	26
3.4.1 Microestructuras deformadas por deslizamiento en metales	26
3.5 Metales que se deforman por maclado	28
3.6 Diferencias en deformación por deslizamiento y por maclado	29
3.7 Deformación en estructuras de dos fases	30
CAPÍTULO 4	
“LAMINACIÓN DE PRODUCTOS PLANOS”	31
4.1 Historia de la Laminación	31
4.2 Compresión plana	33
4.3 Molinos de laminación	36
4.3.1 Tipos de molinos de laminación	36
4.4 Proceso de laminación	39
4.4.1 Laminación en caliente de aceros	39
4.4.2 Laminación en frío de aceros	39
4.5 Mecánica del proceso de laminación	40
4.5.1 Productos planos	41
4.5.2 Cálculo para la fuerza de laminación	45
4.5.3 Teoría de laminación de Sims	46
CAPÍTULO 5	
“MECANISMOS DE RESTAURACIÓN MICROESTRUCTURAL”	47
5.1 Recuperación en metales	47
5.1.1 Aspectos generales	47
5.1.2 Factores que afectan el grado de recuperación en metales	47
5.1.3 Mecanismos de recuperación en metales	48
5.1.3.1 Aniquilación de dislocaciones	49
5.1.3.2 Arreglo de dislocaciones en configuraciones de menor energía	49
5.1.4 Recuperación estática	51
5.1.5 Recuperación dinámica	52
5.2 Recristalización	54

5.2.1 Recristalización estática	57
5.2.2 Recristalización dinámica	58
5.2.3 Recristalización metadinámica	60
5.3 Crecimiento de grano	61
5.3.1 Factores que afectan el crecimiento de grano	63
CAPÍTULO 6	
“PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL”	64
6.1 Fundición del acero	64
6.1.1 Material de estudio	64
6.1.2 Características del horno de inducción y del molde para fundición	64
6.1.3 Condiciones de fundición y vaciado del metal	66
6.2 Proceso de Laminación	67
6.2.1 Características operacionales del molino de laminación	67
6.2.2 Laminación en caliente	68
6.2.2.1 Corte de piezas para el primer laminado en caliente	68
6.2.2.2 Primer programa de laminación en caliente	70
6.2.2.3 Corte de piezas para la segunda laminación en caliente	72
6.2.2.4 Segundo programa de laminación en caliente	73
6.2.3 Laminación en frío	75
6.2.3.1 Corte de piezas para Laminación en Frío	75
6.2.3.2 Decapado de piezas	76
6.2.3.3 Programa de laminación en frío	78
6.3 Análisis microestructural de piezas laminadas en frío y caliente	79
6.3.1 Extracción de muestras	79
6.3.2 Preparación metalográfica	80
6.3.3 Determinación del tamaño de grano	81
6.4 Obtención de temperaturas críticas de transformación en aleaciones Fe-Si	83
6.4.1 Muestreo del análisis térmico en horno eléctrico	83
6.4.1.1 Programa experimental del análisis térmico por horno eléctrico	84
6.4.2 Muestreo del análisis térmico por DTA (Differential Thermal Analysis)	85
6.4.2.1 Programa experimental del análisis térmico por DTA	86
6.4.3 Obtención de temperaturas críticas en horno eléctrico y DTA	87
CAPÍTULO 7	
“ANÁLISIS DE RESULTADOS Y DISCUSIÓN”	89
7.1 Laminación en caliente	89
7.1.1 Temperaturas y fuerzas de laminación en aleaciones Fe-Si del primer programa de laminación en caliente	89
7.1.2. Temperaturas y fuerzas de laminación en aleaciones Fe-Si del segundo programa de laminación en caliente	92
7.1.3. Esfuerzo promedio del material por teoría de laminación de Sims del primer programa de laminación en caliente	94
7.1.4. Esfuerzo promedio del material por teoría de laminación de Sims del segundo programa de laminación en caliente	95
7.1.5. Afectación microestructural del contenido de silicio en aleaciones Fe-Si del primer programa de laminación en caliente	97
7.1.6. Afectación microestructural del contenido de silicio en aleaciones Fe-Si del segundo programa de laminación en caliente	99
7.1.7. Tamaño de grano en función del contenido de silicio en aleaciones Fe-Si del primer programa de laminación en caliente	102
7.1.8. Tamaño de grano en función del contenido de silicio en aleaciones Fe-Si del segundo programa de laminación en caliente	103
7.2. Laminación en frío	107
7.2.1. Microestructura heterogénea a través del espesor de la cinta de acero	107
7.3. Análisis Térmico	108
7.3.1 Transformación austenita γ - α ferrita en aleaciones Fe-Si	108
7.3.2 Regiones de fase ferrita y austenita en aleaciones Fe-Si	115
7.4 Discusión	117

CAPÍTULO 8	
“CONCLUSIONES FINALES Y RECOMENDACIONES”	122
8.1 Conclusiones	122
8.2 Recomendaciones	124
ANEXO 1	126

CAPÍTULO 1:

“INTRODUCCIÓN”

Los aceros eléctricos son los materiales ferromagnéticos más importantes usados para la construcción de una amplia variedad de maquinaria que utilizan corriente alterna debido a la facilidad que presentan estos aceros para ser magnetizados en varias direcciones. Estos son usados como delgadas laminillas para transportar el flujo magnético en el núcleo de las máquinas rotativas y transformadores. Los aceros eléctricos son utilizados en muchas aplicaciones, sus propiedades magnéticas más importantes son permeabilidad y pérdidas por núcleo, las cuales varían significativamente con el fin de cumplir el precio y calidad de la demanda.

En el campo de los aceros usados como materiales núcleo en equipos eléctricos, los aceros se clasifican como de grano orientado (*GO*) y de grano no-orientado (*NO*), ambos conteniendo silicio y aceros laminados con poco o nada de silicio.

Los aceros laminados son aleados con 0.2 a 0.8% Mn y con 0.03 a 0.15% P, por razones de resistividad y maquinabilidad; contenidos de carbon hasta 0.08% se usan para aplicaciones de corriente alterna en que las propiedades magnéticas no son muy críticas como aparatos domésticos (1).

Los aceros eléctricos de grano orientado con una uniforme orientación de cristales en la dirección de laminado (textura cristalográfica) son producidos para aplicaciones donde especialmente pequeñas pérdidas magnéticas son

importantes y en donde es importante la permeabilidad ó polarización como en los transformadores de salida, transformadores de distribución pública y transformadores de potencia. La orientación uniforme de los cristales causa un comportamiento altamente anisotropico.

Los aceros eléctricos de grano no-orientado con propiedades tan isotrópicas como sea posible son producidos para aplicaciones en la industria de la ingeniería eléctrica donde el flujo magnético no depende de una dirección específica y por lo tanto iguales propiedades son requeridas en todas las direcciones. Estos aceros son usados principalmente en generadores, motores eléctricos, relevadores y transformadores de campana. Los aceros de grano no orientado son además clasificados, en aceros completamente procesados y semi-procesados. Generalmente contienen concentraciones de Si-Al menores a 4% y tienen relativamente propiedades isotrópicas (2).

El desempeño magnético de un acero eléctrico de alguna aplicación en particular depende de su microestructura, textura cristalográfica, composición química y condiciones mecánicas de las laminaciones en el nucleo. Por ello, en este trabajo se presenta un análisis microestructural de aceros laminados en caliente y en frío con concentraciones de silicio de 0.5, 1, 1.5, 2, 2.5, y 3 %Si en el cual el estudio se centra en el efecto del contenido de silicio sobre la microestructura del acero al sufrir estos los procesos de laminación en caliente y en frío. De los procesos de laminación en caliente, se hace un estudio sobre las resistencias a la deformación del material en función de la temperatura, haciendo uso de teorías de laminación con lo cual se pretende correlacionar el análisis microestructural realizado.

Dependiendo del contenido de silicio, los aceros eléctricos pueden llegar a presentar una transformación de fase (austenita γ - ferrita α) al ser procesados durante la laminación en caliente. De esta transformación de fase, dependen en gran medida sus propiedades mecánicas ya que esta transformación esta

asociada a una pérdida en ductilidad durante la deformación a alta temperatura como se ha estudiado en trabajos anteriores (3; 4). El carbono es un elemento que tiende a ampliar la zona de austenita dependiendo de su concentración, con lo cual la deformación se puede efectuar en una sola fase (5). Es por esto, que es muy importante conocer las temperaturas de transformación de los aceros al silicio y por ello en este trabajo se calculan las temperaturas de transformación $\gamma - \alpha$ en las seis aleaciones binarias Fe-Si descritas en el párrafo anterior así como también las temperaturas de Curie en relación con el contenido de silicio.

La estructura del presente trabajo se centra en cinco primeros capítulos donde se hace una revisión de literatura y se detallan las explicaciones teóricas ya encontradas de los aspectos generales de aceros al silicio, deformación en metales, laminación en caliente y en frío, así como de mecanismos de restauración microestructural en metales; dichos temas conforman el sustento del presente trabajo. Posteriormente se detalla en un capítulo, los aspectos relacionados con el procedimiento experimental realizado en la Universidad de Gante, Bélgica y así mismo, un capítulo dedicado para el análisis de resultados y discusión. Finalmente se hace una conclusión de los resultados obtenidos y las recomendaciones pertinentes en base a lo visto en el presente trabajo.

CAPÍTULO 2:

“ASPECTOS GENERALES DE LOS ACEROS AL SILICIO”

2.1 Aceros eléctricos de grano orientado

Este material fue desarrollado por el metalurgista americano Norman Goss en 1933. El descubrió que la laminación en frío de un acero al silicio con recocidos intermedios, más un recocido final a alta temperatura; producía piezas laminadas con mucho mejor propiedades magnéticas en la dirección de laminación que piezas laminadas en caliente por el proceso convencional. Esta mejora en las propiedades magnéticas fue debido a la obtención de una textura magnéticamente favorable producida en una segunda recristalización durante el recocido a alta temperatura (6).

Esta fuerte textura magnéticamente favorable ocasiona que estos aceros sean altamente anisotrópicos debido a esta textura cristalográfica llamada Goss ($\{110\} \langle 001 \rangle$). Las más bajas pérdidas de núcleo y más alta permeabilidad son obtenidas cuando el flujo magnético es paralelo a la dirección de laminado. Esto es debido a que en la dirección de laminado contiene una alta densidad de direcciones de fácil magnetización, es decir; las direcciones $\langle 100 \rangle$. Los aceros eléctricos de grano orientado son usados en diseños magnéticos donde el flujo magnético corresponda a la dirección de laminado, como en el caso de transformadores y circuitos magnéticos. Estos aceros contienen cerca del 3% Si y tienen un muy bajo contenido de carbono ($<0.005\%$). Los espesores convencionales son de 0.27, 0.30 y 0.35 mm, aunque aceros recientemente desarrollados (para aplicaciones de alta frecuencia) cuentan con menos espesor (1).

2.1.1 Proceso de manufactura en aceros eléctricos de grano orientado

El proceso de manufactura de aceros eléctricos de grano orientado está basado en dos etapas del laminado en frío mientras que para altamente orientados está basado en una etapa de laminación en frío con un alto grado de deformación (7). La Fig. 2.1a muestra el proceso convencional de fabricación para aceros eléctricos de grano orientado. Durante la fundición y el refinamiento del acero, los elementos principales como silicio, carbono, manganeso son cuidadosamente controlados y las impurezas residuales son mantenidas en bajas cantidades como sea posible. Después del vaciado, un precalentamiento a alta temperatura (1100-1350°C) se lleva a cabo para disolver los precipitados formados (AlN ó MnS). Después del laminado en caliente, el acero se lleva a la línea de decapado con HCl para remover las capas de óxido formadas. Durante el recocido en banda caliente (*hot band annealing*), la precipitación es cuidadosamente controlada. Un recocido intermedio entre las dos etapas de laminación en frío es empleado. La descarburización es después llevada a cabo en una atmósfera mezclada de hidrógeno y vapor de agua H₂-H₂O a una presión parcial controlada $p(\text{H}_2\text{O})/p(\text{H}_2)$ en el rango de temperaturas de 700 a 900°C con el fin de reducir el contenido de carbono (8). El proceso de descarburización consiste en:

- Difusión de carbono a la superficie del acero
- Transportar vapor de agua a la superficie del acero y el equilibrio en el límite de fase acero-mezcla de gas.
- Disociación de moléculas de vapor de agua en hidrógeno y oxígeno así como la adsorción sobre la superficie del acero.
- Oxidación del carbono
- Oxidación del hierro y elementos aleantes

Tal proceso de descarburización procede de la siguiente reacción (9):
 $[\text{C}]_{\text{Fe}} + \text{H}_2\text{O}(\text{g}) = \text{CO}(\text{g}) + \text{H}_2(\text{g})$.

Después de la descarburización, el acero es recubierto con MgO con el fin de que éste no se adhiera a otro durante el recocido en alta temperatura que es llevado a cabo a una temperatura de 1100-1200°C en una atmosfera seca de H₂. Los precipitados AlN ó MnS, que inhiben el crecimiento de grano, son disueltos en las primeras etapas de esta operación de recocido lo cual origina la textura Goss {110} <001> en aceros eléctricos de grano orientado (8). El acero después es recubierto principalmente de MgO para reducir las pérdidas por corrientes eddy y la oxidación antes del laminado en caliente. Finalmente, las áreas dañadas son removidas por corte.

El proceso de la temperatura en el precalentamiento del planchón difiere del proceso convencional debido a que hay dos tipos más de procesos para el precalentamiento a baja temperatura. Figura 2.1b muestra el proceso de laminación en frío en dos etapas en que los planchones son precalentados a 1300-1250°C para el tratamiento térmico de solución. La precipitación es cuidadosamente controlada en el recocido en banda caliente y la descarburización es desempeñada entre las dos etapas de laminado en frío. El acero es después recubierto con MgO después del recocido (recuperación) a 600°C, y después el recocido a alta temperatura se lleva a cabo en una atmosfera seca de H₂. El propósito del recocido (recuperación) después de la segunda laminación en frío es controlar la fuerza motriz que determina el tamaño de grano primario antes de la recristalización secundaria.

El otro proceso de fabricación a baja temperatura de precalentamiento es mostrado en la Fig. 2.1c. Los planchones son precalentados a 1150°C sin tratamiento térmico de solución. Después del recocido en banda caliente a 1150°C, la bobina de acero es enrollada. Después la descarburización se lleva a cabo junto con la operación de nitrurado el cual tiene como objetivo agregar nitrógeno como inhibidor antes de la recristalización secundaria durante el recocido en alta temperatura (8).

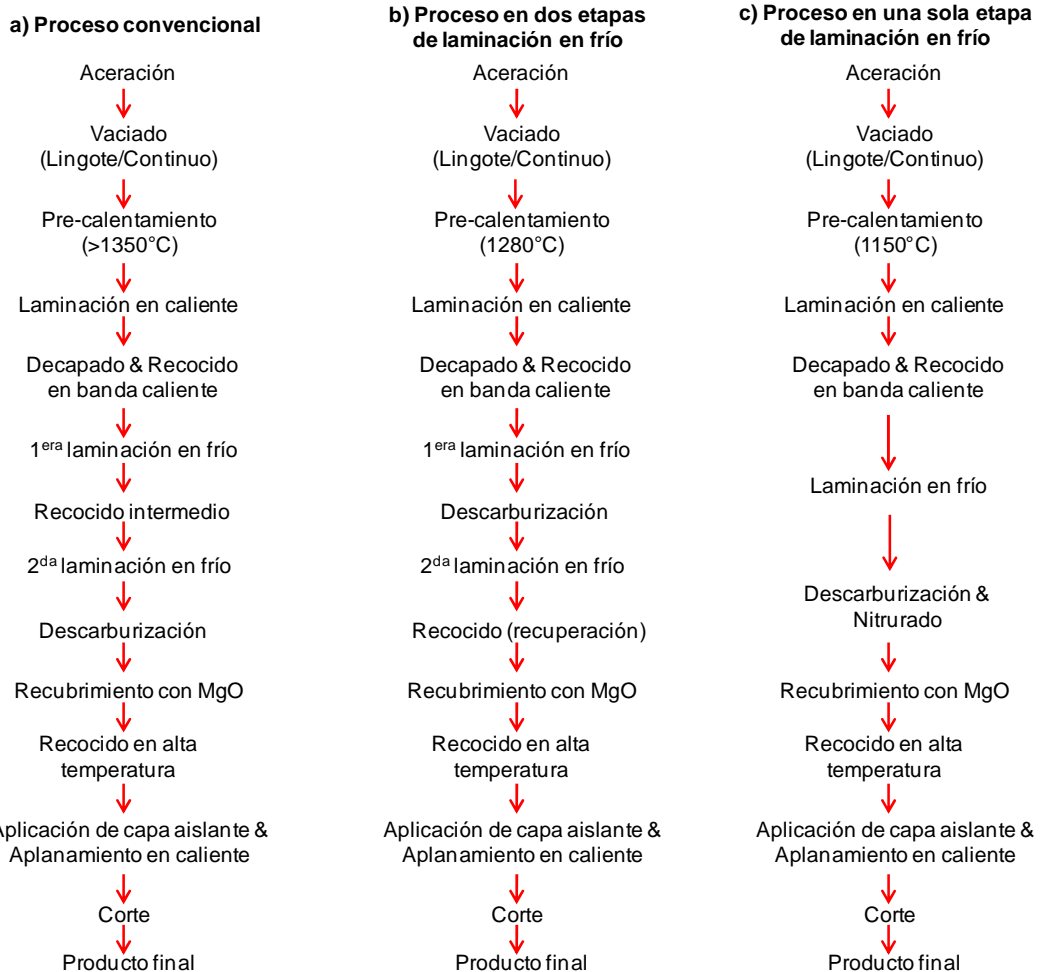


Fig. 2.1. Procesos de fabricación en aceros eléctricos de grano orientado. a) proceso convencional, b) método en dos etapas de laminación en frío a una baja temperatura de precalentamiento y c) método en una etapa de laminación en frío a una baja temperatura de precalentamiento.

2.2 Aceros eléctricos de grano no-orientado

Este acero fue desarrollado por el metalurgista inglés Robert Hadfield en 1900 y pronto llegó a ser el material preferido para núcleos de grandes transformadores, motores y generadores (6).

Los aceros de grano no-orientado generalmente tienen contenidos de silicio más aluminio (Si + Al) menores al 4% y propiedades isotrópicas menores. Por lo tanto, éstos son usados en los núcleos de los generadores, motores y de pequeños transformadores. Son preferentemente usados por encima de los aceros laminados aleados para aplicaciones donde los requerimientos de las

propiedades justifiquen el alto costo del material. Son manufacturados y vendidos en condiciones completamente procesados ó como semiprocesados (1).

Los aceros de grano no-orientado completamente procesados recocidos en plantas de acero pueden ser usados sin ningún recocido adicional en las plantas de los clientes y son usualmente aleados con silicio. Estos son tratados usando un recocido continuo a alta temperatura y subsecuentemente recubiertos de un aislante eléctrico antes de que sea entregado al cliente. Los aceros de grano no-orientado semiprocesados son continuamente recocidos en temperaturas relativamente bajas y entregados a los clientes después de una deformación plástica superficial (Temper rolling) con menos del 12% de reducción. Éstos no pueden ser usados sin un tratamiento de recocido en las plantas de los clientes debido a que este tratamiento permite desarrollar las propiedades magnéticas requeridas. El mejoramiento en las propiedades magnéticas después del tratamiento térmico hecho por los clientes es asociado con el crecimiento de grano estimulado a través de la migración de los límites de grano por deformación inducida.

Las propiedades magnéticas requeridas para los aceros eléctricos son bajas pérdidas de núcleo, alta inducción magnética y alta permeabilidad magnética. Estas propiedades magnéticas de aceros eléctricos de grano no-orientado son influenciadas por el tamaño de grano y la textura cristalográfica (10).

2.2.2 Proceso de manufactura en aceros eléctricos de grano no-orientado

Los aceros eléctricos de grano no-orientado son producidos por un proceso más convencional comparado con los aceros eléctricos de grano orientado. Como se menciona en la sección 2.2, estos aceros son clasificados en dos tipos: materiales completamente procesados y materiales semi-procesados. Los materiales completamente procesados pueden ser usados por los clientes sin ningún tratamiento de recocido realizados por ellos. Éstos son continuamente

recocidos en alta temperatura y subsecuentemente reciben un recubrimiento aislante antes de ser entregados a los clientes. Aún cuando las propiedades magnéticas no son tan buenas como en los de grano orientado, éstos presentan menos textura cuando son comparados con los de grano orientado, haciéndolos más apropiados para su uso en maquinaria eléctrica rotacional tal como generadores y motores. Éstos presentan una muy buena maquinabilidad, asociada al contenido de silicio, el tamaño de grano y el tipo de recubrimiento aislante.

Por otro lado, materiales semi-procesados son continuamente recocidos a temperaturas relativamente bajas y entregados a los clientes después de un laminado superficial (Temper rolling como se le conoce en inglés) con una reducción menor al 12%. Éstos usualmente tienen una mejor maquinabilidad aunque no pueden ser usados sin un tratamiento de recocido en las plantas de los clientes con el fin de desarrollar las propiedades magnéticas requeridas. Éste tratamiento térmico tiene muchos efectos. El primero es que produce un tamaño de grano grueso debido a una deformación crítica impartida por el laminado superficial que mejora las propiedades magnéticas. Éste mejoramiento en las propiedades magnéticas es obtenido a través de la migración en límites de grano por deformación inducida durante el tratamiento de recocido realizado por los clientes. Segundo, una ligera oxidación que provee aislamiento eléctrico entre las laminaciones en un apilamiento, limitando la formación de corrientes eddy en un equipo de corriente alterna. Tercero, es que la descarburización puede ser facilitada por el uso de una atmosfera controlada. La Fig. 2.2 muestra el proceso de manufactura de aceros eléctricos de grano no-orientado.



Fig. 2.2. Procesos de fabricación en aceros eléctricos de grano no-orientado para a) materiales completamente procesados, b) materiales semi-procesados.

2.3 Propiedades mecánicas y magnéticas de acuerdo al contenido de silicio

Se ha comprobado por trabajos anteriores que la adición de silicio a hierro resulta en un incremento en la permeabilidad, causando una disminución en pérdidas por histéresis y un aumento en la resistividad eléctrica lo cual causa una reducción en las pérdidas por corrientes eddy. Por lo tanto, la presencia de silicio como un elemento de aleación estabiliza el acero con respecto al deterioro con el tiempo de las propiedades magnéticas (6).

La adición de silicio al hierro tiene los siguientes efectos benéficos sobre las propiedades magnéticas:

- La resistencia eléctrica aumenta, causando una marcada reducción en las corrientes eddy y por lo tanto en pérdidas.
- La anisotropía magnetocristalina disminuye, causando un incremento en permeabilidad.
- La magnetostricción disminuye, permitiendo un menor cambio dimensional con la magnetización y desmagnetización y una menor sensibilidad al esfuerzo de las propiedades magnéticas.

Por otro lado, adiciones de silicio disminuyen la inducción a la saturación y suelen hacer a la aleación más frágil, de tal manera que ésta llega a ser más difícil para laminar cuando el contenido de silicio es mucho mayor a 3% Si. En cuanto a propiedades mecánicas, se ha comprobado en trabajos anteriores que conforme se aumenta el contenido de silicio, la ductilidad disminuye. La Fig. 2.3 muestra el efecto de silicio sobre las propiedades antes mencionadas; el porcentaje de elongación en el ensayo de tensión es una medida de ductilidad (6).

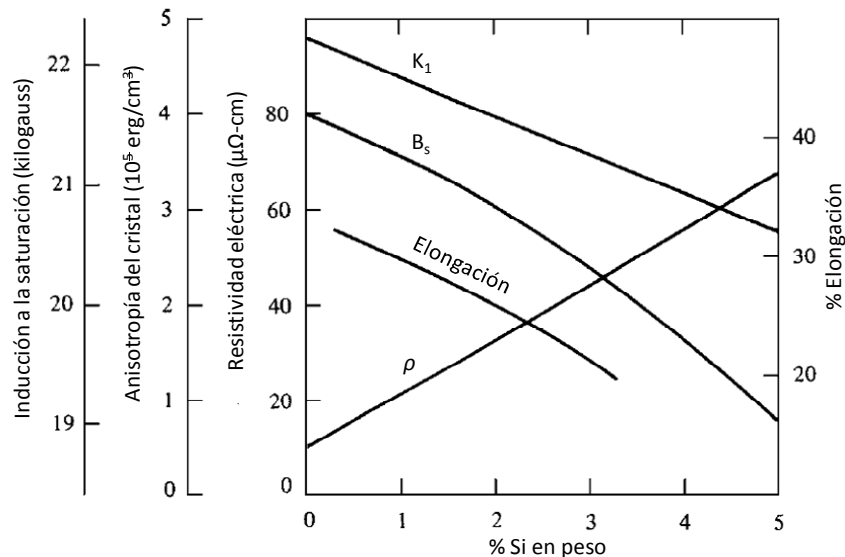


Fig. 2.3. Información sobre: constante K_1 de la anisotropía magnetocristalina, inducción a la saturación B_s , resistividad eléctrica ρ y porcentaje de elongación para cinta de acero al silicio policristalina con espesor de 0.47 mm (6).

En general, los aceros al silicio con 3% Si son los más usados aunque mayores contenidos de Si proporcionen un aumento en la resistividad eléctrica y una

disminución en pérdidas de núcleo. Sin embargo, éstos no son usados ya que se derivan problemas al hacer una aleación frágil, de tal manera que llega a ser difícil de laminar cuando los contenidos de silicio son iguales o mayores a 3.2% (4). Esta limitada ductilidad es principalmente debida a la presencia de dos fases ordenadas conocidas como B2 (FeSi) y D0₃ (Fe₃Si). Por esta razón la producción en masa de acero al silicio conteniendo más que el 5% Si no es común por los procedimientos tradicionales de laminado en caliente y en frío, por lo cual, muchos métodos han sido desarrollados para obtener alto silicio en el acero sin laminación en frío, entre ellos se encuentran la Deposición Química por Vapor (Chemical vapor deposition, CVD; por sus siglas en ingles) que ya está a una producción industrial real en Japón (11).

También ya se han estudiado los efectos de silicio sobre la recristalización primaria de aceros al silicio de grano orientado conteniendo MnS y AlN como inhibidores. Se concluye que un incremento en el contenido de silicio conduce a una reducción en el tamaño de grano primario así como también un aumento en la intensidad del componente {110} lo cual origina un mejoramiento en las propiedades mecánicas (12). Como resultado no habría recristalización secundaria cuando el contenido de silicio aumenta a 3.7% Si (13).

2.3.1 Efecto de precipitados e inclusiones sobre las propiedades magnéticas

Los precipitados son conocidos por ser perjudiciales en las propiedades magnéticas debido a que éstos obstaculizan el movimiento de los dominios y por lo tanto aumentan las pérdidas por histéresis. Esto es debido a que los precipitados tienen propiedades magnéticas que difieren de la matriz, es decir; se comportan como si éstos fueran no-magnéticos. Como resultado, cuando un precipitado es insertado en una pared de dominio la energía total del sistema disminuye, en parte debido a la disminución en la superficie de la pared del dominio, pero en mayor parte por consecuencia de la importante caída de la energía magnetostática. El último efecto resulta del hecho que la distancia entre los polos magnéticos libres en la superficie de un precipitado no

magnético es mucho menor para una partícula en una pared de dominio que para una partícula en un dominio. Entre mayor sea la reducción del sistema es cuando un precipitado es incluido en alguna pared de un dominio, por lo que la fuerza de anclaje de la partícula es mayor. Ya que la presencia de polos libres sobre la superficie de un partícula aumenta la energía magnetostática del campo desmagnetizante alrededor de éste, y es proporcional al volumen de la partícula, la fuerza de anclaje aumenta con partículas de mayor tamaño (1; 6; 14; 15).

A pesar de que los precipitados por lo general presenten efectos perjudiciales para las propiedades magnéticas en los aceros eléctricos, cabe señalar que éstos son usados en la manufactura de aceros eléctricos de grano orientado tal como se menciona en la sección 2.1.1. La precipitación de AlN (nitruro de aluminio) y MnS (sulfuro de manganeso) durante la laminación en caliente, son principalmente usados para el control de la textura en aceros eléctricos de grano orientado ya que éstas partículas de ~50-100nm juegan un rol muy importante en la formación de la textura Goss ya que inhiben el crecimiento de grano obtenido de la recristalización primaria en las primeras etapas del recocido final a alta temperatura. Los granos finos obtenidos proveen la fuerza motriz para la recristalización secundaria una vez que han alcanzado un tamaño de partícula mayor a 100nm (8; 9).

2.3.2 Efecto de los límites de grano sobre las propiedades magnéticas

Los límites de grano pueden obstaculizar el movimiento de las fronteras de los dominios en dos formas:

- Por un efecto directo que ocurre en límites puros (libre de impurezas) y depende en la diferencia en orientación entre granos vecinos.
- Por un efecto indirecto debido a la presencia de segregación de átomos, precipitados e inclusiones en los límites de grano.

La diferencia en orientación entre dos átomos vecinos implica que la dirección de fácil magnetización cambia en el límite de grano. Generalmente esto da lugar a la presencia de polos libres en el límite de grano. De la misma forma fue explicado para partículas (sección 2.3.1), la alta energía magnetostática asociada con estos polos libres puede ser disminuida por la formación de dominios secundarios. Estos dominios obstaculizan el movimiento de las paredes de los dominios y por lo tanto resultan en un incremento en la pérdida por histéresis y en una disminución de la permeabilidad a bajos campos magnéticos (1; 16). Un tamaño de grano más fino no solo implica que más anclaje de dominios secundarios estarán presentes en el acero. Esto también implica un refinamiento de los dominios dentro de los granos y debido a esto un incremento en el número de paredes de dominio. Cuando más paredes de dominios están disponibles, la velocidad de su movimiento durante la magnetización puede ser más baja para un cambio dado del campo magnético aplicado. Como resultado las pérdidas por corrientes eddy disminuyen cuando los granos y por lo tanto los dominios son más finos. Estudios anteriores han mostrado que la influencia del tamaño de grano sobre la pérdida por corrientes eddy son mucho menores que las pérdidas por histéresis. Por lo tanto, debido al efecto opuesto del tamaño de grano sobre las pérdidas por histéresis y corrientes eddy, existe un tamaño de grano óptimo dando la más bajas pérdidas totales (16).

2.3.3 Efecto de dislocaciones y esfuerzos sobre las propiedades magnéticas

Además de precipitados, inclusiones y límites de grano; regiones no-homogéneas de esfuerzos también obstaculizan el movimiento de las paredes de los dominios. El acoplamiento magnetostrictivo (es decir, el acoplamiento entre deformación y magnetización) causa una interacción que ocurre entre estas regiones y los momentos magnéticos. Esto resulta en barreras de energía local en el que el movimiento de las paredes de los dominios tienen que superar. Regiones de esfuerzo en el material pueden ser de naturaleza

macroscópica ó microscópica. Esfuerzos macroscópicos heterogéneos son por ejemplo debidos a deformación plástica no-uniforme, dando lugar a regiones macroscópicas de tensión y compresión. Ejemplos de esfuerzos microscópicos heterogéneos son los campos de esfuerzos debido a la formación de dominios magnéticos y de aquellos alrededor de las dislocaciones (1).

2.4 Influencia de los elementos aleantes

El carbono es un elemento perjudicial para los aceros eléctricos debido al envejecimiento magnético. Aunque el carbono es agregado para el control del crecimiento de las dendritas durante el recalentamiento del planchón, también para aumentar la transformación de austenita durante el laminado en caliente. Sin embargo, un tratamiento térmico de decarburización debe ser llevado a cabo antes de la recristalización secundaria en el recocido a alta temperatura por su contribución al empeoramiento en las propiedades magnéticas (17).

Con contenidos de carbono menores a 0.02%C, las aleaciones Fe-Si tienen un lazo gama extendiéndose hasta cerca de 2.5% Si (Fig. 2.4). La composición básica de aceros al silicio comerciales de grano orientado con alta permeabilidad son de 3% Si y 0.07%C. Esta combinación de elementos es conocida debido a que expande el lazo de gamma, el cual se ha encontrado que un contenido de carbón de 0.07% extiende el lazo de gamma en aleaciones puras de Fe-Si de 2.5 % a 6.5% Si, con una cantidad máxima de austenita aprox. a 1150°C. La mayor influencia del contenido de carbono sobre la cantidad de austenita presente en un acero de 3.25% Si como se muestra en la Fig. 2.5 (5).

Se ha encontrado en trabajos anteriores que el aluminio es otro elemento aleante que afecta el lazo de austenita, esto se dio en un acero de 0.6%Si y con la variación de aluminio entre 0.22 y 0.61%Al. A mayor cantidad de contenido de aluminio, causó un incremento de 25°C en la temperatura a la cual la fase austenita empezó a descomponerse en ferrita durante el enfriamiento y una

disminución cerca de 10°C en el rango de temperaturas donde la austenita y la ferrita coexisten (3).

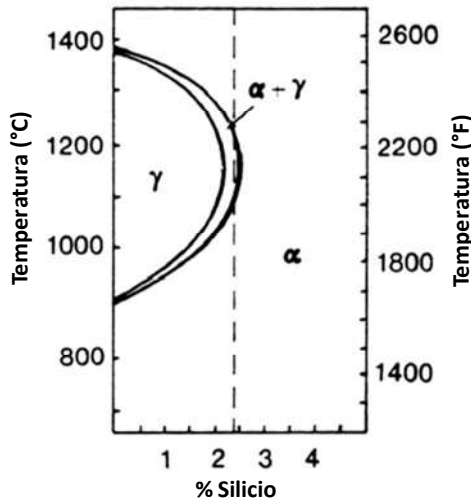


Fig. 2.4. Diagrama Fe-Si para aleaciones conteniendo 0.01-0.02%C (5).

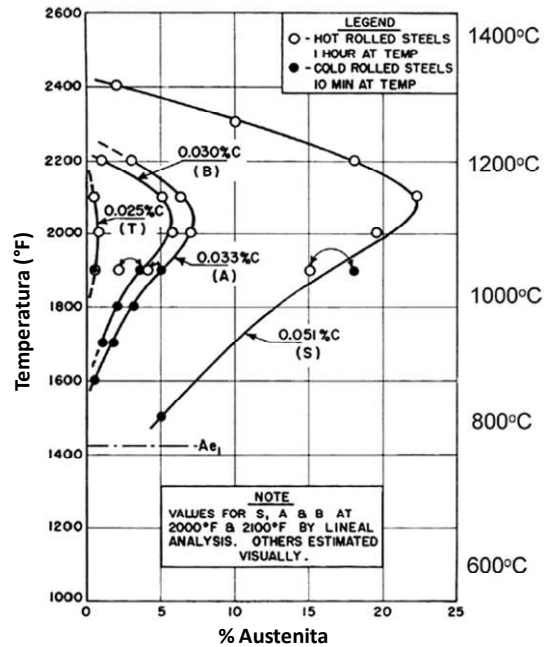


Fig. 2.5. Diagrama Fe-Si para aleaciones conteniendo 0.01-0.02%C (5).

La adición de elementos aleantes podría cambiar la forma en que el C, N y S están presentes en el acero. Generalmente se utilizan inhibidores de grano en aceros de grano orientado en el cual N se une con Al en los aceros eléctricos para formar precipitados de AlN donde el tamaño, la distribución y la fracción en volumen dependen de la composición y el procesamiento. Lo mismo ocurre para las partículas de MnS (8).

Por otra parte, se ha comprobado también que la adición de carbono promueve la recristalización primaria y disminuye el tamaño de grano primario. Debido a esto, el carbono es benéfico al considerar la formación de la textura {110} <001> a través de la recristalización secundaria en aceros eléctricos de grano orientado (8; 9). Por lo tanto, la solubilidad del MnS en aceros eléctricos con 3% Si depende del contenido de carbono. Un aumento en la concentración de carbono eleva la temperatura bajo la cual la solución llega a ser supersaturada y permite el crecimiento de la fuerza motriz para la precipitación del MnS (18).

El nitruro de aluminio (AlN) y el sulfuro de manganeso (MnS) actúan como inhibidores en el crecimiento del grano en la forma de pequeñas y dispersadas partículas que son necesarias para retardar el crecimiento de grano primario en las primeras etapas del recocido final, los granos finos resultantes proveen la fuerza motriz para la recristalización secundaria en aceros de grano orientado (19).

Los planchones usualmente son recalentados a altas temperaturas antes del laminado en caliente. Por medio de tal tratamiento, los inhibidores (MnS ó AlN) son disueltos antes del laminado en caliente. Durante el laminado en caliente, éstos son precipitados. Después completado el laminado en caliente, el tamaño básico de la distribución de las partículas inhibidoras ha sido establecido aunque éstas todavía pueden ser modificadas por subsecuentes tratamientos térmicos.

La resistividad del acero no solo es incrementada con el aumento en el %Si tal como se explico en la sección 2.3, ya que adiciones de P, Al y Mn también contribuyen en menor medida que el Si al aumento en la resistividad. Una desventaja de los elementos aleantes Si, P, Al, y Mn es que estos elementos disminuyen la inducción a la saturación y debido a esto el trabajo de inducción que puede ser usado en un dispositivo eléctrico (1).

En cuanto a propiedades mecánicas y maquinabilidad, la adición de elementos aleantes también modifica estas propiedades. Además del C, el P es el elemento más efectivo que causa una solución sólida resistente (aumenta la resistencia a la tensión 385 Mpa/wt%), seguido por el Si (92 MPa/wt%), Mn (38 Mpa/wt%) y Al (< 30 MPa/wt%). Como una primera estimación, a mayor relación de resistencia a la tensión y a la cedencia es por lo regular considerado un mejoramiento a la maquinabilidad del acero.

Como se menciona en la sección 2.3, el silicio estabiliza la región de ferrita aunque elementos como Al y P también ayudan. Esto es ventajoso para los aceros eléctricos, ya que permite recocer el material a una alta temperatura sin

una transformación de fase tomando lugar. Esto último debe ser prevenido debido a que provoca un deterioro en la textura (1).

Algunas restricciones aplican a la adición de algunos elementos aleantes:

- La adición del elemento P activo en la superficie tiene que ser restringido a 0.14% debido al aumento a la sensibilidad a agrietarse de un material con alto P durante el laminado. El límite superior para P es más bajo cuando una importante cantidad de Si es agregada. Aceros eléctricos de grano no-orientado conteniendo más del 1% Si son generalmente no aleados con P.
- Para prevenir la sensibilidad al agrietamiento durante el laminado en caliente y el laminado en frío, el contenido de Si no debe exceder el 3.2% tal como se explico en la sección 2.3. Se ha mostrado que reemplazando parte del Si por Al reduce la fragilidad de aceros altamente aleados.
- Aunque el elemento Al es necesario para propósitos de fundición continua y contenidos suficientemente altos de Al han sido benéficos para las propiedades magnéticas principalmente debido al control de AlN, el contenido de Al tiene que ser menor al 0.5% para prevenir problemas debido a la afinidad del Al con el oxígeno (durante la elaboración del acero y durante el recocido) (1).

2.5 Transformación de fase en aceros al silicio

En la Fig. 2.6 se puede ver que la adición de silicio modifica el diagrama de fase de tal manera que el sistema Fe-Si exhibe un lazo de austenita más reducido. La temperatura de la transformación $\alpha \rightarrow \gamma$ es elevada y el de la transformación $\gamma \rightarrow \delta$ es disminuida hasta que los dos se reúnen en cerca del 2.5% Si, formando un lazo cerrado de gama. Como resultado, una aleación conteniendo aproximadamente más del 2-2.5% Si es cúbica centrada en el cuerpo en todas las temperaturas hasta el punto de fusión aunque aún no se tiene la precisión de dicha transformación dependiendo del contenido de silicio (6). Lo anterior significa que:

- Tal aleación podría ser recristalizada en cualquier temperatura sin preocupación de un cambio de fase.
- Cristales simples de tal aleación pueden formarse a través de una lenta solidificación desde la fase líquida o por recristalización a cualquier temperatura deseada.

Estas operaciones son difíciles en el caso de hierro puro ó a menores contenidos de Si debido a la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ en el enfriamiento a temperatura ambiente. Las temperaturas críticas de transformación que se reportan en este trabajo se definen a continuación (20):

- Ac_1 : temperatura de inicio en la aparición de la fase austenita durante el calentamiento. Por debajo de esta temperatura existe solamente fase ferrita.
- Ac_3 : temperatura final de la transformación de la fase austenita durante el calentamiento. Por encima de esta temperatura, ya no se presenta mayor transformación de austenita.
- Ar_1 : temperatura final de la transformación de la fase austenita durante el enfriamiento. Por debajo de esta temperatura, ya no se presenta mayor transformación de austenita.
- Ar_3 : temperatura de inicio en la aparición de la fase ferrita durante el enfriamiento. Por encima de esta temperatura existe solamente fase austenita.

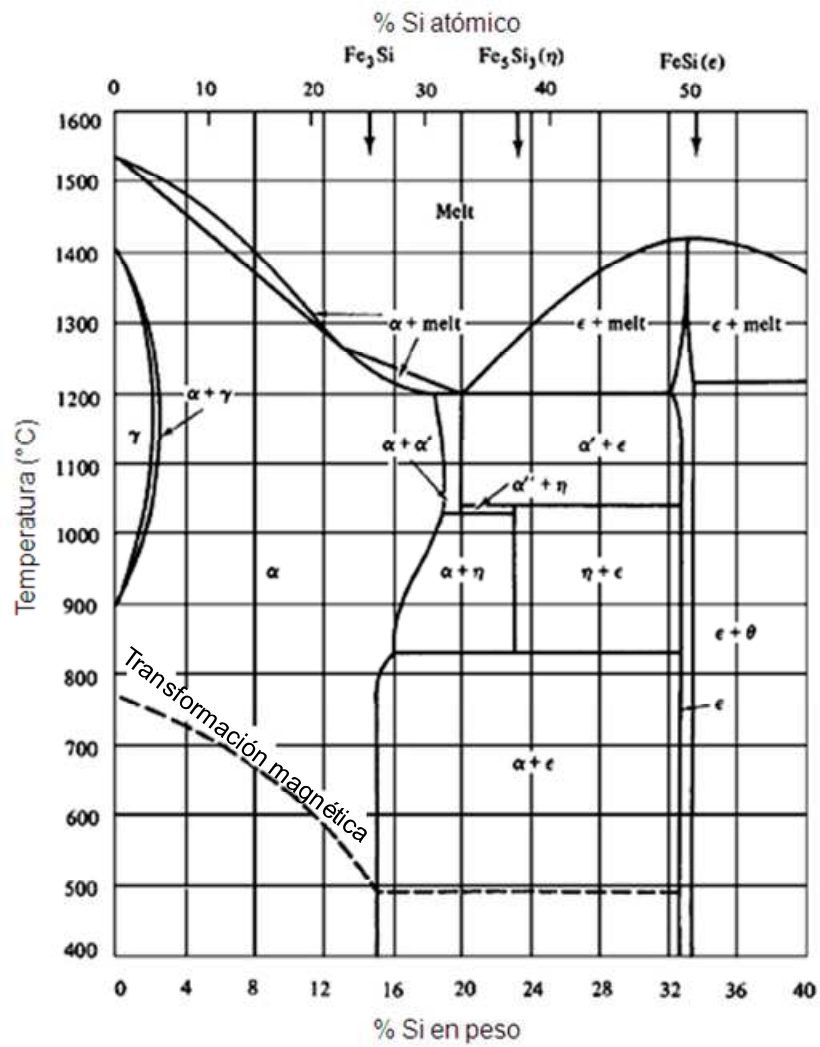


Fig. 2.6 Porción del diagrama de equilibrio Fe-Si.

CAPÍTULO 3:

“DEFORMACIÓN PLÁSTICA EN ACEROS”

3.1 Aspectos generales

A deformaciones y temperaturas de interés en operaciones de trabajo en caliente, todos los metales sufren endurecimiento por deformación y recuperación dinámica y algunos otros también recristalización dinámica. Las microestructuras producidas por estos procesos son inestables y al mantener la temperatura después de la deformación, más cambios microestructurales ocurren por recuperación estática, recristalización y crecimiento de grano. En operaciones de laminación en caliente, los cambios estructurales estáticos y dinámicos que ocurren durante y entre los pases interactúan para determinar la evolución completa de la microestructura (21).

Durante la deformación, la microestructura de un metal cambia en muchas formas. Lo primero y más obvio, es que los granos cambian su forma y hay un sorprendente incremento en el área total del límite de grano. Ésta nueva área tiene que ser creada durante la deformación y esto se realiza por la incorporación de dislocaciones que son continuamente creadas durante el proceso de deformación. Un segundo rasgo muy obvio, particularmente a nivel de microscopía electrónica, es la apariencia de una estructura interna dentro de los granos que resulta también de la acumulación de dislocaciones. Excepto por las pequeñas contribuciones de vacancias e intersticiales que podrían haber sobrevivido, la suma de la energía de todas las dislocaciones y las nuevas interfaces representan la **energía almacenada** de la deformación.

Existe otra consecuencia de la deformación que es relevante. Durante la deformación, las orientaciones de los cristales y de granos individuales de un material policristalino cambian en relación con el esfuerzo aplicado. Estos cambios no son aleatorios e involucran rotaciones que son directamente relacionadas a la cristalografía de la deformación. Como consecuencia los granos adquieren una orientación preferida, ó textura, que llega a ser más fuerte conforme la deformación avanza o se incrementa (22).

3.2 Energía almacenada por deformación

Cuando los metales y aleaciones son plásticamente deformados, cerca del 2 al 10% de la energía gastada en la deformación permanece dentro del material en forma de defectos cristalinos tipo punto y dislocaciones. Tales defectos proveen la fuerza motriz para su subsecuente recristalización. La densidad y distribución de estos defectos creados durante deformación dependen de diversas variables que afectan la cantidad de energía almacenada (8):

- Impurezas, conforme sea mayor en el metal; la energía almacenada se incrementa.
- El tamaño de grano inicial, que entre menor se presente; la energía almacenada se incrementa.
- Temperatura de deformación, conforme sea menor; la energía almacenada se incrementa.
- Cantidad de deformación, que al ser menor; la energía almacenada disminuye.

El aumento en la densidad de dislocaciones es debido a la captura continua de dislocaciones de nuevas dislocaciones móviles creadas por dislocaciones existentes y su incorporación dentro de varios rasgos microestructurales que son característicos del estado deformado. Uno de los más simples es la forma de grano. Durante la deformación, los granos de un metal policristalino cambian su forma de manera tal que corresponde al cambio de forma macroscópico. Como resultado de esto hay un incremento en el área del límite de grano. La

razón del incremento de área por unidad de volumen depende mucho del modo de deformación. La Fig. 3.1 muestra el incremento de área como una función de la deformación para varios modos de deformación. Este incremento en el área del límite de grano es un factor importante en promover una continua recristalización después de una alta deformación.

En general, granos con diferentes orientaciones presentan diferentes cantidades de energía almacenada debido a que éstos sufren diferentes cantidades y tipos de interacciones de deslizamiento durante la deformación (23).

Un segundo rasgo de la microestructura de deformación es la apariencia de una estructura interna dentro de los granos. Esto podría tomar muchas formas pero todo esto involucra la creación de límites de algún tipo. Muchas de las nuevas dislocaciones creadas son subsecuentemente localizadas en estos límites internos. Otra fuente de dislocaciones y por lo tanto de energía almacenada es asociada con la presencia en el metal de partículas de segundas fases que podrían deformar con mayor dificultad. El aumento en la densidad de dislocaciones durante la deformación surge tanto de la captura de dislocaciones existentes y la generación de nuevas dislocaciones lo cual hace que el material endurezca por deformación (22).

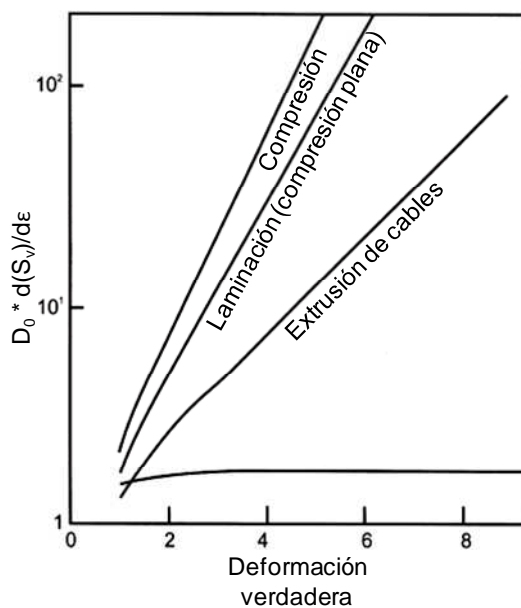


Fig. 3.1. Velocidad de crecimiento en áreas de límites de granos por unidad de volumen (S_v) para diferentes modos de deformación asumiendo un grano inicial cúbico de tamaño de grano D_0 (22).

3.3 Plasticidad en cristales

3.3.1 Deslizamiento y maclado

Los dos métodos básicos de deformación en metales con estructura cúbica son deslizamiento y maclado; el parámetro más importante del material con respecto a la elección del método de deformación es el valor de la energía de falla de apilamiento (γ_{SFE}). En metales con un bajo valor de γ_{SFE} , la dificultad para el trepado de dislocaciones reduce la habilidad del material para cambiar su forma durante la deformación plástica por solo deslizamiento y por lo tanto ocurre la deformación por maclado.

Los planos y direcciones de ambos procesos son función de la estructura cristalina, las tablas 3.2 y 3.3 muestran esta información para metales con estructura cúbica.

Estructura	Sistema de deslizamiento	
	Plano	Dirección
fcc	{111}	<110>
bcc	{110}	<111>
	{112}	<111>
	{123}	<111>

Fig. 3.2. Cristalografía de deslizamiento en metales cúbicos.

Estructura	Corte de maclado	Plano de maclado	Dirección de maclado
fcc	0.707	{111}	<112>
bcc	0.707	{112}	<111>

Fig. 3.3. Cristalografía de maclado en metales cúbicos

Como se ha mostrado por la tabla 3.2, la cristalografía de deslizamiento en metales fcc es simple. En la mayoría de los casos el deslizamiento toma lugar sobre la mayoría de planos densamente empacados y en las direcciones más densamente empacadas. Junto con estos factores definen el sistema de deslizamiento, {111} <110>. Se ha mostrado sin embargo, que otros sistemas operan en altas temperaturas y particularmente en metales con altos valores de γ_{SFE} , los sistemas observados involucran deslizamiento sobre los planos {100}, {110}, {112} y {122}.

En general, metales bcc se deforman por deslizamiento tal como lo hacen los metales fcc con valores de medios a altos de γ_{SFE} . Los metales con valores bajos de γ_{SFE} son los que presentan deformación por maclado ya que las

dislocaciones se disocian para formar fallas de apilamiento. La tendencia para deformarse por maclado es aumentada si la temperatura de deformación es disminuida o la razón de deformación es aumentada (22).

3.3.2 Deformación en policristales

Las direcciones y planos actuales asociados con el deslizamiento y maclado corresponden a un sistema con el mayor esfuerzo cortante crítico resuelto y son diferentemente orientados de un grano a otro en metales policristalinos. En general, los procesos de deslizamiento y maclado inician en un grano y son limitados al grano, y pueden fácilmente ser distinguidos de aquellos ocurriendo en átomos vecinos. Sin embargo, la deformación no debe de ser pensada como homogénea en cualquier grano del agregado (23). Cuando una muestra de un cristal simple es deformada, ésta es usualmente libre para cambiar su forma solo por la necesidad de cumplir con cualquier fuerza externa. Esta libertad no existe para granos individuales de un agregado que son sometidos a las fuerzas ejercidas por cada uno de los átomos vecinos que se están deformando en una única manera. Será obvio que la contigüidad debe ser mantenida si la deformación es para continuar y ésta es una consecuencia directa de esta necesidad que el proceso de deformación será diferente en varias partes de un grano en particular, conduciendo al desarrollo de la no homogeneidad estructural.

La deformación impuesta y las fuerzas entre átomos vecinos afectan la elección y el número de sistemas de deslizamiento operando, por lo tanto, hay dos importantes consecuencias de esta actividad del deslizamiento:

- El proceso de deslizamiento y su variación tanto dentro y entre los granos, determina fuertemente las microestructuras deformadas.
- Los cambios en orientación, consecuencia de la plasticidad del cristal, determina las texturas de deformación.

3.4 Metales que se deforman por deslizamiento

Los metales de alta a moderada energía de falla de apilamiento tal como las aleaciones de aluminio, α -hierro, níquel y cobre se deforman por deslizamiento. En la mayoría de los casos la deformación es heterogénea y debido a que los cristales generalmente cambian de orientación durante la deformación, lo cual origina regiones de diferente orientación que se desarrollan dentro de los granos originales. Esta subdivisión del grano ó fragmentación, ha sido reconocida por muchos años, aunque es solo recientemente que muchos aspectos de las microestructuras resultantes llegan a ser razonablemente claras. Es conocido que hay un amplio rango de escalas a longitud, desde nanómetros hasta milímetros, en que la microestructura es dividida durante la deformación (22).

3.4.1 Microestructuras deformadas por deslizamiento en metales

Los principales rasgos de las microestructuras en metales deformados de medio a alta energía de falla de apilamiento son clasificados según el nivel de heterogeneidad como se muestra en la Fig. 3.4, para una muestra deformada en un plano de compresión.

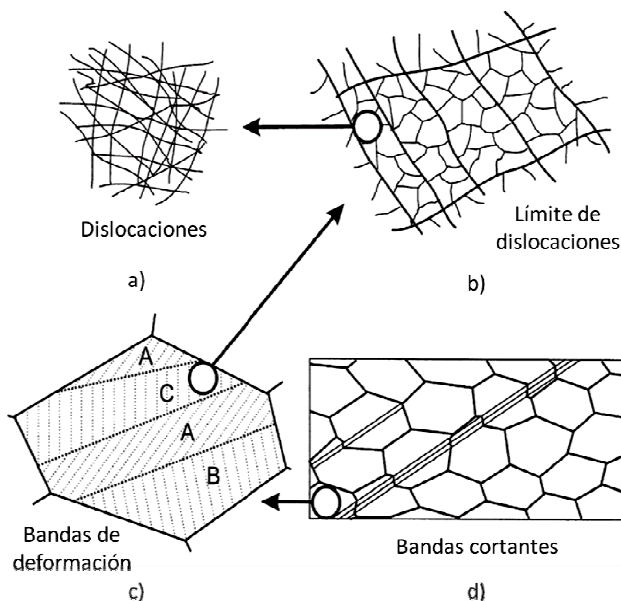


Fig. 3.4. Jerarquía microestructural en un metal policristalino deformado por deslizamiento. Los diferentes rasgos son mostrados a una escala en incremento: a) Dislocaciones, b) Límites de dislocaciones, c) bandas de deformación y transición dentro de un grano, d) muestra y bandas de corte a escala de grano (22).

Una breve descripción de los rasgos y su formación durante la deformación se presenta a continuación:

- **Dislocaciones:** Las dislocaciones pueden existir de varias estructuras aleatorias (Fig. 3.4a), particularmente después de bajas deformaciones. En metales que no forman estructura tipo celular, tal arreglo difuso de dislocaciones son encontrados aún en grandes deformaciones.
- **Células o subgranos:** En muchos metales, la mayoría de las dislocaciones producidas sobre deformación forman los límites de células o subgranos (Fig. 3.4b), que son los elementos de volumen más pequeños en la microestructura deformada. Algunas paredes de células podrían ser alineadas ó tener diferentes orientaciones.
- **Deformación y bandas de transición:** Es por lo regular encontrado que granos individuales dentro de la muestra, particularmente en materiales de grano grueso, se subdividen a gran escala durante la deformación (Fig. 3.4c) en regiones de diferente orientación como una consecuencia de los esfuerzos no homogéneos transmitidos por granos vecinos o la inestabilidad intrínseca del grano durante la deformación plástica. Las bandas de transición resultantes se deforman sobre diferentes sistemas de deslizamiento y podrían desarrollar orientaciones ampliamente divergentes. Las estrechas regiones entre las bandas de deformación, que podrían ser ya sea difusas o bien marcadas, son llamadas bandas de transición.
- **Bandas por cizallamiento:** La Fig. 3.4d muestra una muestra policristalina en que el intenso esfuerzo cortante ha ocurrido sobre planos inclinados al plano de rolado. Estas bandas por cizallamiento, que son no-cristalográficas en naturaleza, podrían pasar a través de muchos granos e incluso extendiéndose a través de la muestra. Estas bandas son resultado de inestabilidad plástica y pueden ser pensados en forma equivalente a la formación del cuello de botella que ocurre en un ensayo de tensión.

3.5 Metales que se deforman por maclado

El segundo mecanismo importante por el cual los metales se deforman es el proceso conocido como maclado. El maclado mecánico es una deformación cortante de la red en que los átomos son giradas de una forma paralela al plano conocido como plano de maclado (23).

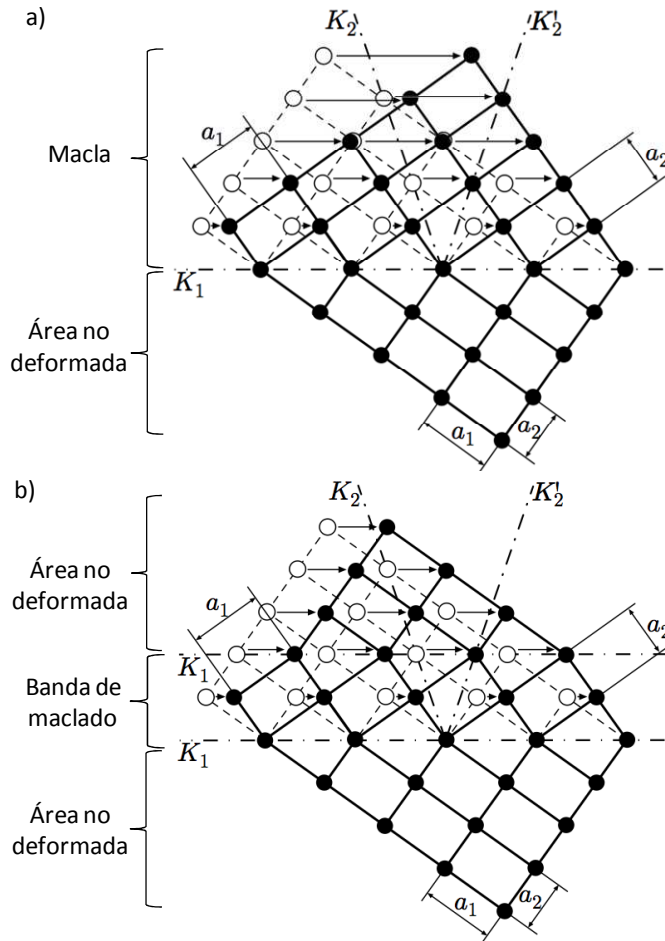


Fig. 3.5. Deformación por el sistema de maclado. a) representación del plano de maclado K_1 , b) formación de banda de maclado al ser ejercido un esfuerzo cortante (23).

La Fig. 3.5 muestra la imagen clásica de un maclado. La Fig. 3.5a representa una sección perpendicular de la superficie en una red cúbica en el cual se muestra el plano de maclado identificado como K_1 . Si un esfuerzo cortante es aplicado, el cristal presentara una banda de maclado alrededor del plano de maclado Fig. 3.5b. Las regiones arriba y abajo del plano de maclado no se encuentran deformadas. Dichas regiones que han compartido planos de átomos

en la banda de maclado forman una imagen espejo a través del plano de maclado. En una red cristalina simple como ésta, cada átomo en la banda de maclado se mueve por un esfuerzo cortante homogéneo en una distancia proporcional a su distancia del plano de maclado. En la Fig. 3.5b, los círculos sin relleno indican las posiciones originales de los átomos en la red cristalina que cambiaron de posición y los círculos con relleno son las posiciones finales de éstos átomos.

La deformación por maclado es generalmente más difícil de activar que el movimiento de dislocaciones y es el modo de deformación principal que se presenta en metales con estructura cristalina fcc con una $\gamma_{SFE} < 25 \text{mJm}^{-2}$ aunque también podría ocurrir en metales fcc y bcc con altos valores de γ_{SFE} si la deformación ocurre a bajas temperaturas. Por lo tanto, a bajas temperaturas es común que la deformación sea por maclado así como también en metales con poco número de sistemas de deslizamiento y en metales con estructura hexagonal (24).

3.6 Diferencias en deformación por deslizamiento y por maclado

Existen rasgos que diferencian la deformación por deslizamiento y maclado. En deslizamiento, la orientación del cristal por encima y debajo del plano de deslizamiento es el mismo tanto antes como después de la deformación, mientras que la deformación por maclado resulta en una orientación diferente a lo largo del plano de maclado. La deformación por deslizamiento es usualmente considerada que ocurre en múltiples espaciamientos atómicos distintos, mientras que el maclado los movimientos de átomos los movimientos de átomos son mucho menos que una distancia atómica. Otra distinción es que el deslizamiento se presenta en planos relativamente extensos mientras que en una región maclada de un cristal cada plano atómico está involucrado en la deformación. La rapidez con que uno y otro modo de deformación se presenten es otro criterio de distinción ya que el maclado puede formarse en un tiempo tan corto como unos pocos microsegundos, mientras que el deslizamiento requiere

de un tiempo de retardo de muchos milisegundos antes de que una banda de deslizamiento se forme (23).

3.7 Deformación en estructuras de dos fases

Este trabajo trata con la deformación en un acero de dos fases: austenita y ferrita. Cada uno difiere marcadamente de otro, iniciando con el hecho de que uno tiene estructura FCC y BCC respectivamente. Generalmente, cuando dos o más fases coexisten en una microestructura, las propiedades de la mezcla en ambas fases dependen de una forma compleja sobre las características de cada componente ya que cada fase contribuye en cierta medida a las propiedades globales del agregado (25). Si las contribuciones de cada fase son independientes, después las propiedades de la aleación multifase son promediadas de las propiedades individuales de cada fase. De esta forma, es asumido que cuando la deformación en cada fase sea igual, el esfuerzo promedio en la aleación para una dada deformación aumenta linealmente con la fracción en volumen de cada fase:

$$\sigma_{prom} = f_1\sigma_1 + f_2\sigma_2 \quad (\text{ec. 3.1})$$

La fracción de volumen de la fase 1 es f_1 , y $f_1 + f_2 = 1$. Otra hipótesis alternativa es suponer que las dos fases están sometidas a un mismo esfuerzo. La deformación promedio en la aleación a un esfuerzo dado es por (23):

$$\varepsilon_{prom} = f_1\varepsilon_1 + f_2\varepsilon_2 \quad (\text{ec. 3.2})$$

Ambas hipótesis son simples aproximaciones, y la resistencia de las aleaciones conteniendo dos fases dúctiles usualmente se encuentra entre los valores predichos por los dos modelos.

CAPÍTULO 4:

“LAMINACIÓN DE PRODUCTOS PLANOS”

4.1 Historia de la Laminación

El proceso de laminación ha sido usado por cerca de 500 años para el formado de secciones planas y de láminas metálicas. El principio de su desarrollo estuvo limitado al procesamiento de metales no ferrosos a temperatura ambiente como el plomo. Se tiene conocimiento que fue mejorado por artesanos que trabajaban el oro y piedras preciosas con fines ornamentales (25).

Durante el siglo XIV pequeños rodillos impulsados manualmente se utilizaron para procesar oro, plata y quizá plomo. Leonardo da Vinci en el año de 1480 realizó el bosquejo de lo que él concebía como dos molinos de laminación (Figuras 4.1 y 4.2), uno para procesar plomo y obtener hojas no muy delgadas y el otro para obtener barras. Estos son los planos de los cuales se tiene evidencia como las primeras ideas de laminación que existieron aunque no se conoce si realmente se hayan llegado a construir.

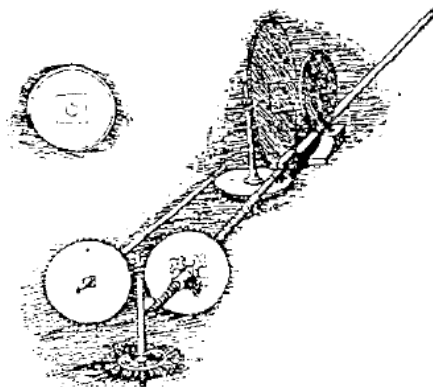


Fig. 4.1 Diagrama de Leonardo da Vinci de una máquina para formar plomo con fines ornamentales (25).

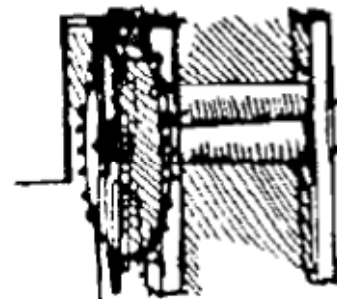


Fig. 4.2. Diagrama de un molino laminador por Leonardo da Vinci (25).

El proceso de laminación empieza a ser utilizado en Europa para fabricar cintas de oro y plata destinadas a la acuñación de moneda a mediados del siglo XVI (Fig. 4.3). La Revolución Industrial de los siglos XVII y XVIII requirió de grandes cantidades de hierro en secciones diversas, lo que fomentó la instalación de los molinos cortadores, por los que se hacía pasar una chapa martillada de hierro a través de discos cortadores (Fig. 4.4). Este tipo de instalaciones utilizaba rodillos para hacer pasar la placa.

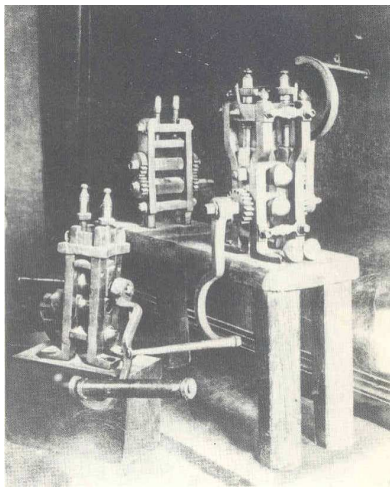


Fig. 4.3. Máquina laminadora para la fabricación de monedas del siglo XVI (25).

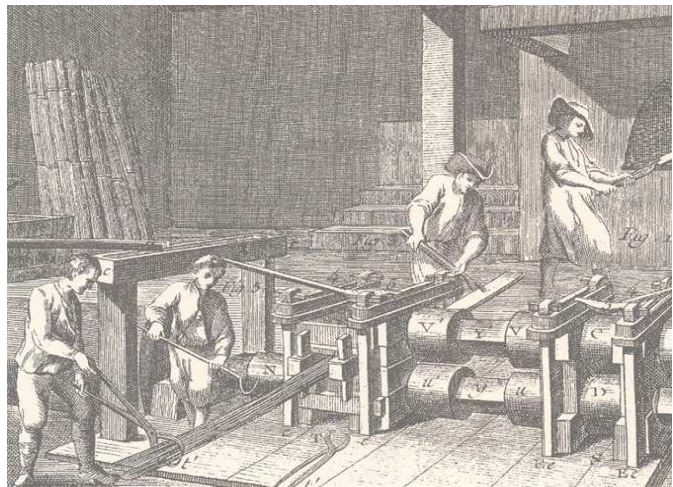


Fig. 4.4. Molinos cortadores utilizados durante la revolución industrial, siglos XVII Y XVIII (25).

Se sabe además que hacia el final del siglo XVI existían ya por lo menos un par de instalaciones diseñadas y construidas incorporando ideas generales de la laminación. Se sabe también que un francés de apellido Brullier, en el año de 1553 produjo láminas de oro y plata que serían destinadas a acuñar monedas, también se tiene conocimiento de la acuñación de monedas, a partir de láminas de metales nobles en las cortes del Papa en 1581.

Durante el mismo periodo, se incrementó el uso de plomo en los techos y desagüe de catedrales. Salomón de Caus fue un francés que en el año de 1615 construyó un molino manual para la fabricación de lámina de plomo (Fig. 4.5) que sería empleada en la construcción de órganos musicales (26)



Fig. 4.5. Molino construido por Salomón de Caus para laminar plomo (25).

La práctica moderna de la laminación de productos planos data del año 1783 cuando una patente fue adjudicada a Henry Cort de la compañía Fontele Iron Mills de Inglaterra. Esta compañía utilizaba rodillos matizados para laminar barras de hierro, tal vez Cort no fue el primero en emplear rodillos matizados para la fabricación de láminas de hierro, pero si fue la primera persona que logró acoplar todos los conocimientos de varios de los procesos de aceración y de formado de metales que eran conocidos en aquel tiempo.

El proceso de laminación de productos planos ha sido enriquecido día con día desde su inicio en los talleres de fabricación de joyerías, hasta en la actualidad en las grandes instalaciones siderúrgicas. Existen grandes avances tecnológicos en materia de tecnología de procesos de laminación (tanto en laminación en caliente como en laminación en frío), que sin duda estos procesos tienden a ser más eficientes y precisos, siendo esto debido a que la tendencia de los productos con excelentes acabados superficiales y tolerancias dimensionales, lo cual se ha ido mejorando paulatinamente a través del tiempo y con la adquisición de nuevos conocimientos (26).

4.2 Compresión plana

El modo de deformación predominante que se presenta en los molinos de laminación es el de deformación plana. En compresión plana, la mayor parte de reducción en altura que se logra en la pieza de trabajo se traduce en elongación en una dirección (dirección del frente de avance de la pieza de

trabajo), por lo que el ensanchamiento en las direcciones laterales se considera despreciable.

Puede considerarse el caso de una sección rectangular de una pieza de trabajo, la cual posee altura "y" y longitud "l", (Fig. 4.6), y se toma un elemento de volumen de longitud infinitesimal "dx" y altura "y", el cual está sometido a una presión "p" aplicada sobre su superficie, de tal manera que la fuerza ejercida en el elemento es pdx .

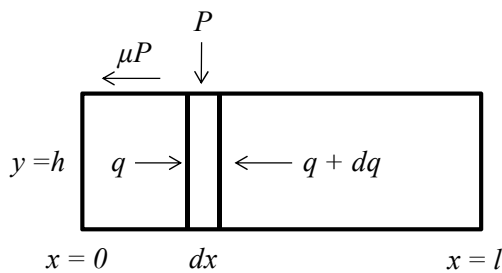


Fig. 4.6. Esfuerzos de un elemento infinitesimal de volumen de una pieza en compresión plana.

En dicho caso la fuerza de fricción, f_k , producto del contacto entre las dos superficies con coeficiente de fricción μ es:

$$f_k = \mu p dx \quad (\text{ec.4.1})$$

La presión horizontal ejercida en el elemento es q , de uno de los lados del elemento en tanto que del otro lado es, $q + dq$, como se muestra en la Fig. 4.6.

Si se hace un balance de fuerzas en la dirección x de tal manera que:

$$\Sigma F_x = 0 \quad (\text{ec.4.2})$$

La ecuación resultante sería:

$$2f_k = ydq \quad (\text{ec.4.3})$$

pero como:

$$f_k = \mu p dx \quad (\text{ec.4.4})$$

resulta que:

$$2\mu p dx = ydq \quad (\text{ec.4.5})$$

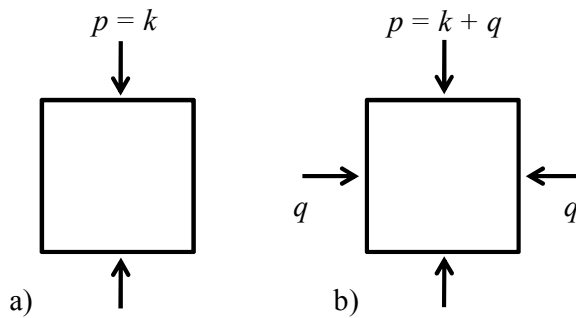


Fig. 4.7. Esfuerzos de un elemento infinitesimal de volumen de una pieza en compresión.

La condición de plasticidad indica que la compresión de la pieza en la Fig. 4.7a, necesita una fuerza vertical igual a k para poder comprimirla en el modo de deformación plana, además si una fuerza vertical q se aplica en la Fig. 4.7b, la fuerza total de compresión estaría dada por:

$$p = q + k \tag{ec.4.6}$$

donde:

$$q = p - k \tag{ec.4.7}$$

sustituyendo en la ecuación 2.3.5 y arreglando términos se llega a:

$$\frac{dp}{p} = \frac{2\mu dx}{y} \tag{ec.4.8}$$

integrando la ecuación 4.8 se tiene que:

$$\ln p = \frac{2\mu x}{y} + C \tag{ec.4.9}$$

resolviendo para p :

$$p = ke^{\frac{2\mu x}{y}} \tag{ec.4.10}$$

Como condición de frontera se tiene que $p = k$, en el borde de la pieza. Si se grafica p vs. x desde uno de los bordes de la pieza, en la Fig. 4.8, por razones de simetría se alcanza un máximo a la mitad de la longitud y el valor de la presión ejercida esta dado por:

$$p = ke^{\frac{2\mu(1-x)}{y}} \tag{ec.4.11}$$

Se observa en Fig. 4.8 que la distribución de presión, tiene la forma de una colina desde una base de altura k , la cual representaría una distribución de presión uniforme para una compresión sin fricción. El área por debajo de esta

curva representa la contribución que ejerce la fricción, a la presión vertical y, debido a este efecto, es conocida como colina de fricción (27).

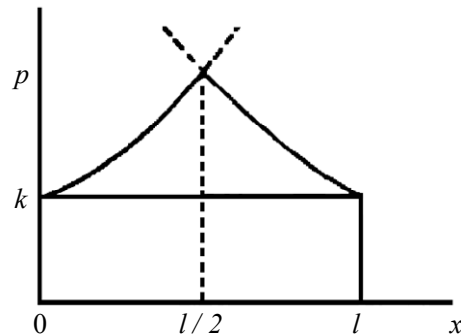


Fig. 4.8. Colina de fricción.

4.3 Molinos de laminación

Un *molino de laminación* consiste básicamente de rodillos, rodamientos, cubiertas para contener estas partes y un controlador para aplicar la fuerza necesaria a los rodillos y controlar la velocidad. Las fuerzas involucradas en procesos de laminación pueden fácilmente alcanzar varios MN (Mega Newton). Por lo tanto, se requieren de equipos de laminación muy rígidos y de grandes motores para proveer la potencia necesaria (23).

Hay una amplia variedad de molinos de laminación usados tanto para laminación en caliente como en frío de muchos metales y aleaciones, en un gran rango de tamaños.

4.3.1 Tipos de molinos de laminación

Los molinos de laminación pueden ser clasificados con respecto al número y arreglo de los rodillos (Fig. 4.9), los arreglos más comunes son (23):

- a) *Molino dos en alto*: Rodillos de igual tamaño y rotados solo en una dirección. El metal es regresado a la entrada para continuar con más reducción.
- b) *Molino reversible dos en alto*: El trabajo puede ser pasado de ida y de vuelta a través de los rodillos al cambiar la dirección de rotación.

- c) *Molino tres en alto*: Consiste de un rodillo superior y uno inferior y además de un rodillo en medio de ellos que rota por fricción.
- d) *Molino 4 en alto*: Una gran disminución en la fuerza requerida para el rolado puede ser lograda con el uso de rodillos con diámetro pequeño. Sin embargo, debido a que rodillos de diámetro pequeño tienen menos resistencia y rigidez que los de diámetro grande, ellos deben ser soportados por rodillos de apoyo con diámetro grande. Láminas muy delgadas pueden ser roladas a tolerancias mu pequeñas con rodillos de trabajo de diámetro pequeño.
- e) *Molino agrupado*: Cada rodillo de trabajo es soportado por dos rodillos de apoyo.

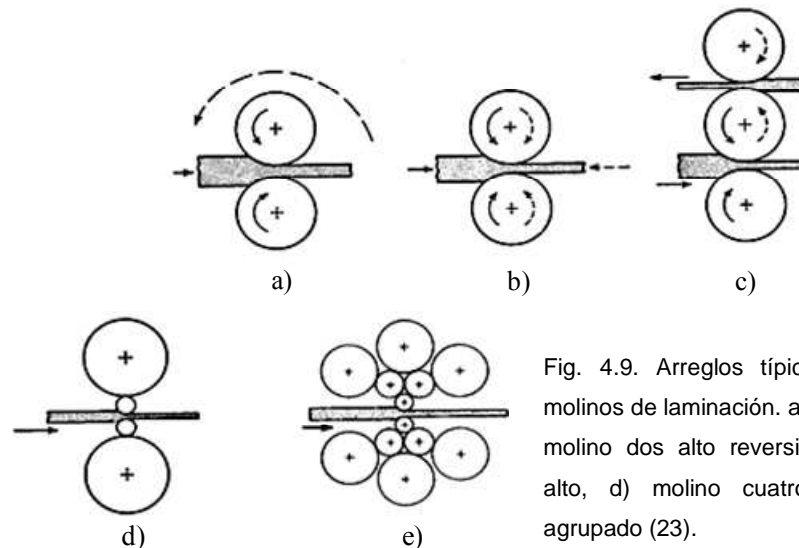


Fig. 4.9. Arreglos típicos de rodillos en molinos de laminación. a) molino dos alto, b) molino dos alto reversible, c) molino tres alto, d) molino cuatro alto, e) molino agrupado (23).

Para altas producciones, es común instalar una serie de trenes de laminación uno enseguida del otro, en forma de *tandem* (Fig. 17-2).

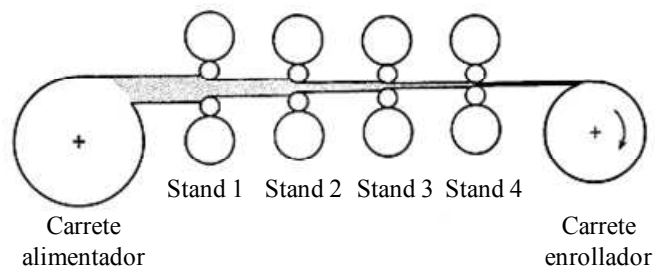


Fig. 4.10. Figura esquemática de un molino de laminación continuo con 4 stands (23).

Cada set de rodillos es llamado un *stand*. Ya que una reducción diferente es tomada en cada stand, la banda de acero se estará moviendo a diferentes velocidades en cada etapa en el tren de laminación. La velocidad de cada set de rodillos esta sincronizada de tal manera que cada stand sucesivo toma la cinta de acero a una velocidad igual a la velocidad de entrega del stand anterior.

Los *carretes* “alimentadores y enrolladores” no solo logran las funciones de alimentar el stock a los rodillos el embobinado al final del producto, también pueden ser usados para suministrar tensión trasera y delantera a la banda. Un diseño diferente en tren de laminación, es el tren planetario (Fig. 4.11).

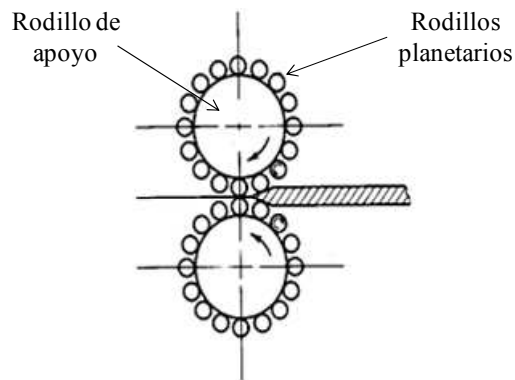


Fig. 4.11. Figura esquemática de un molino planetario (23).

Consiste de un par de pesados rodillos de apoyo rodeados por un gran número de pequeños rodillos planetarios. El principal rasgo del tren planetario es que éste reduce un planchón directamente en una cinta en un solo paso a través del tren. Cada rodillo planetario proporciona una reducción casi constante al planchón conforme esta se arrastra en un camino circular entre el rodillo de apoyo y el planchón. Conforme cada par de rodillos planetarios cesa el contacto con la pieza de trabajo, otro par de rodillos hace contacto y se repite la reducción. La reducción total es la suma de una serie pequeñas reducciones por cada par de rodillos que a su vez siguen unos de otros en una rápida sucesión. La acción en el tren planetario es más un forjado que un rolado. Es necesario usar rodillos de alimentación para introducir el planchón dentro del molino de laminación (23).

4.4 Proceso de laminación

El proceso de deformar plásticamente un metal al pasarlo entre una serie de rodillos, es conocido como laminación. Al deformar el metal entre los rodillos, el metal es sometido a esfuerzos compresivos muy altos por la acción de compresión de los rodillos y la superficie, además de que ésta experimenta esfuerzos cortantes como resultado de la fricción entre los rodillos y el metal. Las fuerzas de fricción son también responsables de empujar el metal hacia los rodillos (23).

4.4.1 Laminación en caliente de aceros

Una alta reducción de área por laminación en caliente es uno de los principales métodos de producir barras rectangulares, redondas, ó de sección transversal más compleja. Estos molinos usualmente son de molino reversible dos en alto con rodillos de 0.6 a 1.4 m de diámetro. El objetivo de esta operación es el rompimiento de la estructura de vaciado de lingotes en barras, cintas, hojas para su subsecuente transformación en láminas, productos no planos, etc. (28).

El proceso de laminación en caliente generalmente se describe como trabajar un material por encima de su temperatura de recristalización, generalmente a una temperatura que es aproximadamente $0.6T_m$ (siendo T_m la temperatura absoluta de fusión del acero). El material se deforma a altas velocidades de deformación a valores cercanos a 500 s^{-1} . En consecuencia de las condiciones de temperatura y velocidad deformación, el proceso de laminación se lleva a cabo de tal manera que el fenómeno de recristalización se realiza simultáneamente con la deformación (sección 5.2.2) (29).

4.4.2 Laminación en frío de aceros

El laminado en frío es usado para producir láminas y cintas con una superior superficie de terminado y con tolerancias en dimensiones. Además, el endurecimiento por deformación resultante del endurecimiento en frío podría ser usado para dar un aumento en la resistencia. El proceso básicamente consiste

en la reducción en espesor del material laminado en caliente y que antes de entrar al molino en frío, pasa por una línea de decapado con ácido clorhídrico con la finalidad de eliminar la capa de óxido superficial resultado del trabajado en caliente. El material que entra al molino en frío tiene una temperatura menor a la temperatura de recristalización (aproximadamente $0.6 T_m$) lo cual es la principal diferencia con la laminación en caliente que involucra llegar a la temperatura de recristalización.

No es posible fabricar material trabajado en caliente a un tamaño exacto, debido a los cambios dimensionales que tienen lugar durante el enfriamiento. Por otro lado, el material trabajado en frío puede mantenerse a estrechas tolerancias; está libre de óxidos superficiales, pero requiere de más potencia para deformarse; por tanto, es más costoso producirlo (29).

La reducción total lograda por la laminación en frío generalmente varía de cerca del 50 al 90%. Al establecer la reducción en cada paso ó en cada stand, es deseable distribuir el trabajo tan uniformemente como sea posible sobre los varios pasos sin caer debajo de la máxima reducción en cada paso.

Generalmente, el porcentaje más bajo de reducción es tomado en el último paso para permitir mejor control de aplanamiento, deformación y acabado superficial. Un procedimiento racional para desarrollar programas de trabajado en frío es ajustar la reducción en cada paso para producir una constante carga de rolado (23).

4.5 Mecánica del proceso de laminación

Como se ha mencionado con anterioridad, el proceso de laminación se lleva a cabo por medio del contacto entre la pieza a ser deformada y los rodillos de trabajo. Se pueden considerar dos casos diferentes, el primero en el que el ancho de la pieza no cambia, que se supone se presenta en la fabricación de productos planos, y el segundo, que se presenta durante la producción de no

planos, en el que el incremento de longitud se refleja en cambios en la geometría de la sección transversal.

Las principales diferencias entre los productos planos y los no planos es el ensanchamiento o contracción lateral a que está sujeta la pieza al cambiar de forma, así como el área de contacto entre rodillos de trabajo y la pieza siendo deformada (30).

4.5.1 Productos planos

La Fig. 4.12 ilustra un número importante de relaciones entre la geometría de los rodillos y las fuerzas involucradas en deformar un metal por rolado. Una lámina con un espesor h_0 entra a los rodillos en el plano de entrada XX con una velocidad v_0 . La lámina pasa a través del espacio entre los rodillos y los deja en el plano de salida YY con un espesor reducido h_f . Como no se incluyen incrementos a lo ancho por tratarse de productos planos, la compresión vertical del metal es traducida en elongación en la dirección de rolado (23).

Ya que igual volumen de metal debe pasar en un punto dado por unidad de tiempo, podemos escribir que:

$$bh_0v_0 = bhv = bh_fv_f \quad (\text{ec.4.12})$$

donde, b = ancho de la lámina y v = la velocidad en un espesor h intermedio entre h_0 y h_f .

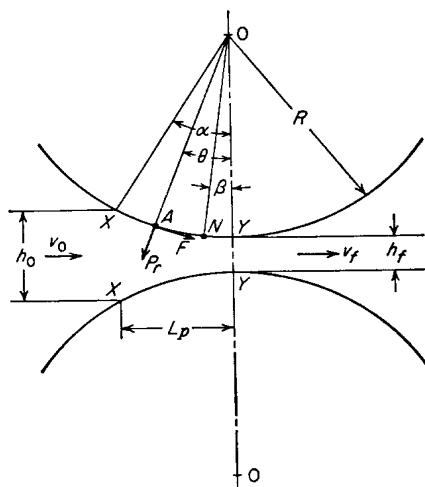


Fig. 4.12. Figura esquemática de las fuerzas que actúan en los rodillos de laminación (23).

Con el fin de que un elemento vertical en la lámina permanezca no distorsionado, ec. 4.12 requiere que la velocidad de salida v_f debe ser mayor a la velocidad de entrada v_0 . Por lo tanto, la velocidad de la lámina debe continuamente aumentar de la entrada a la salida. En solo un punto a lo largo de la superficie de contacto entre el rodillo y la lámina es la velocidad de la superficie v_r igual a la velocidad de la lámina. Este punto llamado punto neutral ó punto de no deslizamiento. Esto es indicado en la Fig. 4.12 por el punto N .

En cualquier punto a lo largo de la superficie de contacto, tal como el punto A en la Fig. 4.12, dos fuerzas actúan sobre el metal. Estas son la fuerza radial P_r y la fuerza tangencial de fricción F .

Entre el plano de entrada y el punto neutral, la lámina se está moviendo más lento que la superficie del rodillo y la fuerza de fricción actúa en la dirección mostrada en la Fig. 4.12 para empujar el metal en los rodillos. Sobre el lado de salida del punto neutral, la lámina se mueve más rápido que la superficie de rodillo. La dirección de la fuerza de fricción es después invertida de tal forma que ésta actúa para oponerse a la entrega de la lámina de los rodillos. La componente vertical P_r es conocida como carga de rolado P . La carga de rolado es la fuerza que los rodillos ejercen en contra del metal. Debido a que ésta es igual a la fuerza ejercida por el metal para tratar de forzar la separación con los rodillos, ésta es frecuentemente llamada fuerza de separación (23).

La presión específica de rolado p , es la carga de rolado dividida entre el área de contacto. El área de contacto entre el metal y los rodillos es igual al producto del ancho de la lámina b y la longitud proyectada del arco de contacto L_p .

$$L_p = \left[R(h_0 - h_f) - \frac{(h_0 - h_f)^2}{4} \right]^{1/2} \quad (\text{ec.4.12})$$

En práctica, los radios de los rodillos son mucho mayores que la reducción de espesor, por lo tanto:

$$L_p = \left[R(h_0 - h_f) - \frac{(h_0 - h_f)^2}{4} \right]^{1/2} \approx [R(h_0 - h_f)]^{1/2} \quad (\text{ec.4.13})$$

Por lo tanto, la presión específica de rolado está dada por:

$$p = \frac{P}{bL_p} \quad (\text{ec.4.14})$$

El espesor promedio, \bar{h} , durante laminación se puede calcular por:

$$\bar{h} = (h_o h_f)^{0.5} \quad (\text{ec.4.15})$$

El ángulo α entre el plano de entrada y la línea central de los rodillos es llamado ángulo de contacto. Refiriéndose a la Fig. 4.13, la componente horizontal de la fuerza normal es $P_r \sin\alpha$, y la componente horizontal de la fuerza de fricción es $F \cos\alpha$.

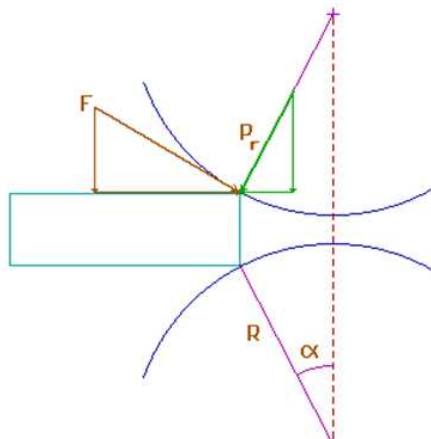


Fig. 4.13. Figura esquemática de las componentes horizontal y vertical de la fuerza normal de los rodillos (30).

Para que la pieza de trabajo entre a la garganta del rodillo, la componente horizontal de la fuerza de fricción que actúa hacia el espacio libre del rodillo debe ser igual o mayor que la componente horizontal de la fuerza normal, que actúa del espacio libre del rodillo tal como se muestra a continuación:

$$F \cos(\alpha) > P_r \sin(\alpha)$$

$$\frac{F}{P_r} > \tan(\alpha)$$

$$\mu > \tan(\alpha) \quad (\text{ec.4.16})$$

La pieza de trabajo no podrá ser introducida a los rodillos si la tangente del ángulo de contacto excede el coeficiente de fricción. Si $\mu = 0$, el laminado no puede llevarse a cabo, pero conforme μ se incrementa progresivamente, mayor cantidad de planchón será introducido a la garganta de los rodillos.

Para las mismas condiciones de fricción, un rodillo de mayor diámetro permitiría un planchón más grueso para entrar a los rodillos en comparación que un rodillo de diámetro pequeño. Esto es porque el ángulo obtenido del centro del rodillo al plano de entrada será el mismo en ambos casos ($\tan \alpha$) pero las longitudes de los arcos de contacto serán apreciablemente diferentes. Refiriéndose a la Fig. 4.12, podemos escribir la ec. 4.12 como:

$$L_p \approx \sqrt{R\Delta h} \quad (\text{ec.4.17})$$

donde Δh = la diferencia en los espesores de entrada y salida.

$$\tan \alpha = \frac{L_p}{R - \Delta h / 2} \approx \frac{\sqrt{R\Delta h}}{R - \Delta h / 2} \approx \sqrt{\frac{\Delta h}{R}} \quad (\text{ec.4.18})$$

De la ecuación 4.16, μ es mayor o igual que $\tan \alpha = \sqrt{\Delta h / R}$, ó de la siguiente forma:

$$(\Delta h)_{max} = \mu^2 R \quad (\text{ec.4.19})$$

Esta es la máxima reducción absoluta (Δh) que puede ser impartida en un dado pase la cual depende de las dimensiones de los rodillos de trabajo y de las condiciones de fricción en la interface (23). El menor espesor que puede ser producido (h_{min}) depende de la resistencia promedio del material ($\bar{\sigma}$) (definido por la ecuación 4.23), la magnitud del coeficiente de fricción y las propiedades elásticas del rodillo de trabajo y de la pieza. Una expresión usada para calcular h_{min} es (23):

$$h_{min} = \frac{A \mu R}{E_r} (1 - \nu_r^2) (\bar{\sigma} - \sigma_t) \quad (\text{ec.4.20})$$

donde A es un coeficiente que toma un valor de entre 7 y 8, E_r y ν_r son, respectivamente los valores del módulo de Young y de la razón de Poisson del material de que están hechos los rodillos, σ_t es la tensión aplicada al laminar (si es que se aplica). Un análisis de la ecuación 4.20 implica que lámina muy delgada sólo puede ser producida con rodillos muy delgados hechos de un material muy rígido.

Las altas fuerzas generadas en el laminado son transmitidas a la pieza de trabajo a través de los rodillos. Bajo estas condiciones de carga, hay dos principales tipos de distorsión elástica:

- Los rodillos tienden a doblarse a lo largo de su longitud debido a que la pieza de trabajo tiende a separar a éstos mientras que son contenidos en los extremos. Esto provoca problemas con variaciones en el espesor sobre el ancho.
- Los rodillos se aplanan en la región donde ellos contactan con la pieza de trabajo, de tal manera que el radio de curvatura es aumentado de R a R' .

El análisis más ampliamente usado para el aplanamiento de rodillos es hecho por *Hitchcock*, quien representó la distribución de presión con rodillos elásticamente aplanados en una distribución elíptica. Según los análisis, el radio de curvatura aumenta de R a R' .

$$R' = R \left[1 + \frac{CP'}{b(h_0 - h_f)} \right] \quad (\text{ec.4.21})$$

donde: $C = 16(1 - \nu^2)/\pi E$ y es evaluado para el material de rodillo ($C = 2.16 \cdot 10^{-11} \text{ Pa}^{-1}$ para rodillos de acero), P' es la carga de rolado basada sobre el radio de rodillo deformado. Ya que P' es una función de R' , la solución exacta de la ecuación 4.21 requiere un procedimiento de prueba y error (23).

4.5.2 Cálculo para la fuerza de laminación

La fuerza de laminación dividida por el ancho de la cinta (P/w) requerida para laminar al material se puede calcular por:

$$\frac{P}{w} = \bar{\sigma} (R \Delta h)^{0.5} Q_p \quad (\text{ec.4.22})$$

donde Q_p es un término geométrico y $\bar{\sigma}$ es el esfuerzo promedio del material definido por:

$$\bar{\sigma} = \int_{\epsilon_0}^{\epsilon_f} \sigma d\epsilon \quad (\text{ec.4.23})$$

La integral representa el área bajo la curva esfuerzo-deformación. La determinación de la magnitud de Q_p con respecto a los diferentes parámetros de laminación es el objetivo central de diversas teorías de laminación (30).

4.5.3 Teoría de laminación de Sims

Un análisis frecuentemente usado para la carga de rolado en caliente es debido a Sims (1954). Usando una forma reducida de la ecuación de Orowan (31) y simplificaciones matemáticas, Sims desarrolló la relación:

$$\frac{P}{w} = \bar{\sigma} (R \Delta h)^{0.5} Q_p \quad (\text{ec.4.24})$$

donde Q_p es una función compleja de la reducción en espesor y la relación R/h_f . Valores de Q_p podrían ser obtenidos de la Fig. 4.14 ó de (23):

$$Q_p = \sqrt{\frac{h_o}{4 \Delta h}} \left[\pi \tan^{-1} \left(\sqrt{\frac{\Delta h}{h_o}} \right) - \sqrt{\frac{R}{h_o}} \ln \left(\frac{h_n^2}{h_o h_f} \right) \right] - \frac{\pi}{4} \quad (\text{ec.4.25})$$

$$h_n = h_o + 2 R [1 - \cos(\alpha_n)] \quad (\text{ec.4.26})$$

$$\alpha_n = \sqrt{\frac{h_o}{R}} \tan \left\{ 0.5 \left[\tan^{-1} \left(\phi \sqrt{\frac{R}{h_o}} \right) - \frac{\pi}{4} \ln \left(\frac{h_f}{h_o} \right) \sqrt{\frac{h_o}{R} + \frac{t_o - t_f}{\sigma'}} \right] \right\} \quad (\text{ec.4.27})$$

donde: h_o , h_f , h_n ; son los espesores de entrada, salida y en el punto neutro respectivamente; R , radio del rodillo; t_o , t_f , tensión de entrada y de salida respectivamente y α_n , ángulo del punto neutro.

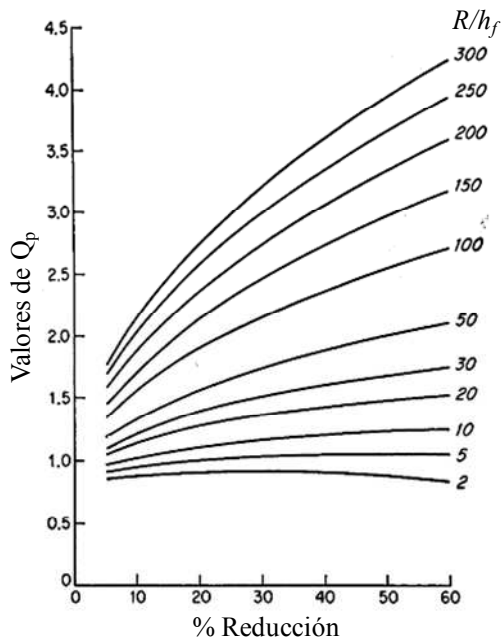


Fig. 4.14. Valores de Q_p utilizados para la ecuación 4.22 (23).

CAPÍTULO 5:

“MECANISMOS DE RESTAURACIÓN MICROESTRUCTURAL”

5.1 Recuperación en metales

5.1.1 Aspectos generales

Durante la deformación a velocidades de deformación y temperaturas de interés en operaciones de trabajo en caliente, todos los metales sufren de endurecimiento por deformación (sección 3.2) y recuperación dinámica, aunque algunos otros podrían también sufrir recristalización dinámica. Las microestructuras producidas por estos procesos son inestables y al mantener la temperatura después del final de la deformación, más cambios microestructurales podrían ocurrir por recuperación y recristalización estática y crecimiento de grano. En operaciones de laminación en caliente, los cambios microestructurales estáticos y dinámicos que toman lugar durante y entre los pases interactúan para determinar la completa evolución de la microestructura. Ambos procesos, estáticos y dinámicos tienen muchos rasgos en común, aunque las operaciones simultáneas en mecanismos de deformación y recuperación conducen a importantes diferencias (21; 22).

5.1.2 Factores que afectan el grado de recuperación en metales

La recuperación del material depende de varios factores que determinan el grado en que un material se recupera microestructuralmente, estos son:

La deformación previa del material.- Se considera que un metal se puede recuperar completamente su microestructura si existe una cantidad de

deformación ligera. Por ejemplo, en metales con estructura cristalina hexagonal como el zinc, presentan pocos sistemas de deslizamiento lo cual origina que sean capaces de recuperar su microestructura original y propiedades durante un tratamiento térmico de recocido. Por el contrario, en metales que han sido altamente deformados y que llegan a un nivel crítico de deformación, el fenómeno de recuperación podría presentarse en menor medida ya que la recrystalización del material podría intervenir antes de que una cantidad importante de recuperación de la microestructura se presente.

Temperatura de recocido.- Es algo ya muy comprobado que conforme la temperatura de recocido sea mayor, la recuperación aumenta.

La naturaleza del material.- El parámetro más importante en que la naturaleza del material logra tener mayor efecto sobre el grado de recuperación es la energía de falla de apilamiento γ_{SFE} . Esto debido a que en metales con alta energía de apilamiento, los fenómenos de trepado de dislocaciones y deslizamiento cruzado son más fáciles de que se presenten y éstos son los principales mecanismos por los cuales la recuperación en un material se presenta. Por lo antes mencionado, entre mayor sea la energía de falla de apilamiento en un metal, la recuperación se incrementa. Por el contrario, en metales con baja energía de falla de apilamiento, la recuperación será menor.

Presencia de partículas. La presencia de partículas podrían influenciar la recuperación de un metal por su efecto sobre la energía de falla de apilamiento (como en el caso de la naturaleza del material) por obstaculizar el movimiento de las dislocaciones ó por afectar la movilidad de vacancias.

5.1.3 Mecanismos de recuperación en metales

Durante la recuperación de un material, la energía almacenada de un metal es disminuida por el movimiento de dislocaciones. Hay dos principales procesos: aniquilación de dislocaciones y el arreglo de dislocaciones en configuraciones de menor energía. Ambos procesos son logrados por deslizamiento, trepado y

deslizamiento cruzado de dislocaciones. Ambos procesos operan simultáneamente en la recuperación de metales (29).

5.1.3.1 Aniquilación de dislocaciones

El proceso consiste como su nombre lo dice de la aniquilación de dislocaciones por la combinación de deslizamiento y trepado de dislocaciones. En la Fig. 5.1 se muestra un arreglo de dislocaciones de tipo borde, las cuales son de signo opuesto sobre el mismo plano de deslizamiento, es decir A y B, que podrían aniquilarse por deslizamiento una con otra. En dislocaciones con vectores de Burger opuestos sobre diferentes planos de deslizamiento, es decir C y D, podrían aniquilarse por una combinación de deslizamiento y trepado de dislocaciones. El trepado de dislocaciones requiere activación térmica y debido a esto solo puede ocurrir a altas temperaturas. Una configuración igual pero con dislocaciones de tornillo podrían recuperarse por la aniquilación de dislocaciones debido al deslizamiento cruzado de dislocaciones (22; 24).

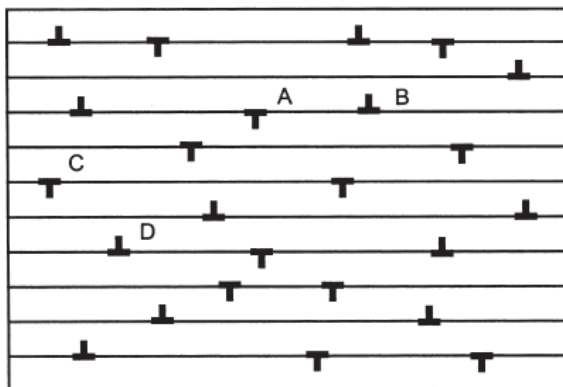


Fig. 5.1. Aniquilación de dislocaciones en un arreglo de dislocaciones tipo borde (24).

5.1.3.2 Arreglo de dislocaciones en configuraciones de menor energía

El segundo proceso en la recuperación de un material que actúa simultáneamente con la aniquilación de dislocaciones, es el arreglo de dislocaciones en configuraciones que presenten menor energía que antes del proceso de recuperación tal como la poligonización y la formación de subgranos. El primer arreglo, el de poligonización se presenta esquematizado en la Fig. 5.2. Cuando desigual número de dislocaciones de dos signos diferentes son producidos durante la deformación provoca que no todas las

dislocaciones sean removidas por el proceso de aniquilación (sección 5.1.3.1) y sobre el recocido, el exceso de dislocaciones que no se aniquilaron se arreglan en configuraciones de más baja energía en formas regulares ó de límites de grano de ángulo bajo. El caso más simple es el mostrado en la Fig. 5.2c en el que dislocaciones de un solo vector de Burger son involucradas. Esta estructura podría ser producida al flexionar un cristal simple el cual es deformado sobre un solo sistema de deslizamiento (32).

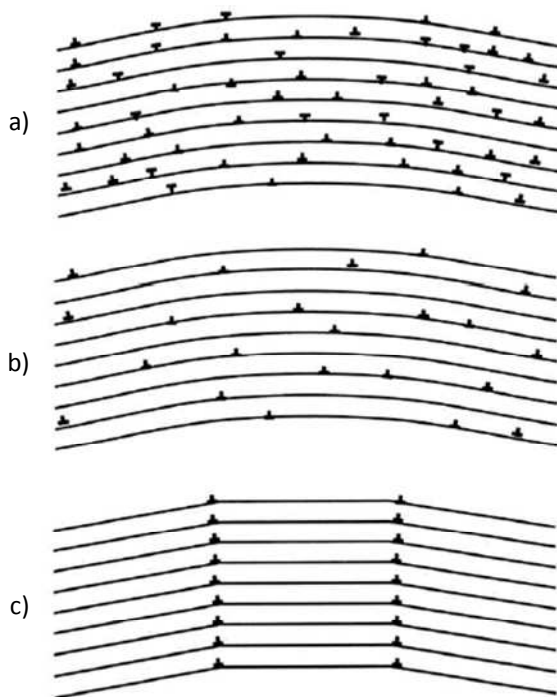


Fig. 5.2. Proceso de recuperación por poligonización de un cristal conteniendo dislocaciones tipo borde. a) Condición deformada, b) Después de la aniquilación de dislocaciones, c) Formación de límites de grano de ángulo bajo (24).

El segundo arreglo de menor configuración de energía es la formación de subgranos y es mucho más complejo que la poligonización ya que involucra dislocaciones de muchos vectores de Burger y se presenta por lo general en materiales policristalinos altamente deformados. Estas dislocaciones de dos o más vectores de Burger reaccionan para formar redes bidimensionales del cual su carácter depende de los tipos de dislocaciones involucradas.

Como se explico en la sección 3.4.1, los metales con energía de falla de apilamiento media a alta tienen típicamente después de la deformación una forma de estructura celular tridimensional. Las paredes de las celdas son marañas de dislocaciones y el tamaño de las la estructura tipo celular depende

del material y de la cantidad de deformación. Al recocer esta estructura celular proveniente del estado deformado del material, las marañas de dislocaciones que forman las paredes de la estructura celular se convierten en redes de dislocación más regulares ó de límite de grano de ángulo bajo. El número de dislocaciones dentro de la estructura celular disminuye y la estructura tipo celular se convierte en subgranos (Fig. 5.3) (22).

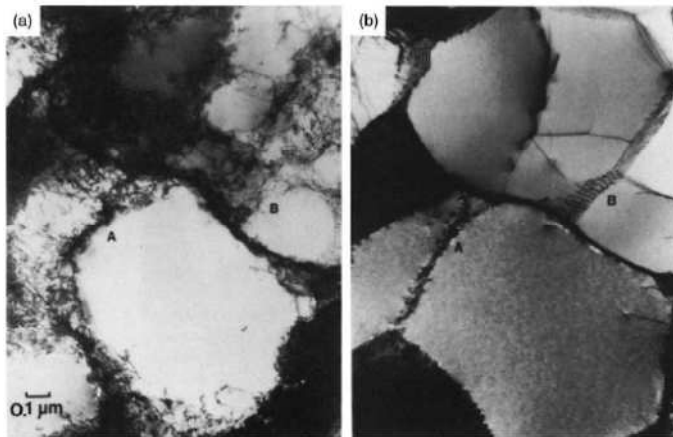


Fig. 5.3. Imagen de microscopía electrónica de transmisión de aluminio deformado 10% y recocido. a) Estructura deformada, b) misma área después de 2 minutos de recocido (22).

5.1.4 Recuperación estática

El término recuperación se refiere a cambios microestructurales en un material deformado que ocurren antes de la recristalización del material y que parcialmente restauran los valores de sus propiedades mecánicas antes de la deformación. Por otro lado, el término estático se refiere a que estos cambios microestructurales se presentan cuando el material deformado se calienta a una alta temperatura pero sin provocarle deformación. La recuperación estática no solo representa un cambio microestructural ya que una serie de eventos se manifiestan y que son esquemáticamente representados en la Fig. 5.4. En la Fig. 5.4a se muestra la forma en que las dislocaciones se encuentran enredadas tal como se presentan en un material deformado. En muchos metales las dislocaciones forman límites lo cual dan origen a la formación de celdas (Fig. 5.4b) tal como se explico en la sección 3.4.1. Después, al elevar el material deformado a una alta temperatura, se presenta el movimiento de dislocaciones lo cual en planos de deslizamiento las dislocaciones se aniquilan unas a otras lo cual da origen a la formación de subgranos en la matriz y su

posterior crecimiento (Fig. 5.4 c-e). Estos eventos hacen que el material reduzca el endurecimiento por deformación provocado por el aumento en la densidad de dislocaciones haciéndolo más dúctil (22; 33).

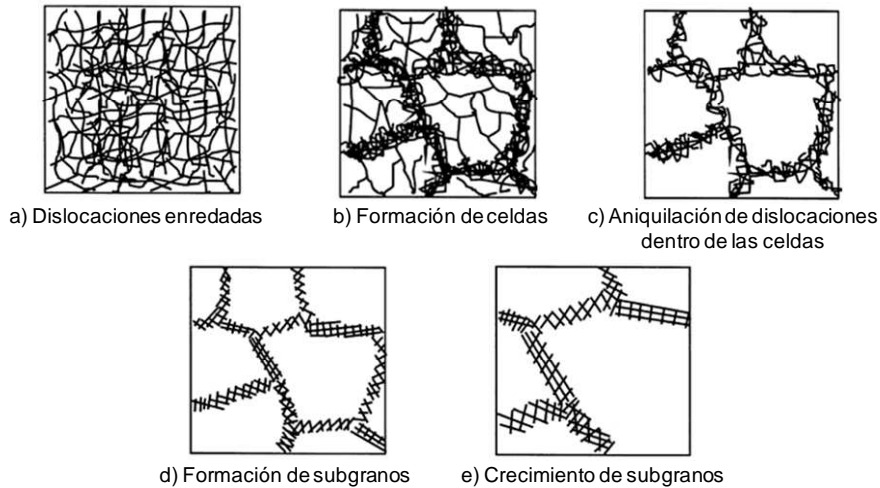


Fig. 5.4 Varias etapas en la recuperación de un material plásticamente deformado (22).

Al considerar los detalles de recuperación antes mencionado, cabe resaltar que los procesos de recuperación y recristalización compiten ya que ambos son impulsados por la energía almacenada del estado deformado (sección 3.2). Por ejemplo, cuando la recristalización en un material ha ocurrido y la subestructura de deformación ha sido consumida por el proceso de recuperación, posteriormente no habrá mayor recuperación del material. Por lo tanto, la recuperación dependerá sobre la facilidad con que ocurra el proceso de recristalización. Y por el contrario, debido a que la recuperación reduce la fuerza motriz para que ocurra la recristalización, una gran cantidad de recuperación previa en el material podría a su vez influenciar la naturaleza y la cinética de la recristalización. La línea divisoria para identificar cuando ocurre un proceso entre recuperación y recristalización es algunas veces difícil de definir, ya que los mecanismos de recuperación juegan un rol importante en los sitios de nucleación para la recristalización (33).

5.1.5 Recuperación dinámica

El proceso de recuperación dinámica difiere de la recuperación estática en que es llevada a cabo bajo deformación y temperatura en operaciones de trabajo en

caliente de aceros. En metales con alta energía de falla de apilamiento, el trepado de dislocaciones y el deslizamiento cruzado se presentan fácilmente tal como se explica en la sección 3.4.1. Por lo tanto, la recuperación dinámica es rápida y extensiva en altas temperaturas y es usualmente la única forma de restauración dinámica que ocurre. La curva esfuerzo-deformación en este caso es típicamente caracterizada por un aumento en la meseta de la curva (en comparación con los otros procesos de restauración microestructural) seguida de un flujo de esfuerzo constante tal como se muestra en la Fig. 5.5 y en la Fig. 5.6 se esquematiza a detalle el proceso de recuperación dinámica (25).

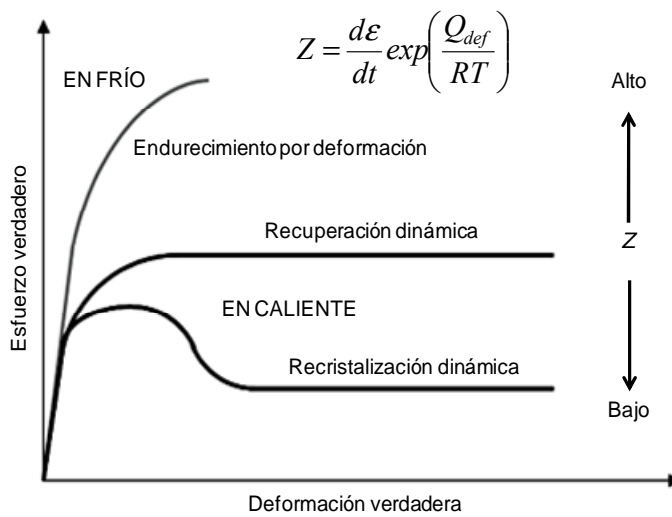


Fig. 5.5. Ilustración esquemática del endurecimiento por deformación, recuperación dinámica y recristalización dinámica. Las flechas de lado derecho indican cómo cambia el parámetro Zener-Hollomon en los tres procesos (25).

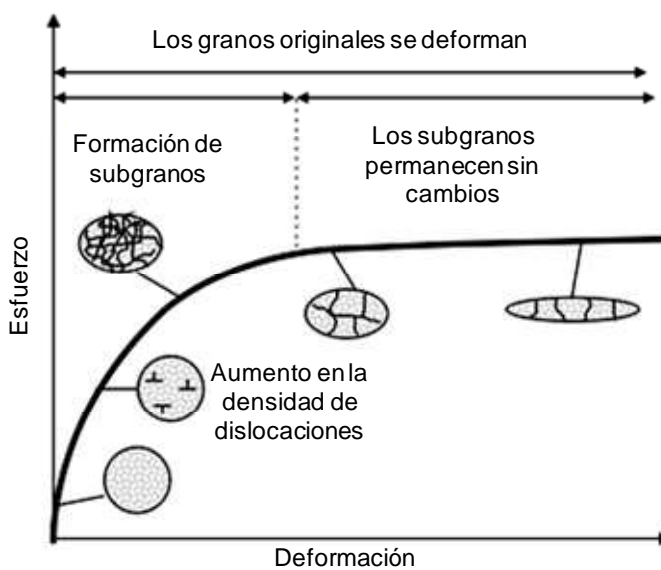


Fig. 5.6. Curva esfuerzo deformación del proceso de recuperación dinámica detallando los aspectos microestructurales (25).

En la curva esfuerzo-deformación de la Fig. 5.6, se muestra que la recuperación dinámica inicia con un incremento en el flujo de esfuerzos conforme las dislocaciones interactúan y se multiplican. Sin embargo, como la densidad de dislocaciones se incrementa y por ende la fuerza motriz (sección 3.2), la razón de recuperación también aumenta. Durante este periodo una microestructura de límites de grano de ángulo bajo y subgranos se desarrolla al igual que en la recuperación estática (sección 5.2.2.2). A una cierta deformación, la razón de endurecimiento por deformación y recuperación alcanzan un equilibrio dinámico ya que la densidad de dislocaciones permanece constante y un estado de flujo de esfuerzo constante es obtenido lo cual lo diferencia de la recuperación estática en la cual el metal aumenta en ductilidad (29).

Los tres procesos de restauración microestructural mostrados en la Fig. 5.5 son dependientes de las condiciones de deformación, así como también de la temperatura (T) y la razón de deformación ($d\varepsilon/dt$); y pueden ser expresados a través del parámetro Zener-Hollomon (Z):

$$Z = \frac{d\varepsilon}{dt} \exp\left(\frac{Q_{def}}{RT}\right) \quad (\text{ec.5.1})$$

donde Q_{def} es la energía de activación para la deformación y R es la constante de los gases, $8.314 \text{ Jmol}^{-1}\text{K}^{-1}$.

5.2 Recristalización

La definición de recristalización es la “formación de una nueva estructura de grano en un material deformado por la formación y migración de límites de grano de ángulo alto manejados por la energía almacenada de la deformación”. Por consiguiente, la recristalización es un proceso donde nuevos granos libres de dislocaciones crecen a expensas de los antiguos granos deformados, dejando como resultado una nueva estructura con una densidad de dislocaciones menor. El proceso es dividido en la nucleación de nuevos granos y crecimiento de los mismos. Es reconocido actualmente que la “nucleación” en la recristalización no puede ser descrita con la teoría clásica de nucleación (22).

La recristalización es un proceso mucho más rápido en el que los nuevos granos crecen de pequeñas regiones ya presentes en la en la microestructura, como subgranos ó estructuras tipo celular. Los subgranos deben tener una energía de ventaja, un tamaño grande, ser capaz de crecer, en lugar de encogerse y desaparecer. Por lo tanto, para que la recristalización tome lugar, un tamaño de subgrano crítico tiene que ser alcanzado. Este tamaño crítico es grande en comparación con el tamaño de subgrano promedio, lo cual significa que solo puede ser alcanzado por un crecimiento anormal.

No existe evidencia en el engrosamiento de los subgranos que la rotación juega un papel importante. Hay una razonable suposición que tanto el engrosamiento de los subgranos y la nucleación de la recristalización de subgranos pre-existentes son controlados por la migración de límites de grano de ángulo bajo (22). El engrosamiento de los subgranos en regiones de grandes gradientes de orientación es creído ser un mecanismo por el que la recristalización se origina (22). Cuando un gradiente de orientación está presente en el material deformado y recuperado, los subgranos crecen más rápidamente que aquellos en un ambiente donde no hay gradiente de orientación. Un crecimiento más rápido de los subgranos obtienen una mayor misorientación que resulta en la creación de límites de grano de ángulo alto y por lo tanto un núcleo de recristalización.

Consecuentemente, para que la recristalización tome lugar, un tamaño crítico de subgrano tiene que ser alcanzado y la misorientación tiene que ser suficientemente alta, es decir; tiene que ser un límite de grano de ángulo alto. Existen sitios preferenciales de nucleación para la recristalización como lo son (14):

- Límites de grano.- La nucleación se da en la vecindad de los límites de grano debido a que es una región que origina la no homogeneidad de deslizamiento resultando en locales misorientaciones obedeciendo a que

la recristalización se presenta en regiones de grandes gradientes de orientación.

- Bandas de transición.- Una banda de transición separa partes de un grano que ha sido dividido durante la deformación en regiones de diferente orientación (sección 3.4.1). Por lo tanto, es una región de un gradiente de orientación grande lo cual origina que sea un sitio ideal para la recristalización.
- Bandas cortantes.- Las bandas cortantes en materiales laminados son regiones de material altamente deformado típicamente orientado $\sim 35^\circ$ al plano de laminación. Son resultado de la heterogeneidad de la deformación debida a la inestabilidad durante el laminado y su formación es fuertemente dependiente sobre las condiciones de deformación tan bien como de la composición, textura y microestructura del material. Los detalles del mecanismo de nucleación en bandas cortantes no ha sido actualmente conocido.

Los nuevos granos recristalizados forman un “collar” alrededor del grano deformado tal como se muestra en las figuras 5.7 y 5.8 (a) y (b). Cuando los granos son muy grandes, nucleación intragranular ocurre donde los granos nuevos nuclean en el interior de los granos y no solo en los límites de grano previamente deformados, Fig. 5.8 (c) y (d) (22). El tamaño de grano recristalizado es reducido cuando grandes deformaciones son aplicadas debido a que a mayor deformación, se generan subgranos más pequeños y por lo tanto aumenta el número de núcleos de recristalización. Un ejemplo es mostrado en la Fig. 5.7 comparado con la Fig. 5.8. Si el tamaño de grano inicial es el mismo, más núcleos como en la Fig. 5.8, proveen un tamaño de grano recristalizado más fino. El efecto de tamaños de granos más pequeños con mayor deformación es más evidente en deformaciones relativamente pequeñas. Esto llega a ser menos evidente al aumentar la deformación y cesar en alguna deformación crítica. Un tamaño inicial más pequeño también reduce el tamaño de grano recristalizado debido a un aumento potencial de los sitios de nucleación causado por el aumento en el área de los límites de grano (34).

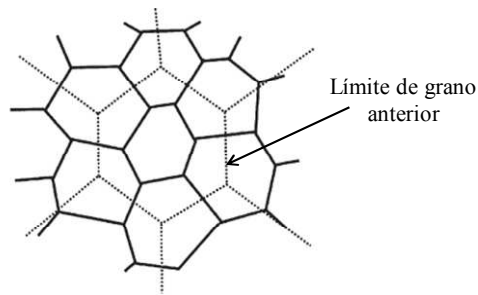


Fig. 5.7. Imagen esquemática de nuevos granos recristalizados (línea continua) y de los límites de grano antes de la recristalización (línea de puntos) (32).

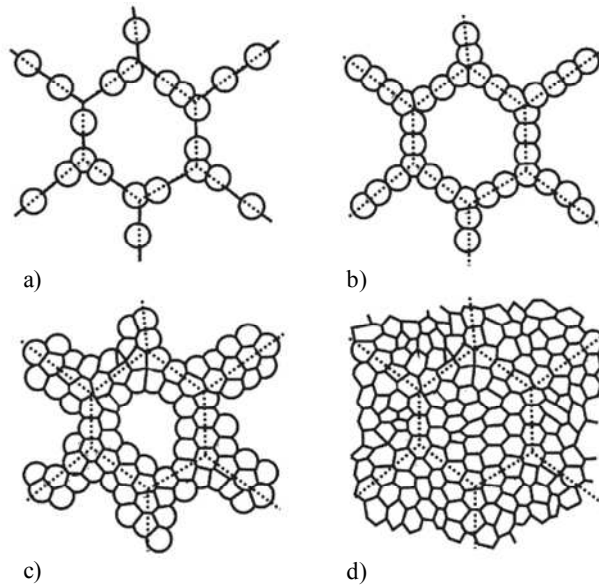


Fig. 5.8. Imagen esquemática del desarrollo de granos recristalizados donde el tamaño de grano inicial es más grande en comparación que los nuevos granos recristalizados. Las líneas con puntos representan los anteriores límites de grano anteriores (32).

El tamaño de grano recristalizado es también dependiente de la temperatura. A bajas temperaturas, granos recristalizados más finos son obtenidos debido a una menor movilidad de los límites de grano y consecuentemente menor razón de crecimiento de los granos recristalizados. Una razón de crecimiento menor promueve nucleación adicional durante la recristalización que consecuentemente da lugar a granos recristalizados más pequeños (35).

5.2.1 Recristalización estática

Si la deformación es interrumpida aunque el material es mantenido a alta temperatura, la estructura sufre más cambios como una función del tiempo por la formación de nuevos granos libres de dislocaciones (33). De lo anterior se deduce que la recristalización estática requiere solamente de temperatura sin deformación al momento de que se presente la recristalización. El progreso de la recristalización estática es comúnmente representado por una gráfica de la

fracción de volumen del material recristalizado (X_v) como una función del tiempo. Esta gráfica usualmente tiene la característica forma sigmoïdal tal como se muestra en la Fig. 5.9 y típicamente muestra un aparente tiempo de incubación antes de que la recristalización sea detectada. Esto es seguido por un incremento en la razón de recristalización, una región lineal, y finalmente una disminución en la razón de recristalización (36).

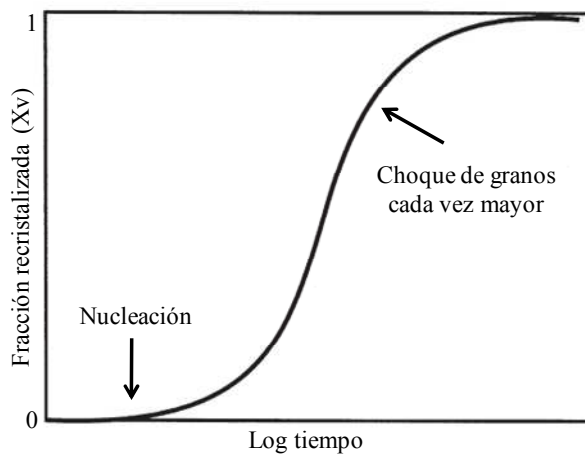


Fig. 5.9. Curva típica de la cinética de recristalización durante un tratamiento de recocido isotérmico (14).

El proceso de recristalización estática al tratarse de un proceso térmicamente activado, la dependencia con ésta se muestra en el ejemplo de la Fig. 5.10 en el que se muestra que a mayor temperatura el tiempo de recristalización es menor (37).

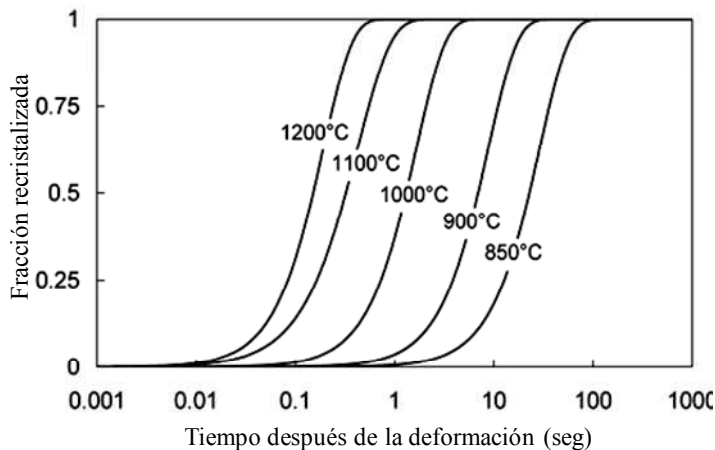


Fig. 5.10. Curvas de recristalización en pruebas de esfuerzo-relajación para un acero C-Mn pre-deformado a 0.2 y a una razón de deformación de $1s^{-1}$ y un recocido a 850-1200°C (37).

5.2.2 Recristalización dinámica

La existencia de la recristalización dinámica fue primero observada y estudiada sistemáticamente durante pruebas de creep en plomo (33). La recristalización

que es llevada a cabo con temperatura y a cierta deformación es denominada recristalización dinámica. La recristalización dinámica es promovida por bajas razones de deformación y una alta temperatura. Cuando la recristalización dinámica ocurre, la curva de flujo de esfuerzos alcanza un valor pico seguido de un menor estado constante de flujo de esfuerzos, Fig. 5.5 y explicado a detalle en la Fig. 5.11 (25).

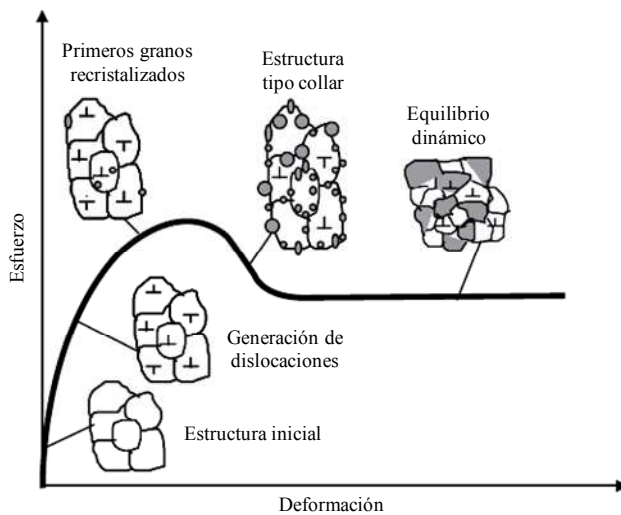


Fig. 5.11. Evolución de la microestructura durante recristalización dinámica (25).

En la Fig. 5.11 se observa como los granos originales son cada vez más deformados debido a la generación de dislocaciones, aunque los sub-límites de la microestructura permanecen más o menos equiaxiales. Esto implica que la sub-estructura es “dinámica” y se readapta continuamente con el aumento de la deformación. En metales de baja energía de falla de apilamiento (aceros inoxidables austeníticos, cobre, etc.), el proceso de recuperación es más lento y esto, a su vez, podría permitir suficiente acumulación de energía. A una deformación crítica (ϵ_c) y a un cierto valor de fuerza motriz, granos dinámicamente recristalizados aparecen en los límites de granos originales resultando en una estructura tipo collar como la mostrada en la Fig. 5.8. Esta deformación crítica es menor que la deformación del pico más alto (ϵ_p) en la curva esfuerzo vs deformación, Fig. 5.12 (37). Por lo tanto, la recristalización dinámica toma lugar antes de alcanzar el máximo esfuerzo. Según estudios anteriores la relación entre deformación del pico más alto (ϵ_p) y deformación crítica (ϵ_c) es $\epsilon_c=0.8\epsilon_p$ (38).

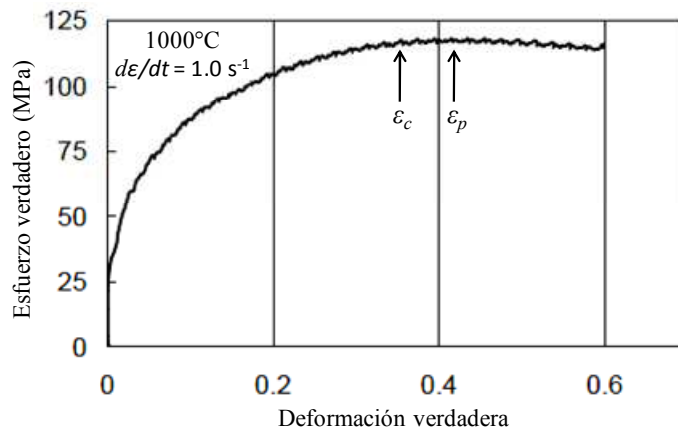


Fig. 5.12. Curva esfuerzo-deformación con flechas indicando la deformación crítica, ϵ_c , y la deformación máxima, ϵ_p , de un acero C-Mn (37).

A mayor deformación, más núcleos son potencialmente activados y nuevos granos recristalizados aparecerán. Al mismo tiempo, los granos que ya habían recristalizados en la etapa anterior, son deformados otra vez. Después de una cierta cantidad de deformación, se establece un equilibrio de saturación y típicamente el equilibrio es alcanzado entre el endurecimiento debido a la acumulación de las dislocaciones y la recuperación debido a la recristalización dinámica. En esta etapa, la curva de flujo alcanza una meseta y la microestructura consiste de una mezcla de granos dinámicamente recristalizados con varias densidades de dislocaciones.

5.2.3 Recristalización metadinámica

Si en algún material la recristalización dinámica se presenta, la recristalización metadinámica se presenta después de la deformación, como en cada uno de los pases de laminación en caliente. Si la recristalización dinámica no ocurre, la recristalización estática podría presentarse después de la deformación. Esto llega a presentar confusiones sobre cual proceso se presenta después de que un material se deforma a altas temperaturas, aunque existen claras diferencias entre recristalización estática y metadinámica. La recristalización estática requiere de un tiempo de incubación, en donde sitios de recristalización se forman (Fig. 5.9), mientras que los sitios de nucleación en una recristalización metadinámica ya están presentes al final de la deformación (22).

Para deformaciones debajo de la deformación crítica, existe una importante dependencia de la deformación sobre la cinética de recrystalización después de la deformación, mientras que arriba de la deformación crítica ésta dependencia de la deformación no se presenta. Esto es ilustrado en la Fig. 5.13, en donde se muestra la fracción recrystalizada en curvas de relajación después de una predeformación de 0.2, 0.4 y 0.6 (37). La deformación de 0.6 está muy por encima de la deformación crítica y del pico de deformación más alto, en consecuencia, la recrystalización dinámica y metadinámica se presentan. A una deformación de 0.4, el pico de deformación más alto no es alcanzado aunque la deformación crítica si es excedida. La recrystalización después de una deformación de 0.4 es igual de rápida que después de una deformación de 0.6. Por lo tanto, la recrystalización metadinámica ocurre después de una deformación de 0.4 lo cual significa que la recrystalización dinámica ya había ocurrido. Por el contrario, a una deformación de 0.2 que está por debajo de la deformación crítica se presenta la recrystalización estática la cual muestra la dependencia de la deformación sobre la cinética de recrystalización.

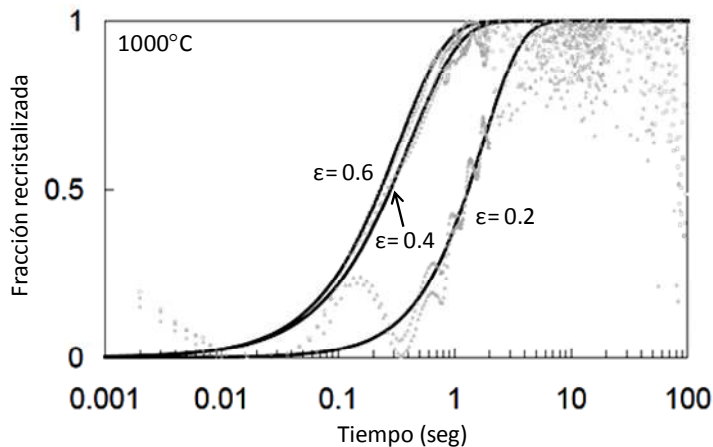


Fig. 5.13. Curvas de recrystalización derivadas de pruebas de relajación para un acero C-Mn (37).

5.3 Crecimiento de grano

Después de una completa recrystalización, la energía en el material podría ser reducida aun más por el crecimiento de grano. El crecimiento de grano es dado por una disminución de la energía por unidad de volumen la cual es lograda por la reducción en el área del límite de grano y por un aumento promedio en la curvatura del límite de grano (39; 40).

En aceros eléctricos de grano no-orientado la importancia del crecimiento de grano radica en la dependencia de las propiedades magnéticas sobre su tamaño de grano después del tratamiento térmico de recocido (9). Durante el recocido, cuando la recrystalización primaria finaliza, la estructura es todavía inestable y mayor crecimiento de los granos recrystalizados continua. La fuerza motriz para este crecimiento es la reducción de área en los límites de grano. Esta fuerza motriz es cerca de dos órdenes de magnitud menor que el de la recrystalización.

El crecimiento de grano está dividido en dos tipos: crecimiento normal de grano y crecimiento anormal de grano ó recrystalización secundaria (22). El crecimiento normal de grano, en el que la microestructura crece uniformemente, es clasificado como un proceso continuo. Hay un rango relativamente estrecho de formas y tamaños de grano, y la forma de la distribución del tamaño de grano es usualmente independiente del tiempo como se muestra en la Fig. 5.14a.

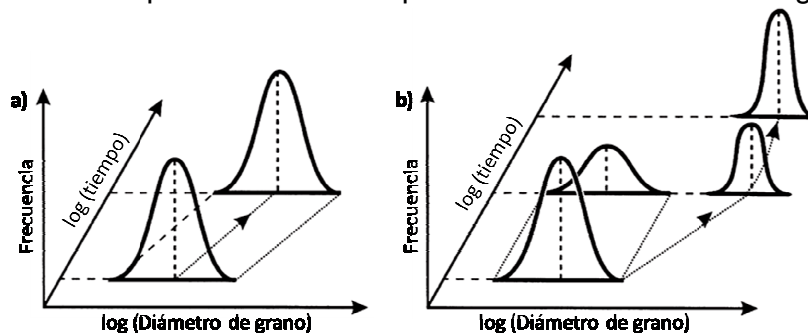


Fig. 5.14. Ilustración esquemática del: a) crecimiento continuo de grano y b) crecimiento discontinuo de grano (7).

El mecanismo central es la pérdida de los granos más pequeños mientras se mantiene una distribución de tamaño de grano casi constante. En cambio, durante un crecimiento anormal de grano, que es un proceso discontinuo, pocos granos en la microestructura crecen y lo hacen consumiendo los granos más pequeños de la matriz desarrollando una distribución de tamaño de grano bimodal. Sin embargo, eventualmente estos grandes granos chocan y el crecimiento normal de grano podría después reanudarse (Fig. 5.14b). El principal factor causando el crecimiento anormal de grano es la presencia de partículas de segundas fases que inhiben el crecimiento de grano primario tal

como se utiliza en la obtención de la textura Goss en aceros eléctricos de grano orientado (8; 41).

5.3.1 Factores que afectan el crecimiento de grano

Los principales factores que influyen el crecimiento de grano son (29):

Temperatura.- El crecimiento de grano está relacionado con la migración en límites de grano de ángulo alto y por lo tanto, la cinética de recristalización es fuertemente afectada por la dependencia de la temperatura con la movilidad de los límites de grano. Debido a que la fuerza motriz para el crecimiento de grano es usualmente muy pequeña, un crecimiento importante de grano es por lo regular encontrado solo en altas temperaturas.

Partículas y Solutos.- Aunque el crecimiento de grano es inhibido por diversos factores, la obstaculización de los límites de grano por elementos de soluto y partículas de segundas fases es particularmente importante.

Tamaño de la muestra.- La razón de crecimiento de grano es reducida cuando el tamaño de grano llega a ser más grande que el espesor de una muestra obtenida de una cinta de acero laminada. En este caso los granos columnares son curvados solo en una dirección en lugar de dos direcciones lo cual hace que la fuerza motriz sea menor.

Textura.- Un material fuertemente orientado inevitablemente contiene muchos límites de grano de ángulo bajo con baja energía, y por lo tanto se presenta una disminución en la fuerza motriz para el crecimiento de grano.

CAPÍTULO 6:

“PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL”

6.1 Fundición del acero

6.1.1 Material de estudio

En el presente trabajo, se usaron experimentalmente seis aleaciones binarias Fe-Si obtenidas por fundición en moldes, en el cual la concentración del silicio varía como se muestra a continuación y con la composición química en la tabla 6.1:

Fe-XSi + impurezas (definidas por el proceso de fusión y carga de material)
Fe-0.5%Si, Fe-1%Si, Fe-1.5%Si, Fe-2% Si, Fe-2.5%Si, Fe-3% Si

Aleación (%Si)	Código	Composición química													
		Elementos principales							Elementos menores						
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Cu	Ni	Mo	Ti	B	Fe
0.5%	E019	0.005	0.48	0.066	0.005	<0.001	0.002	0.0051	0.022	0.007	0.019	0.011	0.003	0.0008	Balance
1.0%	E020	0.008	1.00	0.036	0.007	<0.001	0.002	0.0183	0.011	0.009	0.008	0.008	0.003	0.0007	Balance
1.5%	E021	0.003	1.52	0.042	0.005	<0.002	0.002	0.0022	0.014	0.009	0.012	0.010	0.004	0.0011	Balance
2.0%	E022	0.006	2.03	0.037	0.001	0.005	0.003	<0.001	0.015	0.007	0.017	<0.005	0.001	0.00	Balance
2.5%	E023	0.006	2.55	0.036	0.002	0.005	0.003	<0.001	0.015	0.007	0.017	<0.005	0.001	0.00	Balance
3.0%	E024	0.006	2.99	0.036	0.002	0.005	0.003	<0.001	0.014	0.006	0.016	<0.005	0.001	0.00	Balance

Tabla 6.1. Composición química de las seis aleaciones Fe-Si

6.1.2 Características del horno de inducción y del molde para fundición

La fundición del material se llevo a cabo en el departamento de ciencia de los materiales en la universidad de Gante, Bélgica que cuenta con un horno eléctrico de inducción de la marca Balzers modelo VSQ 25 tal como se muestra en la Fig. 6.1 y que cuenta con las siguientes características:

- Capacidad de carga: 100 kg
- Sistema de muestreo para análisis del metal en caliente

- Posibilidad de realizar vaciados incrementales
- Bajo contenido de oxígeno y nitrógeno usando una atmósfera (20ppm) al vacío o en argón
- Excelente pureza de aceros, bajo contenido de oxígeno
- Bajas inclusiones para altos grados de calidad
- Unidad de bloqueo al vacío

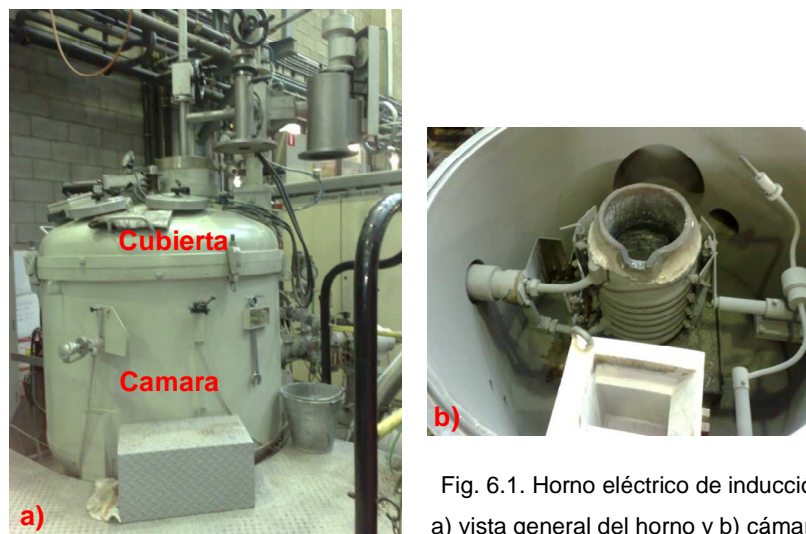


Fig. 6.1. Horno eléctrico de inducción utilizado, a) vista general del horno y b) cámara del horno.

El molde utilizado para el vaciado del metal fundido fue de 100 kg, que cuenta con las dimensiones que se muestran en la Fig. 6.2. De los 100 kg del material fundido y vertido en molde, solo 65 kg de material es utilizado y el resto es material se desecha ya que contiene rebabas del proceso de vertido del metal fundido. En la Fig. 6.3 se muestra una imagen real del molde utilizado del cual se obtuvieron los lingotes una vez terminada la solidificación del metal líquido.

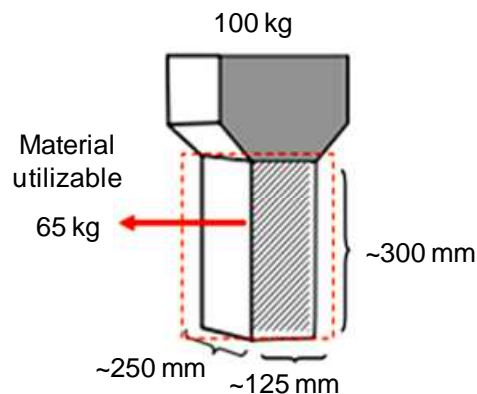


Fig. 6.2. Dimensiones del molde.

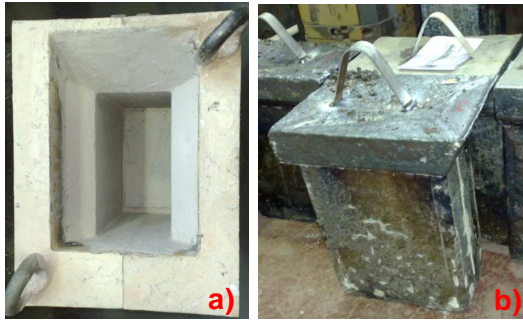


Fig. 6.3. Molde real utilizado, a) Vista superior del molde y b) moldes con los lingotes solidificados.

6.1.3 Condiciones de fundición y vaciado del metal

La fundición del material se llevo a cabo bajo condiciones de vacío. Los materiales de carga fueron lingotes de acero calmado al aluminio (AK), Hierro electrolítico (EFe) y Ferrosilicio grado 75 de bajo Ti (FeSi75) con un peso total de 100 kg que tienen una composición química tal como se muestra en la tabla 6.2.

Material	Composición química								
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Ni
AK	0.002	0.003	0.05	0.003	0.0034	0.004	0.014	0.013	0.017
EFe	0.0008	0.004	-----	0.00009	0.0001	0.001	-----	-----	-----
FeSi75	0.008	75.1	0.013	0.005	0.002	0.02	0.008	0.003	0.1

Tabla 6.2. Composición química del material de carga.

Se produjeron 6 fundiciones, una fundición para cada porcentaje de silicio, a una temperatura máxima de trabajo de 1590-1610°C, con la solidificación y el vertido de material hecho dentro del horno. El crisol del horno es de alta alúmina (Al_2O_3) lo cual mejora las condiciones endotérmicas dentro del horno. El contenido del material de carga al horno junto con sus puntos de fusión para obtener las seis diferentes aleaciones binarias Fe-Si se encuentra en la tabla 6.3. Tal como se menciona en la sección 6.1.2, el contenido de material de carga debe ser 100 kg para los moldes utilizados en la obtención de los lingotes.

Aleación (%Si)	Carga (kg)			Punto de Fusión
	AK	EFe	FeSi75	
0.5%	94.0	4.0	0.6537	1533
1.0%	93.6	4.4	1.3194	1529
1.5%	97.3	0.0	1.9804	1525
2.0%	98.3	0.0	2.6868	1521
2.5%	95.4	0.0	3.2815	1517
3.0%	94.2	0.0	3.917	1513

Tabla 6.3. Cantidad de material de carga para las aleaciones con 0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 y 3% Si.

La carga del material hacia el horno fue realizada manualmente como se muestra en la Fig. 6.4, en el cual se aprecian las barras de acero-aluminio desoxidadas; con el fin de reducir la cantidad de oxígeno logrando que no ocurra alguna reacción entre el carbono y el oxígeno durante la solidificación.

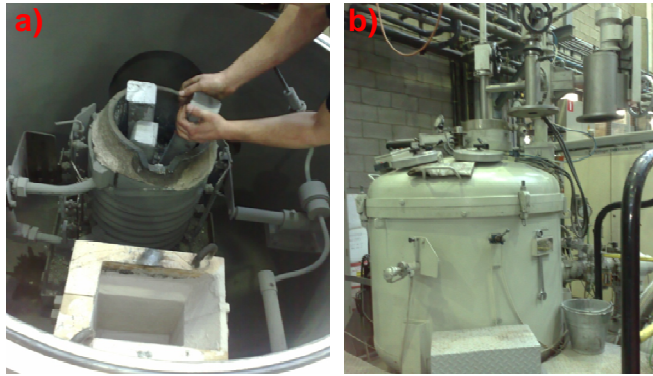


Fig. 6.4. Material de carga puesto manualmente en el horno; a) crisol del horno en donde se introduce el material de carga, b) horno cerrado en inicio de fundición.

Después de la fundición, obtención del metal fundido y la solidificación (Fig. 6.5); se obtuvieron 6 lingotes de las seis diferentes aleaciones binarias Fe-Si con las concentraciones mostradas en la tabla 6.1.

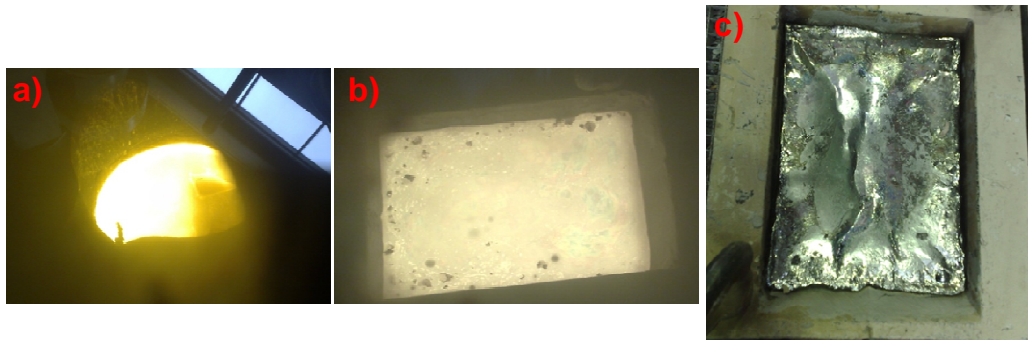


Fig. 6.5. a) Fundición, b) Metal fundido y c) Lingote.

6.2 Proceso de Laminación

6.2.1 Características operacionales del molino de laminación

Las pruebas de laminación en caliente fueron realizadas en un laminador experimental Carl Wezel 1(Fig. 6.6) completamente instrumentado en su configuración dúo reversible (23), los datos técnicos del laminador se encuentran en la tabla 6.4. La temperatura de las piezas fue obtenida mediante el uso de pirómetros en la entrada y salida de los rodillos de laminación.

Características del motor	
Potencia	200 kW
Velocidad motor	1750 t/min
Corriente de entrada	485A
Voltaje de alimentación	440 V
Características de laminación	
Configuración	2/4 Alto
Fuerza de laminación	400 ton
Torque	56000 Nm
Diámetros de rodillos	400/90 mm
Grados del rodillo	Acero, HSS, HiCr
Radio del Rodillo	403.86 mm
Velocidad de laminación	0.66 m/s
Ancho máximo	250 mm
Espesor de entrada	100 mm (max)
Espesor de salida	1 mm (min)
Longitud de laminación	2 m (max)
Configuración	Reversible
Lubricación	Emulsion, tubo
Mediciones	
Temperatura de salida/entrada	
Fuerza	
Torque	
Roll Gap	
Corriente	
Velocidad	

Tabla 6.4. Datos técnicos del molino de laminación.



Fig. 6.6. Molino de laminación utilizado.

6.2.2 Laminación en caliente

Se realizaron dos programas de laminación en caliente que serán descritos en la sección 6.2.2.2 y 6.2.2.4. Para el primer programa de laminación en caliente, el espesor inicial de cada una de las aleaciones fue de 30 mm y con este primer laminado en caliente las piezas se llevaron a un espesor final de 15 mm. La segunda laminación en caliente fue con estas mismas aleaciones con las que se tenía un espesor inicial de 15 mm y se llevaron a un espesor final de 2 mm.

6.2.2.1 Corte de piezas para el primer laminado en caliente

A partir de las seis fundiciones, se procedió a realizar los cortes necesarios para realizar el primer programa de laminación en caliente. Los cortes hechos fueron longitudinales al lingote y se obtuvieron de la parte central de la fundición tal como se muestra en la Fig.6.7, con las dimensiones de las piezas cortadas en la tabla 6.5. Después de estos cortes longitudinales se llevaron a cabo cortes

más pequeños que fueron los utilizados para la laminación en caliente. Al final se obtuvieron 5 piezas de cada uno de los seis porcentajes de silicio y 3 piezas con 2.4 % Si para tener un total de 33 piezas, que fueron la cantidad total de piezas laminadas en caliente.

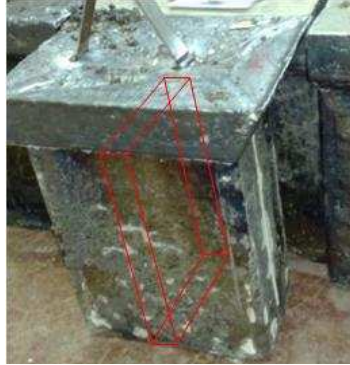


Fig. 6.7. Cortes longitudinales obtenidos de la fundición.

Código	Peso (kg)	Dimensiones (mm)	Qty	Código	Peso (kg)	Dimensiones (mm)	Qty
E019 (0.5% Si)	-	85 X 125 X 30	5	E022 (2% Si)	-	110 X 120 X 30	5
E020 (1% Si)	3.3	115 X 120 X 30	1	E023 (2.5% Si)	3	110 X 120 X 30	1
	3.3	115 X 120 X 30	1		3	110 X 120 X 30	1
	3.1	115 X 120 X 30	1		3.1	110 X 120 X 30	1
	3.2	115 X 120 X 30	1		3.1	110 X 120 X 30	1
	2.9	115 X 120 X 27	1		3	110 X 120 X 30	1
E021 (1.5% Si)	3	110 X 120 X 30	1	E024 (3% Si)	3.1	110 X 125 X 30	1
	3.2	110 X 120 X 32	1		3.1	110 X 125 X 30	1
	3.1	110 X 120 X 30	1		3.1	110 X 125 X 30	1
	3	110 X 120 X 30	1		3	110 X 125 X 30	1
	3	110 X 120 X 30	1		-	83 X 125 X 30	1
				F24 (2.4 %Si)	-	3.5 X 7 X 10	3

Tabla 6.5. Dimensiones de piezas cortadas para el primer programa de laminación en caliente.

El corte de las piezas fue llevado a cabo en una máquina cortadora de sierra como se muestra en la Fig. 6.8.



Fig. 6.8. Máquina cortadora de sierra.

Las piezas ya cortadas en las dimensiones requeridas para el laminado en caliente (tabla 6.5) se muestran en la Fig. 6.9.



Fig. 6.9. Piezas preparadas que fueron cortadas antes de laminarse en caliente.

6.2.2.2 Primer programa de laminación en caliente

Dos reducciones del 30 % fueron aplicadas a cada espécimen para terminar a un espesor final de 15-17 mm (Fig. 6.10) con las dimensiones iniciales mostradas en la tabla 4 y tener un total de 32 piezas laminadas, 5 piezas de cada porcentaje de silicio desde 0.5% a 3% Si y solo una pieza de 0.5% Si resultó scrap debido a que el rodillo de laminación estaba sucio y se utilizó la primera pieza para limpieza del mismo; así como también 3 piezas de 2.4 %Si fueron obtenidas. En todos los casos, los especímenes fueron precalentados por una hora a 1150°C en un horno con atmósfera endotérmica (Fig. 6.11) para evitar la formación de gruesas capas de óxido, que en alguna forma puedan modificar los resultados (42).

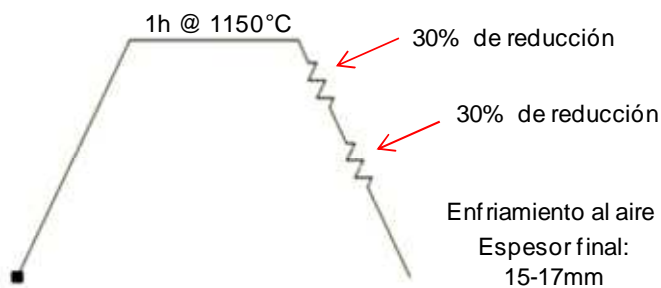


Fig. 6.10. Programa para la primera laminación en caliente (30-15 mm).



Fig. 6.11. Horno de precalentamiento.

Las piezas después de laminarse son mostradas en la Fig. 6.12 con las dimensiones medidas al final del proceso de laminado como se muestra en la tabla 6.6. Se obtuvieron del primer programa de laminación en caliente, los datos de fuerza, velocidad de los rodillos, torque, temperatura de las piezas, corriente del motor, separación entre los rodillos. Las temperaturas de las piezas fueron obtenidas mediante el uso de pirómetros en la entrada y salida a los rodillos de laminación (43).



Fig. 6.12. Piezas después del primer laminado en caliente a 15 mm de espesor.

Código	%Si	Dimensiones (mm)	Qty	Código	%Si	Dimensiones (mm)	Qty
E019A	0.5	SCRAP	0	E022A	2	150 X 130 X 15	1
E019B		175 X 130 X 15	1	E022B		150 X 130 X 13	1
E019C		175 X 130 X 15	1	E022C		155 X 130 X 13	1
E019D		175 X 130 X 15	1	E022D		160 X 130 X 15	1
E019E		175 X 130 X 15	1	E022E		155 X 130 X 15	1
E020A	1	245 X 125 X 15	1	E023A	2.5	220 X 130 X 15	1
E020B		240 X 125 X 15	1	E023B		220 X 130 X 15	1
E020C		230 X 125 X 15	1	E023C		230 X 130 X 15	1
E020D		210 X 125 X 15	1	E023D		230 X 130 X 15	1
E020E		235 X 125 X 15	1	E023E		225 X 130 X 15	1
E021A	1.5	220 X 125 X 15	1	E024A	3	175 X 140 X 15	1
E021B		220 X 125 X 15	1	E024B		220 X 130 X 15	1
E021C		225 X 125 X 15	1	E024C		220 X 130 X 15	1
E021D		230 X 125 X 15	1	E024D		225 X 130 X 15	1
E021E		215 X 125 X 15	1	E024E		215 X 135 X 15	1

Código	%Si	Dimensiones (mm)	Qty
F24A	2.4	160 X 115 X 15	1
F24B		160 X 115 X 13	1
F24C		160 X 110 X 15	1

Tabla 6.6. Dimensiones de piezas después del primer programa de laminación en caliente.

De estas piezas laminadas en caliente a 15mm se tomaron muestras de cada porcentaje de silicio (0.5, 1, 1.5, 2, 2.4, 2.5 y 3 % Si) para realizar análisis microestructural por microscopía óptica en el cual se explica a detalle en la sección 6.3.

6.2.2.3 Corte de piezas para la segunda laminación en caliente

Se tomaron dos piezas del primer laminado en caliente de 0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 y 3 %Si y una pieza de 2.4 % Si para ser cortadas a lo largo antes de la segunda laminación en caliente y de esta manera tener piezas no muy largas al término del proceso de laminación. Un ejemplo de una pieza cortada a lo largo se muestra en la Fig. 6.13 para lo cual se utilizo una maquina cortadora de sierra Fig. 6.14.

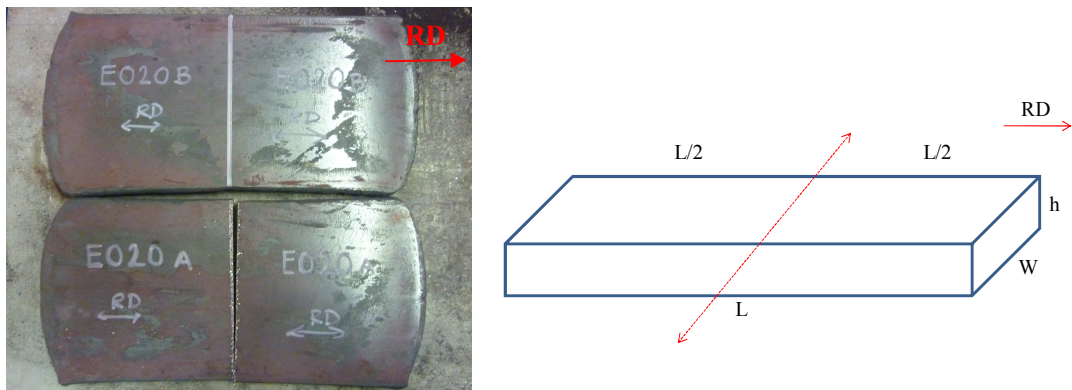


Fig. 6.13. Ejemplo de piezas cortadas a lo largo antes de la segunda laminación en caliente.



Fig. 6.14. Máquina cortadora de sierra utilizada.

Como se observa en la figura 6.13, se obtuvieron 4 piezas de las 2 piezas seleccionadas del primer laminado en caliente de cada % Si (0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 y 3) y sólo 3 de las que se obtuvieron de los cortes se eligieron para la segunda

laminación en caliente. En el caso de la pieza de 2.4 % Si en la cual solo se eligió una sola pieza del primer laminado en caliente, de las dos piezas obtenidas después del corte solo una se tomó para el segundo laminado en caliente. Las dimensiones de las piezas al final de los cortes se encuentran sombreadas en gris en la tabla 6.7 donde se muestra que el total de piezas elegidas para la segunda laminación en caliente es de 19 piezas.

Código	%Si	Dimensiones antes del corte	Qty	Corte a lo largo	Qty	Dimensiones después del corte
EO19B	0.5	175 X 130 X 15	1	EO19B1	1	87.5 X 130 X 15
EO19C				EO19C1	1	
				EO19B2	1	
				EO19C2	1	
EO20A	1	245 X 125 X 15	1	EO20A1	1	122.5 X 125 X 15
EO20B				EO20B1	1	
				EO20A2	1	
				EO20B2	1	
EO21A	1.5	220 X 125 X 15	1	EO21A1	1	110 X 125 X 15
EO21D				EO21A2	1	
				EO21D1	1	115 X 125 X 15
				EO21D2	1	
EO22D	2	160 X 130 X 15	1	EO22D1	1	80 X 130 X 15
EO22E				EO22D2	1	
				EO22E1	1	77.5 X 130 X 15
				EO22E2	1	
EO23C	2.5	230 X 130 X 15	1	EO23C1	1	115 X 130 X 15
EO23D				EO23C2	1	
				EO23D1	1	115 X 130 X 15
				EO23D2	1	
EO24B	3	220 X 130 X 15	1	EO24B1	1	112.5 X 130 X 15
EO24D				EO24B2	1	
				EO24D1	1	110 X 130 X 15
				EO24D2	1	
F24A	2.4	160 X 115 X 15	1	F24A1	1	120 X 115 X 15
				F24A2	1	

Total: 19

Tabla 6.7. Dimensiones de piezas cortadas (sombreadas en gris).

6.2.2.4 Segundo programa de laminación en caliente

Tres reducciones del 60-50-40% fueron aplicadas a cada espécimen para terminar con un espesor final de 2 mm (Fig. 6.15). El espesor inicial de todas las piezas es de 15 mm tal como se muestra en las piezas seleccionadas en la tabla 7 que están sombreadas en gris y que son las que se utilizaron para esta segunda laminación en caliente a 2mm. Las piezas fueron precalentadas a

1150°C por una hora en un horno con atmósfera endotérmica (Fig. 6.11) para evitar la formación de gruesas capas de óxido.

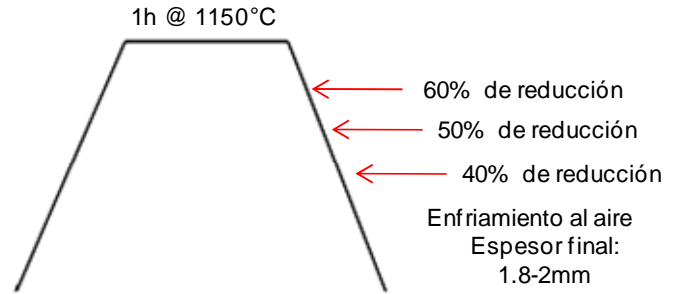


Fig. 6.15. Programa para la segunda laminación en caliente (15-2 mm).

Las piezas después de la segunda laminación en caliente a 2 mm son mostradas en la Fig. 6.16 con las dimensiones medidas al final del proceso de laminado (Tabla 6.8). Se obtuvieron del segundo programa de laminación en caliente, los datos de fuerza, velocidad de los rodillos, torque, temperatura de las piezas, corriente del motor, separación entre los rodillos.

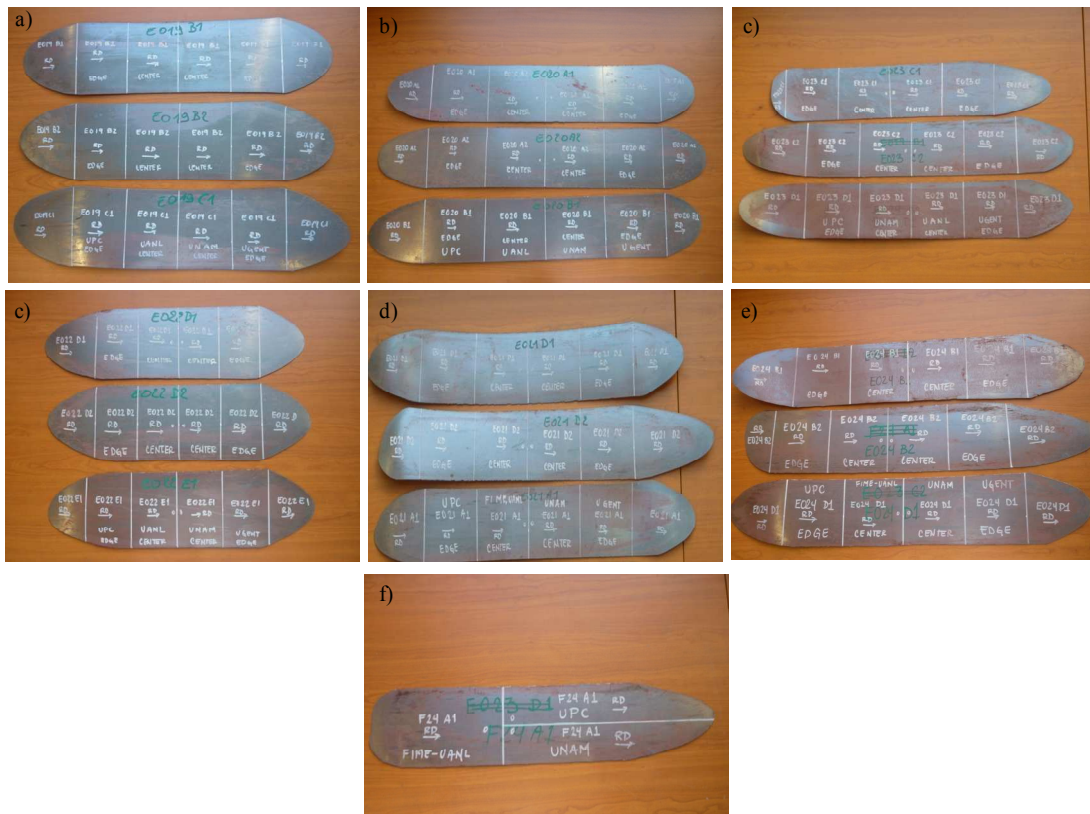


Fig. 6.16. Piezas después del segundo programa de laminación en caliente a 2 mm de espesor:
 a) 0.5% Si, b) 1% Si, c) 1.5% Si, d) 2% Si, e) 2.5% Si, f) 3% Si, f) 2.4% Si.

Código	%Si	Dimensiones (mm)	Qty
E019B1	0.5	610 X 140 X 2	1
E019B2		605 X 145 X 2	1
E019C1		640 X 145 X 2	1
E020A1	1	820 X 140 X 2	1
E020A2		860 X 135 X 2	1
E020B1		850 X 135 X 2	1
E021D1	1.5	850 X 145 X 1.8	1
E021D2		890 X 140 X 1.8	1
E021A1		860 X 140 X 1.8	1
E022D1	2	530 X 145 X 2	1
E022D2		530 X 145 X 2	1
E022E1		530 X 145 X 2	1
E023C1	2.5	770 X 145 X 2	1
E023C2		900 X 145 X 1.8	1
E023D1		900 X 145 X 1.8	1
E024B1	3	850 X 150 X 1.8	1
E024B2		840 x 150 x 1.8	1
E024D1		840 X 150 X 1.8	1
F24A1	2.4	570 X 125 X 1.8	1

Total: 19

Tabla 6.8. Dimensiones de piezas después del segundo programa de laminación en caliente.

De estas piezas laminadas en caliente a 2mm de espesor se tomaron muestras de cada porcentaje de silicio (0.5, 1, 1.5, 2, 2.4, 2.5 y 3 % Si) para realizar análisis microestructural por microscopía óptica en el cual se explica a detalle en la sección 6.3.

6.2.3 Laminación en frío

Se realizó un programa de laminación en frío descrito a detalle en la sección 6.2.3.3, en el cual las piezas contaban con un espesor inicial de 2 mm y se redujeron a un espesor final de 0.7 mm.

6.2.3.1 Corte de piezas para Laminación en Frío

Se tomaron dos piezas de cada porcentaje de silicio (0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 y 3 % Si) de la segunda laminación en caliente a 2 mm de espesor inicial para realizar la laminación en frío a 0.7 mm de espesor final. Estas piezas sufrieron 4 cortes a lo largo tal como se muestra en el ejemplo de la Fig. 6.17 y de esta manera tener piezas no tan largas al final del proceso de laminación en frío. Las orillas no fueron tomadas para el proceso de laminación de tal manera que de cada porcentaje de silicio (0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 y 3 % Si) se obtuvieron 8 piezas con las dimensiones mostradas en la tabla 9.

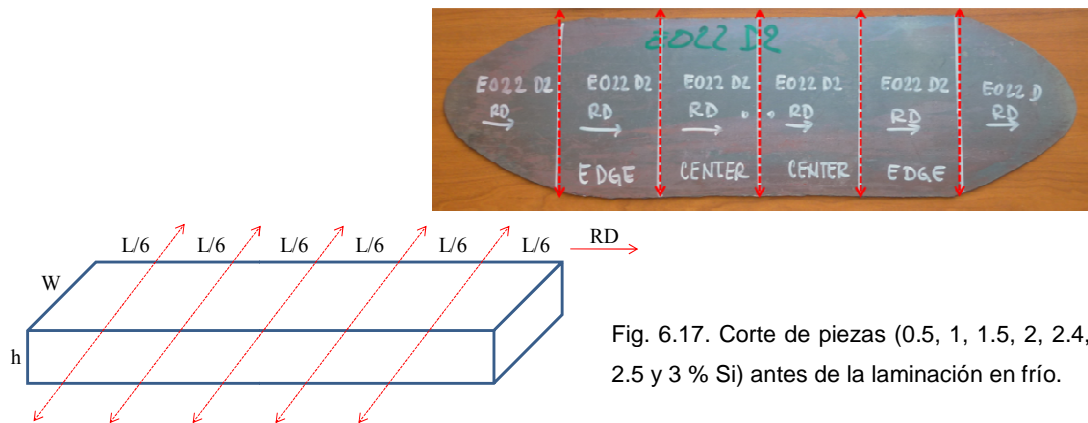


Fig. 6.17. Corte de piezas (0.5, 1, 1.5, 2, 2.4, 2.5 y 3 % Si) antes de la laminación en frío.

La única pieza de 2.4% Si obtenida de la segunda laminación en caliente a 2mm de espesor sufrió 1 corte a lo largo para que de esta forma una de las dos piezas se usara para laminación en frío (Fig. 6.18) con las dimensiones mostradas en la tabla 6.9.

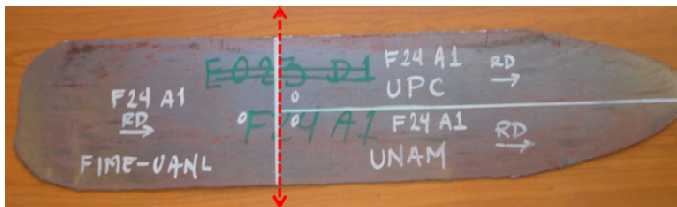


Fig. 6.18. Corte de pieza de 2.4 % Si antes de la laminación en frío.

El total de piezas que se laminaron en frío fueron 49, de las cuales se obtuvo que cada porcentaje de silicio (0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 y 3% Si) contara con 8 piezas debido a los cortes mostrados en la tabla 6.9 y una pieza de 2.4% Si.

6.2.3.2 Decapado de piezas

Antes del proceso de laminación en frío, a las 49 piezas por laminarse (tabla 6.9) se les removió el óxido por medio del proceso de decapado con ácido clorhídrico. Esto con la finalidad de que el acero estuviera libre de óxido en el proceso de laminación, ya que si el óxido no es removido el acero es propenso a producir problemas operativos y defectos cualitativos en el material (44). El proceso consistió en sumergir las piezas en una solución de 50% HCl y 50% H₂O por determinado tiempo que fue obtenido experimentalmente en pruebas de 15 a 20 segundos hasta encontrar el tiempo óptimo para la remoción del óxido en las piezas. Algunas piezas fueron sumergidas en la solución calentada

80-85°C y otras piezas se hicieron con la solución a temperatura ambiente tal como se muestra esquemáticamente en la Fig. 6.19a y 6.19b respectivamente.

Código	%Si	4 cortes a lo largo	Qty	Dimensiones (mm)	Código	%Si	4 cortes a lo largo	Qty	Dimensiones (mm)
EO19B1	0.5	BORDE	1	100 X 140 X 2	EO22D1	2	BORDE	1	82 X 145 X 2
		BORDE	1				BORDE	1	
		CENTRO	1				CENTRO	1	
		CENTRO	1				CENTRO	1	
EO19B2		2 ORILLAS	-	-	EO22D2		2 ORILLAS	-	-
		BORDE	1	100 X 140 X 2			BORDE	1	82 X 145 X 2
		BORDE	1				BORDE	1	
		CENTRO	1				CENTRO	1	
CENTRO	1	CENTRO	1						
EO20A1	1	2 ORILLAS	-	153.13 X 140 X 2	EO23C1	2.5	2 ORILLAS	-	143.75 X 145 X 2
		BORDE	1				BORDE	1	
		BORDE	1				BORDE	1	
		CENTRO	1				CENTRO	1	
EO20A2		CENTRO	1	153.13 X 140 X 2	EO23C2		CENTRO	1	143.75 X 145 X 2
		2 ORILLAS	-				2 ORILLAS	-	
		BORDE	1				BORDE	1	
		BORDE	1				BORDE	1	
EO21D1	1.5	CENTRO	1	143.7 X 145 X 1.8	EO24B1	3	CENTRO	1	140 x 150 x 1.8
		CENTRO	1				CENTRO	1	
		2 ORILLAS	-				2 ORILLAS	-	
		BORDE	1				BORDE	1	
EO21D2		BORDE	1	143.7 X 145 X 1.8	EO24B2		BORDE	1	140 x 150 x 1.8
		BORDE	1				BORDE	1	
		CENTRO	1				CENTRO	1	
		CENTRO	1				CENTRO	1	
		2 ORILLAS	-	-			2 ORILLAS	-	-
F24A1	2.4	F24A1	1	22 X 125 X 1.8					

Tabla 6.9. Dimensiones de piezas para el programa de laminación en frío.

Antes de exponer las muestras al medio acuoso, se obtuvo su peso como también después del tiempo de exposición en el medio; esto con la finalidad de calcular la pérdida de peso Δw , debido al proceso corrosivo (45). Después de sumergir las piezas en la solución, fueron enjuagadas en un baño con agua, después a chorro y al final secado con aire caliente para lograr que se les removiera el óxido suelto.

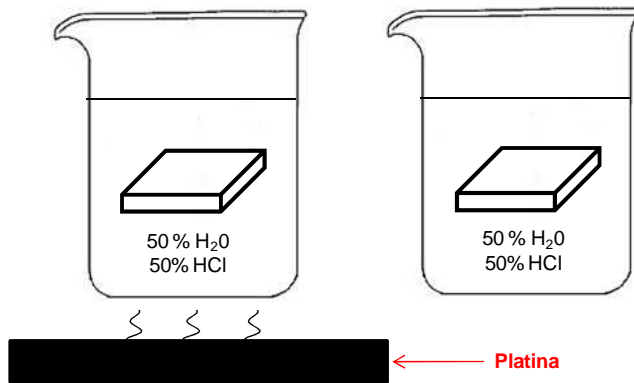


Fig. 6.19. Diagrama esquemático del proceso de decapado en a) solución calentada a 80-85°C y b) solución a temperatura ambiente.

6.2.3.3 Programa de laminación en frío

Después de concluir con el proceso de decapado, tal como se explico en la sección 6.2.3.2, se procedió a realizar la laminación en frío de las piezas. Se realizaron de 9-11 pases de laminación a cada espécimen para terminar con un espesor final de 0.7 mm. El espesor inicial de las piezas fue de 2 mm tal como se muestra en las dimensiones de las piezas seleccionadas para laminación en frío (tabla 6.9). La reducción que sufrieron las piezas fueron diferentes en los pases de laminación que van desde 25% de reducción en los primeros pases y de 10% reducción en los últimos pases. Se obtuvo la medición de elongación en las piezas durante cada pase de laminación, así como también los parámetros obtenidos del proceso de laminación como son fuerza, velocidad de los rodillos, separación de los rodillos, torque, corriente del motor.

Las piezas después de haber sufrido el proceso de laminación en frío a 0.7 mm se midieron obteniendo las dimensiones mostradas en la tabla 6.10. Se obtuvieron del programa de laminación en frío, los datos de fuerza, velocidad de los rodillos, torque, corriente del motor, separación entre los rodillos.

Código	Ubicación en los	%Si	Dimensiones (mm)	Código	Ubicación en los	%Si	Dimensiones (mm)
EO19B1	BORDE	0.5	265 X 145 X 0.7	EO22D1	BORDE	2	260 X 145 X 0.7
	BORDE		285 X 145 X 0.7		BORDE		245 X 150 X 0.7
	CENTRO		280 X 145 X 0.7		CENTRO		230 X 150 X 0.7
	CENTRO		290 X 145 X 0.7		CENTRO		230 X 148 X 0.7
EO19B2	BORDE		280 X 148 X 0.7	EO22D2	BORDE		240 X 145 X 0.7
	BORDE		275 X 150 X 0.7		BORDE		245 X 145 X 0.7
	CENTRO		255 X 148 X 0.7		CENTRO		235 X 150 X 0.7
	CENTRO		265 X 148 X 0.7		CENTRO		235 X 150 X 0.7
EO20A1	BORDE	1	445 X 143 X 0.7	EO23C1	BORDE	2.5	390 X 150 X 0.7
	BORDE		450 X 143 X 0.7		BORDE		395 X 150 X 0.7
	CENTRO		450 X 140 X 0.7		CENTRO		390 X 148 X 0.7
	CENTRO		450 X 140 X 0.7		CENTRO		350 X 145 X 0.7
EO20A2	BORDE		450 X 140 X 0.7	EO23C2	BORDE		325 X 150 X 0.7
	BORDE		440 X 140 X 0.7		BORDE		325 X 155 X 0.7
	CENTRO		450 X 140 X 0.7		CENTRO		320 X 148 X 0.7
	CENTRO		445 X 140 X 0.7		CENTRO		320 X 150 X 0.7
EO21D1	BORDE	1.5	365 X 145 X 0.7	EO24B1	BORDE	3	298 X 160 X 0.7
	BORDE		350 X 148 X 0.7		BORDE		330 X 155 X 0.7
	CENTRO		340 X 145 X 0.7		CENTRO		297 X 150 X 0.7
	CENTRO		365 X 145 X 0.7		CENTRO		325 X 128 X 0.7
EO21D2	BORDE		320 X 145 X 0.7	EO24B2	BORDE		300 x 157 x 0.7
	BORDE		345 X 143 X 0.7		BORDE		SCRAP
	CENTRO		340 X 143 X 0.7		CENTRO		300 x 157 x 0.7
	CENTRO		340 X 143 X 0.7		CENTRO		330 X 150 X 0.7
				F24A1	F24A1	2.4	280 x 133 x 0.7

Tabla 6.10. Dimensiones de las piezas al final del proceso de laminación en frío.

6.3 Análisis microestructural de piezas laminadas en frío y caliente

6.3.1 Extracción de muestras

Para realizar el análisis microestructural se tomaron 3 muestras de cada una de las 6 aleaciones binarias Fe-Si (0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 y 3 % Si) del primero y segundo programa de laminación en caliente (sección 6.2.2.2 y 6.2.2.4 respectivamente); así como también del programa de laminación en frío (sección 6.2.3.3). Éstas se obtuvieron de la parte central de las piezas laminadas tal como se muestra en la Fig. 6.20 e identificadas como orilla 1, centro y orilla 2.

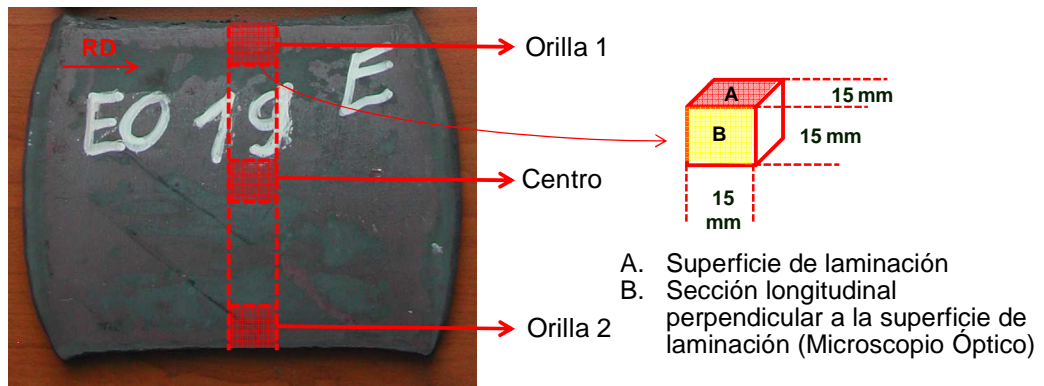


Fig 6.20. Ejemplo para extracción de muestras requeridas para análisis microestructural en MO de pieza obtenida del primer programa de laminación en caliente con 0.5% Si.

6.3.2 Preparación metalográfica

Las muestras ya cortadas como se explico en la sección anterior (6.3.1), se montaron en resina epóxica en una prensa a 180°C y una presión de 25-30 kN tal como se muestran en la Fig. 6.21. Después las muestras fueron pulidas con papel abrasivo de carburo de silicio (SiC) en el orden siguiente (35):

- Esmerilado burdo
- Pulido intermedio: 120, 220, 600 y 1200
- Pulido fino: 3 y 1 μm más una suspensión especial para acabado espejo



Fig 6.21. Ejemplo de muestras montadas en baquelita del primer programa de laminación en caliente.

Después de terminar con el desbaste de las piezas, se procedió a atacar químicamente las muestras con el fin de revelar la microestructura de las muestras. Se preparo el reactivo Nital al 2% el cual consiste de una solución compuesta por 98% de alcohol etílico ($\text{CH}_3\text{-CH}_2\text{-OH}$) y 2% de ácido nítrico (HNO_3) (46). Las muestras fueron sumergidas en la solución por un tiempo de

15-30 segundos. Después de realizar el ataque químico a las muestras seleccionadas, éstas fueron analizadas en un microscopio óptico de la marca Zeiss (Fig. 6.22).



Fig. 6.22. Microscopio óptico utilizado.

6.3.3 Determinación del tamaño de grano

Para el cálculo del tamaño de grano en los aceros seleccionados (sección 6.3.1), se utilizó el método de intercepción; el cual involucra el conteo del número de granos interceptados por líneas de prueba. El conteo de granos se expresa por unidad de longitud de la línea de prueba, lo cual nos sirve para calcular la longitud lineal promedio de intercepción $\bar{\ell}$, usada para determinar el tamaño de grano G ASTM (47). El proceso consiste en tener una micrografía a cierto aumento y trazar sobre ella líneas con una longitud total conocida (Fig. 6.23), que para este trabajo se utilizó la longitud de 500 mm, medida recomendada por la norma ASTM E-112. Una vez trazado el patrón de líneas prueba sobre las micrografías, se procedió a realizar el conteo de los granos y mediante el empleo de las ecuaciones 6.1 y 6.2, el tamaño de granos en milímetros es calculado.

$$\bar{N}_L = \frac{N_i}{L/M} \quad (\text{ec. 6.1})$$

$$\bar{\ell} = \frac{1}{\bar{N}_L} \quad (\text{ec.6.2})$$

$$G = (6.643856 \cdot \text{Log}_{10} \bar{N}_L) - 3.288 \quad (\text{ec. 6.3})$$

de donde:

\bar{N}_L = número de intercepciones por unidad de longitud

N_i = número de intercepciones contadas

L = longitud total de las líneas prueba

M = magnificación de la medición (micrografía)

$\bar{\ell}$ = longitud lineal promedio de intercepción (mm)

G = tamaño de grano ASTM

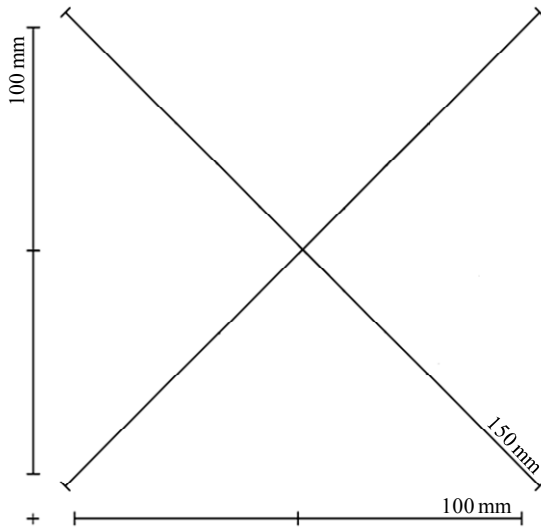


Fig. 6.23. Patrón de líneas prueba utilizadas para el conteo de granos por el método de intercepción.

La precisión del método es una función del número de intercepciones contadas, por lo cual, se midieron mínimo 5 campos para cada medición en tamaño de grano. Además se realizó un análisis estadístico de los cálculos de tamaño de grano realizados a un intervalo del 95% de confiabilidad y a un porcentaje de exactitud relativa (%RA) igual o menor al 10%, lo cual es considerado como una medición aceptable (47). En aquellos campos en los que el %RA fue mayor, se tomaron mas campos de medición y se recalculó el %RA hasta que estuviera dentro del rango de una medición aceptable. Las fórmulas utilizadas para el análisis estadístico se muestran a continuación:

$$\bar{X} = \frac{\sum X_i}{n} \quad (\text{ec.6.4})$$

donde \bar{X} representa el promedio de valores, X_i un valor individual y n es el número de mediciones.

Después se calculo la desviación estándar de las mediciones de tamaño de grano (ecuación 6.5):

$$s = \left[\frac{\sum (X_i - \bar{X})^2}{n-1} \right]^{1/2} \quad (\text{ec. 6.5})$$

Con la desviación estándar se calculo el intervalo de confianza al 95% con la ecuación 6.6:

$$95\%CI = \frac{t \cdot s}{\sqrt{n}} \quad (\text{ec.6.6})$$

donde t representa un multiplicador del intervalo de confianza, que depende del número de mediciones (n) y se obtiene a partir de la tabla 6.11 (47).

Multiplicadores t al 95% de confiabilidad			
Número de campos, n	t	Número de campos, n	t
5	2.776	13	2.179
6	2.571	14	2.16
7	2.447	15	2.145
8	2.365	16	2.131
9	2.306	17	2.12
10	2.262	18	2.11
11	2.228	19	2.101
12	2.201	20	2.093

Tabla 6.11.
Multiplicadores t al 95%
de confiabilidad.

6.4 Obtención de temperaturas críticas de transformación en aleaciones Fe-Si

Se realizaron tratamientos térmicos en las seis diferentes aleaciones binarias Fe-Si (0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 y 3% Si) con el fin de evaluar cómo afecta el contenido de silicio sobre las temperaturas de transformación austenita-ferrita y determinar las temperaturas a las cuales se presenta dicha transformación, así como también de evaluar el comportamiento de las temperaturas de Curie en las seis diferentes aleaciones FeSi. Las pruebas fueron realizadas por dos medios distintos: tratamiento térmico en un horno eléctrico y análisis térmico diferencial (DTA) con el fin de comparar los resultados obtenidos en ambos medios.

6.4.1 Muestreo del análisis térmico en horno eléctrico

Las muestras se seleccionaron del primer programa de laminación en caliente obtenidas de las piezas laminadas en las seis aleaciones binarias Fe-Si

(sección 6.2.2.2), del cual se cortaron pequeños cuadrados de 1.5 * 1.5 cm extraídos de la parte central de las piezas laminadas tal como se muestra en la Fig. 6.24.

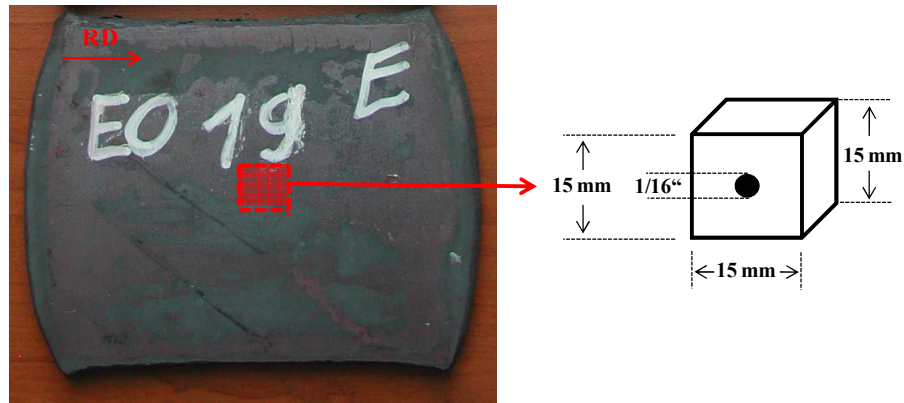


Fig. 6.24. Extracción de muestras de las piezas laminadas para análisis térmico. A la muestra cuadrada obtenida se observa el barreno realizado al centro con una profundidad de 0.75mm y un diámetro de 1/16" para la colocación del termopar.

Una vez extraídas las muestras se procedió a realizar barrenos de 1/16" de diámetro y con una profundidad de 0.75 mm para la colocación de termopares. Los termopares utilizados fueron del tipo K (Níquel-Cromo/Níquel-Aluminio) con un alcance para la medición de temperaturas de -270° a 1372°C los cuales fueron soldados de las puntas y fijados en las muestras para evitar que se obtuvieran mediciones erróneas de temperaturas durante las pruebas (43).

6.4.1.1 Programa experimental del análisis térmico por horno eléctrico

A las seis muestras de las distintas aleaciones binarias Fe-Si descritas en la sección anterior, se les sometió a un programa de calentamiento y enfriamiento en un horno eléctrico Thermo Scientific ilustrado en la Fig. 6.25. El programa consistió en calentar las muestras hasta una temperatura de 1150°C por un periodo de 15 minutos solo para lograr que establezca la temperatura a una velocidad de calentamiento de 10°C por minuto y después enfriarlas a temperatura ambiente (48). En todo momento se obtuvo el registro de temperaturas durante calentamiento y enfriamiento de las muestras utilizando termopares tipo K que fueron previamente colocados en los especímenes como se explica en la sección anterior.



Fig. 6.25. Horno eléctrico usado para análisis térmico.

La adquisición de datos se llevo a cabo mediante la conversión de señal analógica-digital del registro de temperaturas, por lo cual; se utilizó una tarjeta electrónica con entrada para 3 termopares y del software Lab View Signal Express 3.0 de National Instruments, el diagrama esquemático de conexión se presenta en la Fig. 6.26.

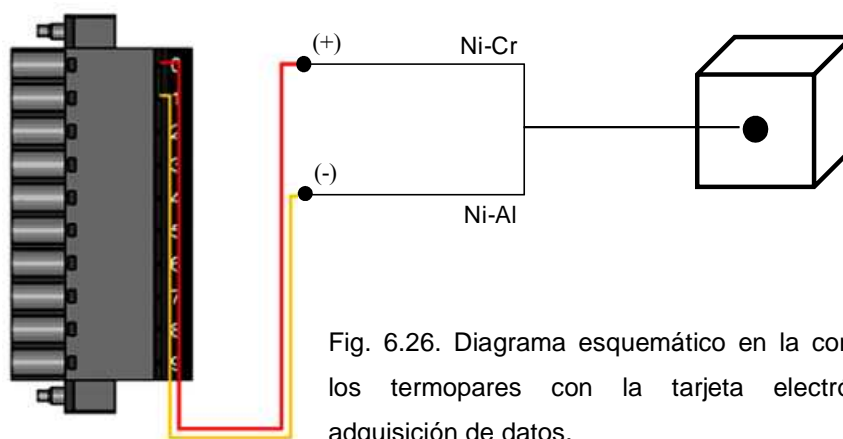


Fig. 6.26. Diagrama esquemático en la conexión de los termopares con la tarjeta electrónica de adquisición de datos.

6.4.2 Muestreo del análisis térmico por DTA (Differential Thermal Analysis)

Al igual que para el análisis térmico en horno eléctrico, se prepararon muestras de las seis aleaciones binarias Fe-Si (0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 y 3% Si) obtenidas de piezas del segundo programa de laminación en caliente (sección 6.2.2.4). El proceso de preparación consistió en obtener discos muy finos y delgados de 4mm de diámetro con un peso entre 40-45 miligramos, dicho peso es un requerimiento para por DTA, así como también la redondez; debido a que los crisoles donde se coloca la muestra en el equipo de DTA, tienen un diámetro de

5 mm. Para obtener el peso antes mencionado, se utilizó la técnica de electropulido en una solución contenida por los siguientes elementos (35):

- 700 ml de etanol (absoluto)
- 120 ml de agua destilada
- 100 ml de glicerina
- 80 ml de HClO_4 (60%)

La muestra se utilizó como ánodo y se sumergió por un tiempo de 15 a 60 segundos a un voltaje de 15-20 volts entregado por una fuente de corriente directa (Fig. 6.27). La redondez de la muestra se obtuvo al desbastar las orillas con hojas de carburo de silicio (SiC) al estar cerca del peso indicado, ya que es más fácil debido a que el espesor de la muestra es más fino lo cual hace más rápido el obtener la redondez de la muestra por desbaste. Después de que las muestras fueron electropulidas, éstas se limpiaron con acetona ($\text{C}_3\text{H}_6\text{O}$) y después ultrasonido por un tiempo de 15 minutos para evitar que cualquier tipo de suciedad causara mediciones erróneas en la prueba de DTA. Un ejemplo de una muestra preparada se encuentra en la Fig. 6.28.

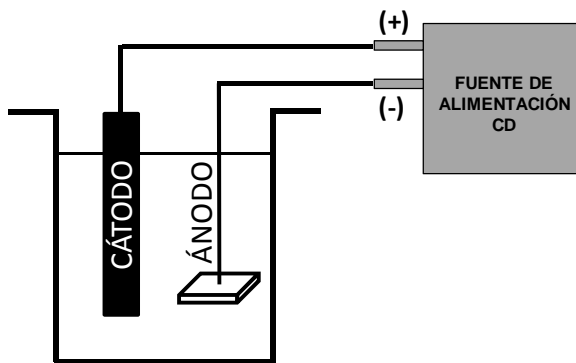


Fig. 6.27. Diagrama esquemático del proceso de electropulido.

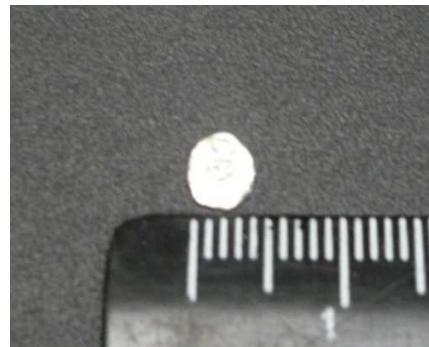


Fig. 6.28. Ejemplo de muestra preparada para DTA (Differential Thermal Analysis).

6.4.2.1 Programa experimental del análisis térmico por DTA

Las muestras ya preparadas para análisis térmico por DTA explicado en la sección 6.4.2, se sometieron a un programa de calentamiento desde temperatura ambiente hasta 1150°C a una velocidad de calentamiento de 10°C

por minuto en una atmósfera de argón. Las muestras fueron enfriadas en el pequeño horno del equipo hasta temperatura ambiente, registrando en todo momento las señales de temperatura, tiempo, diferencial de microvolts del calentamiento y enfriamiento de la referencia y la muestra.

6.4.3 Obtención de temperaturas críticas en horno eléctrico y DTA

La obtención de las temperaturas críticas de transformación (Ac_1 , Ac_3 , Ar_1 , Ar_3) y las temperaturas de Curie son explicadas en la sección 2.5. Estas temperaturas críticas de transformación son observadas al medir los cambios en la medición de transferencia de calor cuando las muestras son calentadas y enfriadas de cierta temperatura. Durante el calentamiento el calor es absorbido, mientras que durante el enfriamiento el calor se libera. La absorción y liberación de calor durante la transformación de fase produce un cambio de pendiente, en una gráfica continua de temperatura contra tiempo (49). Las temperaturas críticas de transformación en este trabajo se obtuvieron de acuerdo a la convención utilizada en la Fig. 6.29.

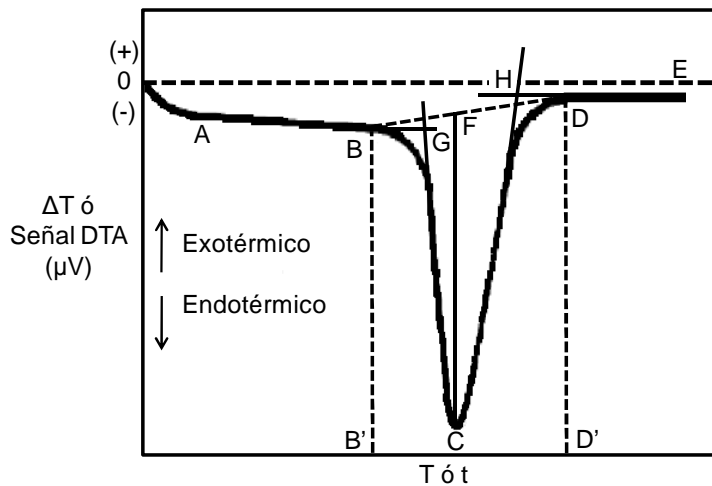


Fig. 6.29. Diagrama esquemático de un pico endotérmico mostrando la forma de obtención de las temperaturas críticas de transformación.

En esta figura se muestra un pico endotérmico en el que por medio del trazado de líneas tangentes al pico se obtienen la asignación de temperaturas como se explica a continuación (50):

- Temperatura inicio de la transformación: punto G.
- Temperatura final de la transformación: punto H.
- Temperatura de máxima transformación: F

Este método se utilizó para el análisis térmico por DTA y por horno eléctrico. Las gráficas obtenidas por el análisis térmico en horno eléctrico difieren en la forma de cómo fueron graficadas aunque el método para la obtención de las temperaturas críticas de transformación es el explicado en esta sección. Esto debido a que de este análisis se obtienen gráficas de temperatura en función del tiempo. Por el contrario, las gráficas obtenidas por los ensayos de DTA están en función de la señal de DTA (μV) contra temperatura como en la grafica de la figura 6.29.

La temperaturas de Curie reportadas en este trabajo se obtuvieron tomando el valor del punto C de la figura 6.29. Esta transformación de comportamiento ferromagnético a paramagnético también al igual que las temperaturas críticas de transformación de fase se observan como un cambio de pendiente en la curva de temperatura contra tiempo (51).

CAPÍTULO 7:

“ANÁLISIS DE RESULTADOS Y DISCUSIÓN”

7.1 Laminación en caliente

7.1.1 Temperaturas y fuerzas de laminación en aleaciones Fe-Si del primer programa de laminación en caliente

Los resultados de las fuerzas de laminación y las temperaturas de laminación a la cual las seis aleaciones binarias Fe-Si (0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 y 3% de silicio) fueron sometidas en el primer programa de laminación en caliente (sección 6.2.2.2) son mostrados en la tabla 7.1. Los valores de temperatura de laminación mostrados fueron obtenidos mediante una regresión lineal de los puntos medidos de temperatura por los pirómetros de entrada y salida en los rodillos de laminación. La figura 7.1 muestra como estos puntos de temperatura se graficaron en función del tiempo y mediante la ecuación de la recta y los tiempos al cual se laminaron las piezas (t_L), se obtuvieron las temperaturas en cada pase de laminación (T_L).

En la tabla 7.1, se observa que el primer pase de laminación se llevo a cabo a un tiempo aproximado de 14-15 segundos después de que las piezas se retiraron del horno de precalentamiento y la temperatura a la cual sufrieron el primer pase de laminación fue de 1024°C. Por el contrario, el segundo pase de laminación se realizo a un tiempo de 24-25 segundos y a una temperatura de laminación en el rango de 994-998°C.

Aleación Fe-Si (% Si)	1er Pase			2do Pase		
	Tiempo	Temperatura de Laminación	Fuerza de laminación	Tiempo	Temperatura de Laminación	Fuerza de laminación
	t_L (seg)	T_L (°C)	P (kN)	t_L (seg)	T_L (°C)	P (kN)
0.5	15	1024.84	695.58	25.45	994.42	679.58
	14.95	1024.99	710.51	24.7	996.61	686.42
	15	1024.84	724.06	24.8	996.31	723.42
	14.95	1024.99	677.23	24.65	996.75	693.80
1	14.95	1024.99	772.43	25	995.73	600.81
	15.05	1024.69	737.72	25.4	994.57	747.34
	15.05	1024.69	716.96	25.05	995.59	685.37
	15.05	1024.69	717.55	25.05	995.59	703.76
1.5	15.05	1024.69	704.28	25.4	994.57	722.79
	15.05	1024.69	771.77	25.2	995.15	680.90
	15.05	1024.69	751.79	24.6	996.90	734.90
	15.05	1024.69	777.12	24.75	996.46	740.95
2	15.05	1024.69	804.30	24.85	996.17	758.89
	15.05	1024.69	708.50	24.8	996.31	745.34
	14.95	1024.99	365.87	24.2	998.06	379.26
	14.95	1024.99	356.16	24.65	996.75	371.94
2.5	14.9	1025.13	333.25	24.95	995.88	363.83
	14.95	1024.99	343.33	24.45	997.33	366.19
	14.95	1024.99	343.72	24.75	996.46	370.20
	15	1024.84	371.99	24.3	997.77	394.44
3	15	1024.84	351.12	24.35	997.62	365.52
	15	1024.84	356.41	25.05	995.59	360.41
	14.95	1024.99	342.02	25.55	994.13	352.66
	15	1024.84	329.35	24.6	996.90	342.85
3	14.95	1024.99	399.03	24.65	996.75	429.31
	15	1024.84	385.46	24.75	996.46	395.03
	15.05	1024.69	350.58	24.8	996.31	367.17
	15	1024.84	348.75	24.9	996.02	366.69
	15	1024.84	359.14	24.7	996.61	369.89

Tabla 7.1. Parámetros de tiempo, temperatura y fuerza de laminación obtenidos del primer programa de laminación en caliente.

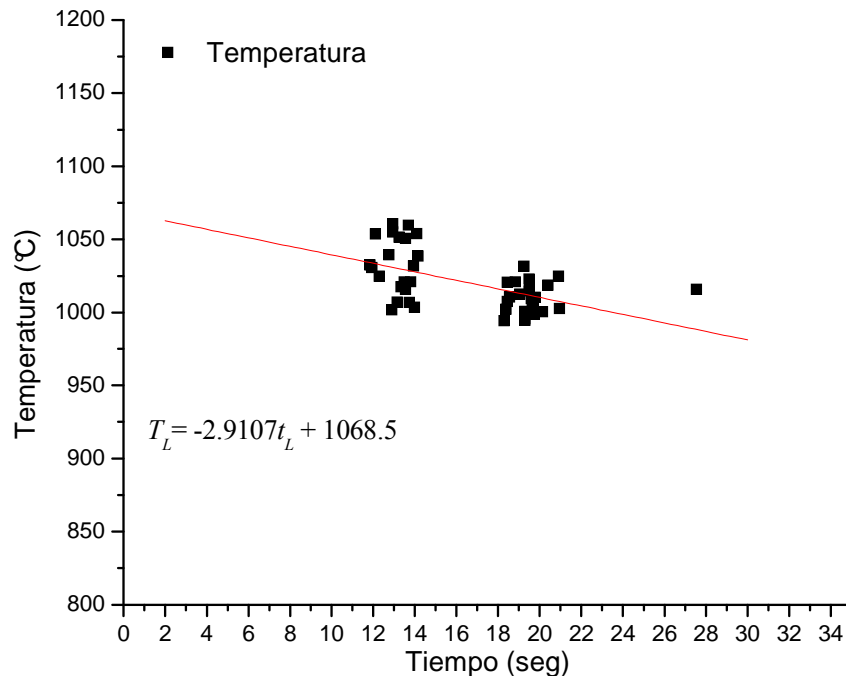


Fig. 7.1. Temperaturas de laminación en función del tiempo obtenidas por los pirómetros de entrada y salida del molino de laminación para las seis aleaciones binarias Fe-Si del primer programa de laminación en caliente.

La fuerza de laminación en función de la temperatura es mostrada en la Fig. 7.2, la cual muestra claramente dos grupos de aleaciones Fe-Si que se diferencian tanto por el comportamiento de la fuerza en función de la temperatura, así como también del rango de fuerza requerida en los dos pases de laminación. El primer grupo distintivo de la gráfica lo conforman las aleaciones Fe-Si con contenidos de silicio de 0.5, 1 y 1.5% de silicio, en el cual muestran un decremento en la fuerza de laminación del primer pase al segundo pase de laminación en función de la temperatura, tal como puede observarse a través de la regresión lineal mostrada en la Fig. 7.2. Además el primer grupo requirió de mayor cantidad de fuerza de laminación en los dos pases que se realizaron en comparación al segundo grupo de aleaciones Fe-Si (2, 2.5 y 3% de silicio). Este segundo grupo de aleaciones Fe-Si muestran un comportamiento de la fuerza de laminación en función de la temperatura inverso al del primer grupo de aleaciones Fe-Si (0.5, 1 y 1.5% de silicio) ya que la fuerza de laminación aumenta ligeramente conforma disminuye la temperatura del primer pase al segundo pase de laminación.

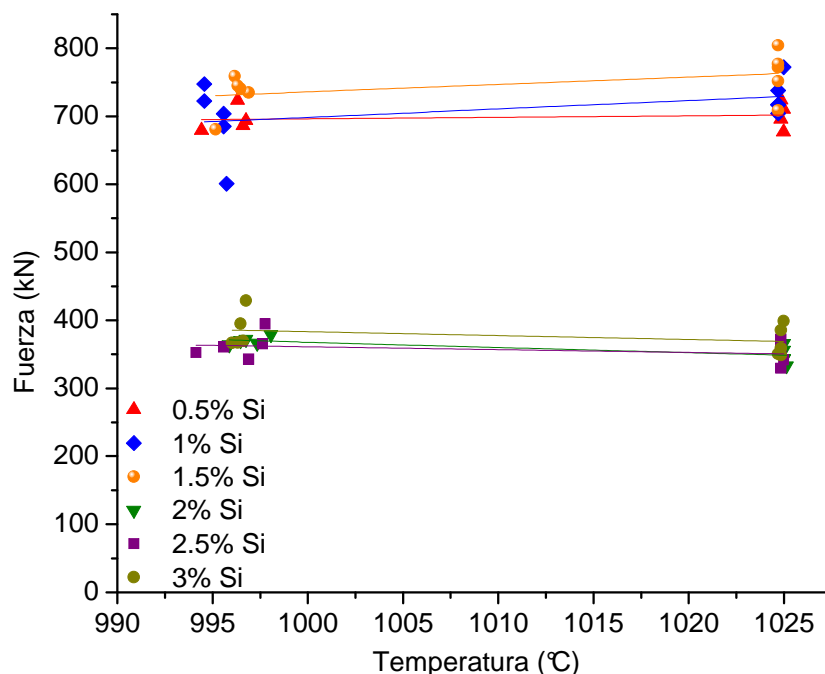


Fig. 7.2. Fuerza de laminación en función de la temperatura de las piezas del primer programa de laminación en caliente.

7.1.2. Temperaturas y fuerzas de laminación en aleaciones Fe-Si del segundo programa de laminación en caliente

Los resultados obtenidos de las fuerzas y temperaturas de laminación del segundo programa de laminación en caliente explicado a detalle en la sección 6.2.2.4, se encuentran en la tabla 7.2. Los datos de fuerza en los tres pases de laminación se utilizaron posteriormente para el cálculo de la resistencia de las seis aleaciones binarias Fe-Si estudiadas en este trabajo (sección 7.1.4).

Material Aleación Fe-Si (% Si)	1er Pase			2do Pase			3er Pase		
	Tiempo	Temperatura de Laminación	Fuerza de laminación	Tiempo	Temperatura de Laminación	Fuerza de laminación	Tiempo	Temperatura de Laminación	Fuerza de laminación
	t _L (seg)	T _L (°C)	P (kN)	t _L (seg)	T _L (°C)	P (kN)	t _L (seg)	T _L (°C)	P (kN)
0.5	15.1	1001.52	1534.33	22.8	909.49	1377.19	29.45	830.01	1177.30
	14.95	1003.32	1471.44	22.65	911.29	1423.44	29	835.39	1179.24
	14.95	1003.32	1443.27	22.5	913.08	1382.35	27.9	848.54	1212.29
1	15.2	1000.33	1284.21	23.15	905.31	1128.98	30.25	820.45	1063.28
	15.15	1000.93	1391.09	22.9	908.30	1261.89	29.75	826.43	1082.42
	15.15	1000.93	1456.97	23.1	905.91	1179.93	30.3	819.85	1148.70
1.5	15.05	1002.12	1446.20	22.55	912.48	1272.66	29.1	834.20	1033.75
	15	1002.72	1336.47	22.7	910.69	1259.32	29.1	834.20	1031.74
	15	1002.72	1433.61	22.85	908.90	1240.19	29.4	830.61	1070.64
	15.05	1002.12	1360.51	23.05	906.51	1263.26	29.7	827.03	1040.67
2	15.05	1002.12	823.54	22.65	911.29	1051.53	29.05	834.79	1313.43
	14.95	1003.32	846.87	21.45	925.63	1055.84	26.9	860.49	1255.90
	15.05	1002.12	843.61	22.65	911.29	1033.03	28.4	842.56	1247.43
2.5	15.1	1001.52	837.80	22.15	917.26	1039.52	28.1	846.15	1225.84
	15.15	1000.93	770.44	21.500	925.03	869.37	28.15	845.55	1089.78
	15.15	1000.93	718.72	22.100	917.86	865.17	28.55	840.77	1048.69
3	15.15	1000.93	782.26	21.800	921.45	890.94	27.6	852.12	1090.70
	14.95	1003.32	763.96	22.400	914.28	983.39	27.15	857.50	1075.84
	14.95	1003.32	754.75	22.850	908.90	870.25	28.45	841.97	1095.01

Tabla. 7.2. Parámetros de tiempo, temperatura y fuerza de laminación obtenidos del segundo programa de laminación en caliente.

Las temperaturas de laminación fueron obtenidas al igual que en el primer programa de laminación en caliente (sección 7.1.1.), por medio de una regresión lineal de puntos medidos de temperatura obtenidos por los pirómetros de entrada y salida durante la laminación en caliente. Esto se muestra en la Fig. 7.3, en que por medio de la ecuación de la recta obtenida y los tiempos de laminación medidos se obtuvo las temperaturas de laminación del material.

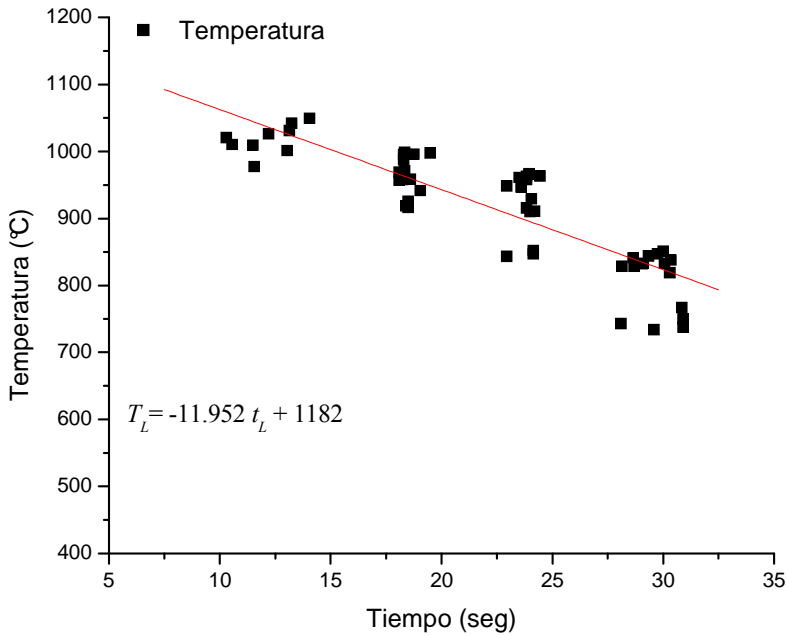


Fig. 7.3. Temperaturas de laminación en función del tiempo obtenidas por los pirómetros de entrada y salida del molino de laminación para las seis aleaciones binarias Fe-Si del segundo programa de laminación en caliente.

Las fuerzas de laminación en los tres pases de laminación en este segundo programa de laminación en caliente son graficadas en función de la temperatura de laminación de cada pase (Fig. 7.4).

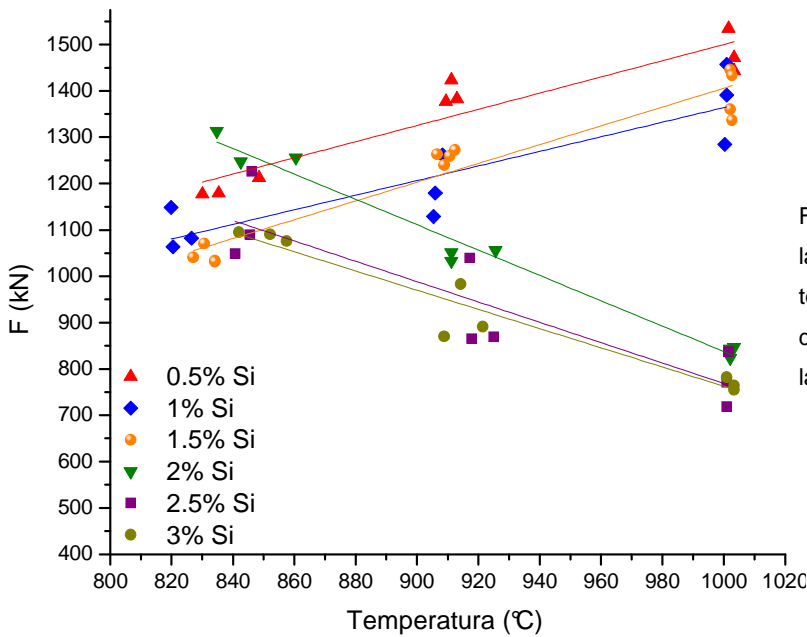


Fig. 7.4. Fuerza de laminación en función de la temperatura de las piezas del segundo programa de laminación en caliente.

En este segundo programa de laminación en caliente es más notable el decremento de la fuerza de laminación conforme disminuye la temperatura del primer pase al tercer pase para el grupo de aleaciones con contenidos de silicio de 0.5, 1 y 1.5 % de silicio. Por el contrario, el grupo de aleaciones con

contenidos de silicio de 2, 2.5 y 3 % de silicio demandaron mayor fuerza de laminación conforme disminuye la temperatura del primer pase al tercero.

7.1.3. Esfuerzo promedio del material por teoría de laminación de Sims del primer programa de laminación en caliente

Los resultados del cálculo de esfuerzo promedio en las seis aleaciones Fe-Si fueron obtenidos haciendo uso de la las ecuaciones explicadas en la sección 4.5.3. Los datos se encuentran en la tabla 7.3 y se encuentran graficados en la Fig. 7.5.

% Si	1er Pase	2do Pase	% Si	1er Pase	2do Pase
	Esfuerzo promedio (MPa)	Esfuerzo promedio (MPa)		Esfuerzo promedio (MPa)	Esfuerzo promedio (MPa)
0.5	85.121	83.163	2	44.774	46.412
	86.948	84.000		43.585	45.515
	88.606	88.528		40.781	44.524
	82.876	84.904		42.015	44.812
1	76.465	98.307	2.5	42.063	45.303
	95.113	93.889		45.521	48.269
	87.226	91.248		42.968	44.730
	89.567	91.322		43.615	44.105
1.5	91.989	89.633	3	41.854	43.157
	98.223	86.658		40.304	41.956
	95.680	93.530		45.343	48.783
	98.903	94.300		47.171	48.341
	102.363	96.584		42.902	44.932
	90.170	94.859		42.678	44.873
				42.322	43.588

Tabla 7.3. Esfuerzo promedio del material del primer programa de laminación en caliente calculado por la teoría de laminación de Sims.

En la Fig. 7.5 se muestra al igual que con la fuerza (sección 7.1.1.), dos grupos distintivos que diferenciar en relación al rango de la cantidad de esfuerzo del material en los dos pases de laminación. Las aleaciones con 0.5, 1 y 1.5% de silicio conforman el primer grupo en el cual muestran una ligera disminución del esfuerzo promedio conforme disminuye la temperatura del primer pase al segundo pase de laminación. Por otro lado, en las aleaciones de 2, 2.5 y 3% de silicio, el esfuerzo promedio aumenta ligeramente conforme disminuye la temperatura del primero al segundo pase de laminación. El anterior

comportamiento del esfuerzo promedio del material en los dos grupos era de esperarse que sea igual que al comportamiento de la fuerza de laminación (sección 7.1.1) debido a que la fuerza es directamente proporcional al esfuerzo promedio (ecuación 4.24).

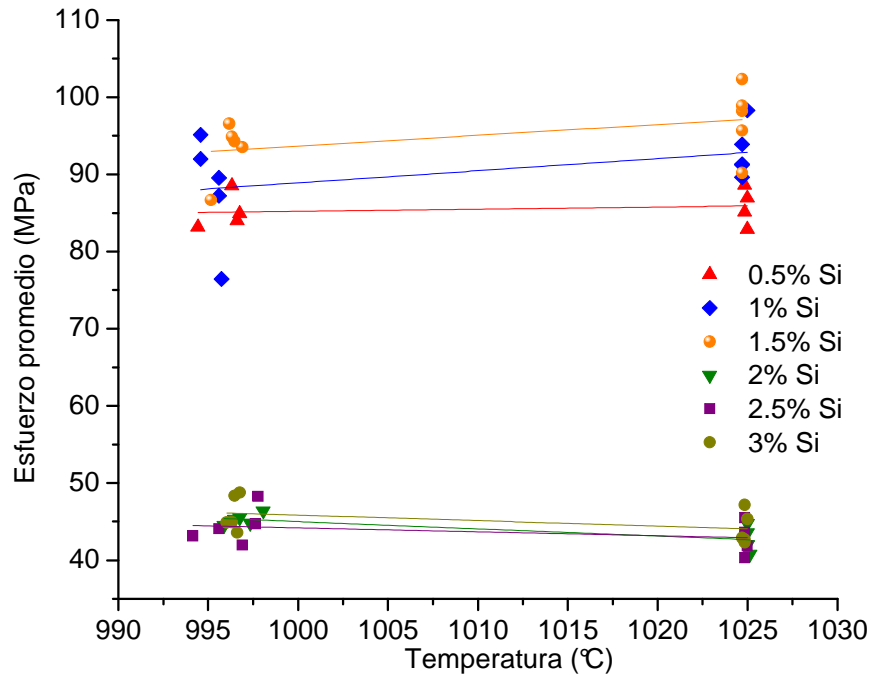


Fig. 7.5 Esfuerzo promedio en función de la temperatura del material obtenido del primer programa de laminación en caliente.

7.1.4. Esfuerzo promedio del material por teoría de laminación de Sims del segundo programa de laminación en caliente

El esfuerzo promedio de las aleaciones Fe-Si de estudio fue calculado mediante el uso de la teoría de laminación de Sims (sección 4.5.3) y los resultados del esfuerzo promedio en las seis aleaciones Fe-Si se encuentran en la tabla 7.4 y graficados en función de la temperatura de laminación en la Fig. 7.6. En esta figura se observa como el rango del esfuerzo del material es mayor en los pases de laminación en comparación con el rango de esfuerzos de los pases de laminación del primer programa de laminación en caliente (Fig. 7.5), la cual es producto de un estado mayor deformado del material en este segundo programa de laminación en caliente.

Aleación Fe-Si	1er Pase	2do Pase	3er Pase
	Esfuerzo promedio (MPa)	Esfuerzo promedio (MPa)	Esfuerzo promedio (MPa)
0.5	1005.62	902.63	771.62
	931.15	900.77	746.24
	913.32	874.77	767.15
1	841.69	739.95	696.88
	945.50	857.69	735.70
	990.28	801.98	780.76
1.5	915.17	805.36	654.17
	875.94	825.37	676.21
	939.61	812.84	701.71
	891.70	827.96	682.07
2	521.15	665.42	831.16
	535.91	668.15	794.75
	533.85	653.72	789.39
2.5	530.17	657.82	775.73
	487.54	550.15	689.63
	454.81	547.49	663.62
3	478.52	545.01	667.20
	467.33	601.56	658.11
	461.70	532.34	669.84

Tabla 7.4. Esfuerzo promedio del material del segundo programa de laminación en caliente calculado por la teoría de laminación de Sims.

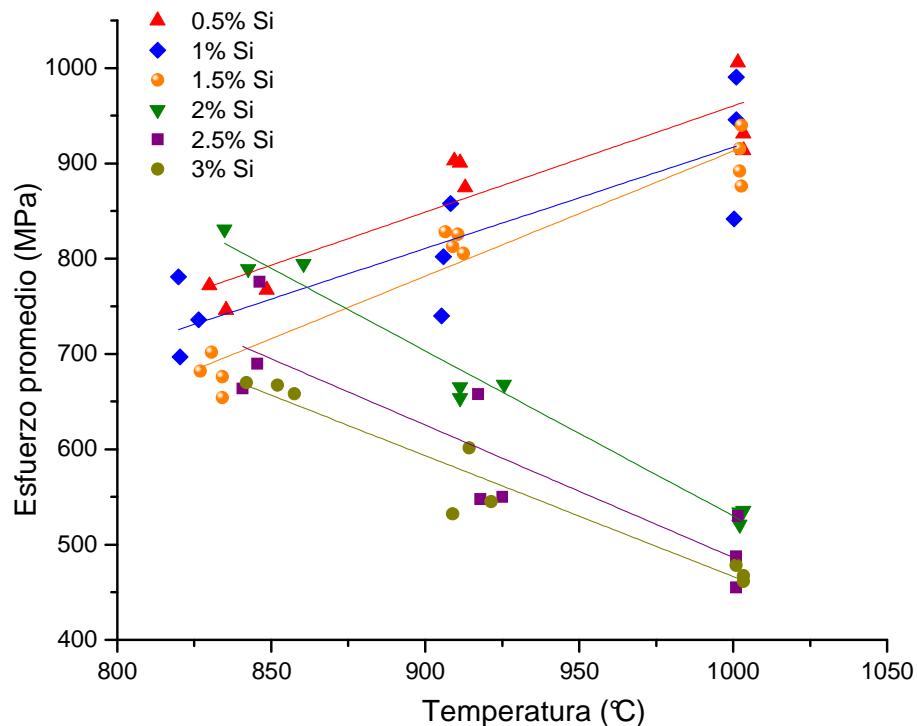


Fig. 7.6 Esfuerzo promedio en función de la temperatura del material obtenido del segundo programa de laminación en caliente.

El comportamiento del esfuerzo en función de la temperatura de la Fig. 6 es igual al del primer programa de laminación en caliente (Fig. 7.5), solo que es más notable en este programa de laminación debido a que en éste último se

llevaron a cabo tres pases de laminación en lugar que los dos pases llevados a cabo del primer programa de laminación. El esfuerzo disminuye conforme disminuye la temperatura del primer al tercer pase de laminación para las aleaciones con contenidos de silicio de 0.5, 1 y 1.5 % de silicio. Y por el contrario, el esfuerzo aumenta conforme disminuye la temperatura del primer al tercer pase de laminación para las aleaciones restantes con contenidos de silicio de 2, 2.5 y 3.

7.1.5. Afectación microestructural del contenido de silicio en aleaciones Fe-Si del primer programa de laminación en caliente

Los resultados se muestran en la Fig. 7.7, en el cual se tienen las microestructuras del primer grupo de aleaciones con 0.5, 1 y 1.5% de silicio, del cual se obtuvieron 3 muestras (centro, orilla 1 y orilla 2) tal como se explico en la sección 6.3.1. De acuerdo a los resultados del análisis térmico (sección 7.3), se establece que éstas tres aleaciones Fe-Si presentan transformación de fase $\gamma - \alpha$. Las microestructuras mostradas en la Fig. 7.1 son homogéneas, presentando granos recristalizados equiaxiales a lo largo del espesor de la placa de acero. Los tamaños de grano en estas muestras son constantes (sección 7.1.7), mientras que en las aleaciones con contenidos de 2, 2.5 y 3 % de silicio presentan un incremento de grano muy acelerado.

Las microestructuras del segundo grupo de aleaciones Fe-Si con contenidos de 2, 2.5 y 3 % de silicio son mostradas en la Fig. 7.8. Se observan granos recristalizados de tamaño macroscópico que incrementaron en forma abrupta su tamaño en comparación a la microestructura observada en las aleaciones con 0.5, 1 y 1.5 % de silicio, dichos tamaños de grano son mostrados en la sección 7.1.7. En este segundo grupo de aleaciones Fe-Si, la microestructura es altamente heterogénea a lo largo del espesor de la placa de acero y conteniendo granos bimodales, es decir; granos de tamaño muy grande rodeados de granos pequeños. Cabe señalar que estas tres aleaciones (con 2, 2.5 y 3% de silicio) no presentan transformación de fase $\gamma - \alpha$ (sección 7.3).

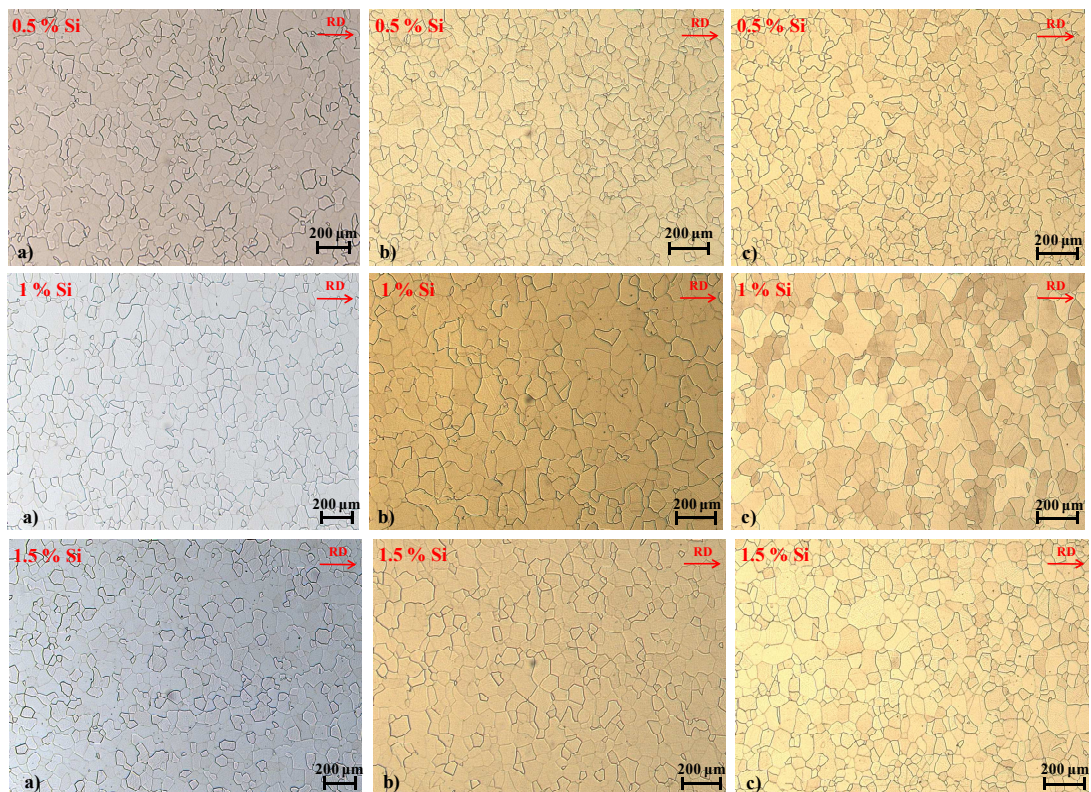


Fig. 7.7. Microestructuras con 0.5, 1 y 1.5% Si extraídas del: a) centro, b) orilla 1, c) orilla 2.

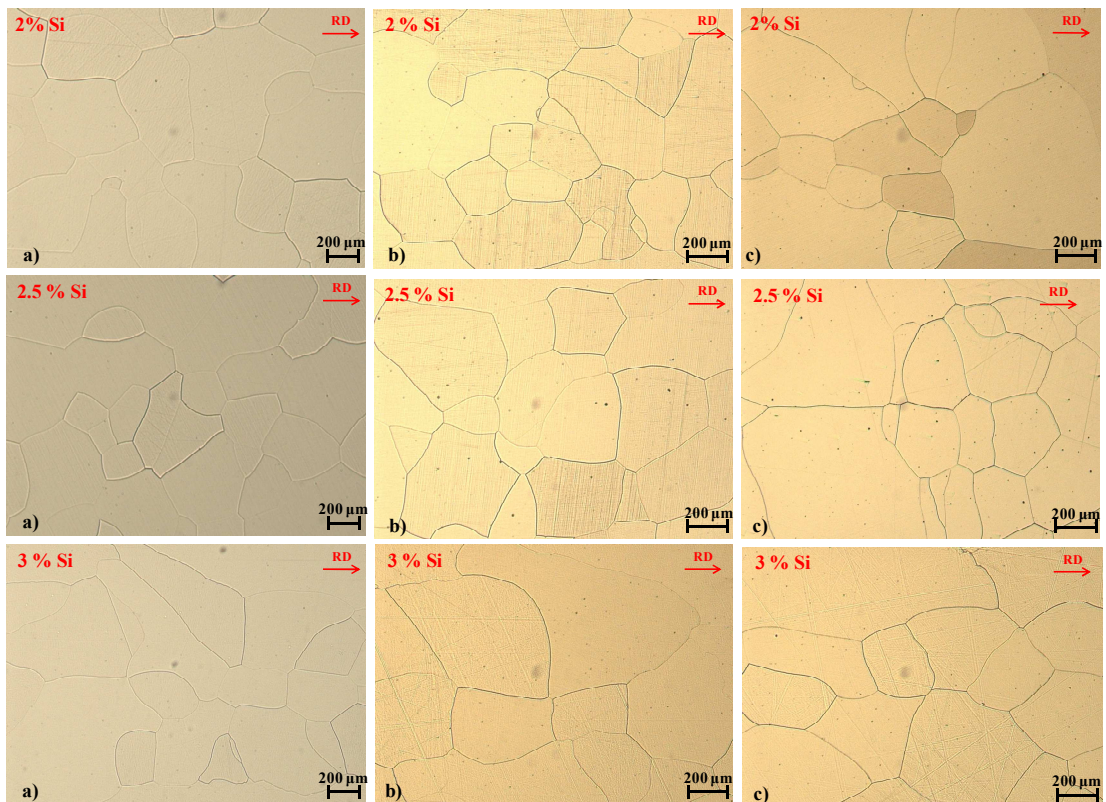


Fig. 7.8. Microestructuras con 2, 2.5 y 3 % de silicio extraídas del: a) centro, b) orilla 1, c) orilla 2.

Es notable la distinción en las microestructuras del primer grupo (0.5, 1 y 1.5% de silicio) y del segundo grupo de aleaciones (2, 2.5 y 3% de silicio), debido al muy marcado incremento en el tamaño de grano que se presenta y que está estrictamente relacionado con la presencia de transformación de fase austenítica que es presente en estos aceros (sección 7.3).

7.1.6. Afectación microestructural del contenido de silicio en aleaciones Fe-Si del segundo programa de laminación en caliente

Las microestructuras de las aleaciones Fe-Si con contenidos de silicio de 0.5, 1 y 1.5 obtenidas en del segundo programa de laminación en caliente son mostradas en la Fig. 7.9. Las micrografías fueron tomadas a 40 aumentos en las tres aleaciones de las regiones del centro, orilla 1 y orilla 2 tal como se explico en la sección 6.3 y muestran una imagen completa a través del espesor de la cinta de acero.

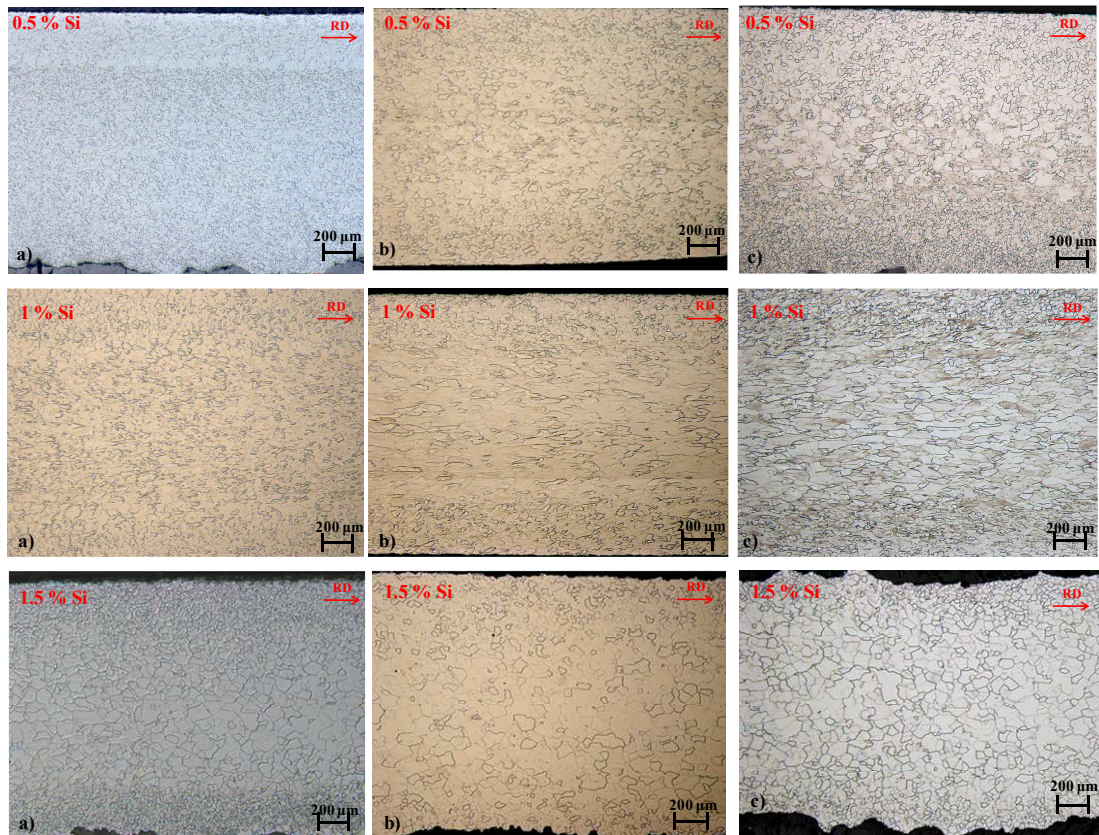


Fig. 7.9. Microestructuras del segundo programa de laminación en caliente de muestras con 0.5, 1 y 1.5% Si; extraídas del: a) centro, b) orilla 1, c) orilla 2.

Se observa de la Fig. 7.9, granos completamente recristalizados en las áreas cercanas a la superficie mientras que granos recristalizados y deformados están mezclados en la región del centro. La diferencia en microestructura entre la superficie y la región del centro es debido principalmente a dos razones. La primera es que en las áreas cercanas a la superficie se presentan esfuerzos cortantes muy fuertes durante la laminación en caliente, lo que provoca que la deformación tome lugar bajo diferentes condiciones de esfuerzo en las regiones de las orillas y el centro de la cinta de acero (52). La segunda razón es debida al gradiente de temperaturas que se presenta a través del espesor de la cinta de acero ya que la deformación a temperaturas más bajas aumenta la energía almacenada del material (22). Esto es debido a que hay menor energía térmica que asista en la liberación de energía almacenada producto de la deformación del material (53). Por lo tanto, durante la laminación en caliente, la energía almacenada en el área de la superficie de la cinta de acero es suficientemente alta para que la recristalización dtome lugar. En cambio, la energía almacenada en el centro no es suficientemente alta para una completa recristalización debido a su mayor temperatura durante la deformación. A temperaturas mayores permite que mayor recuperación ocurra antes del inicio de la recristalización (21; 33; 54). Las microestructuras mostradas en la Fig. 7.9 presentan transformación de fase austenita γ – ferrita α (sección 7.3), lo cual sugiere que la transformación ocurrió durante la deformación en caliente de ambas fases.

Las microestructuras de las aleaciones restantes con contenidos de silicio de 2, 2.5 y 3% de silicio son mostradas en la Fig. 7.10. Se observa de esta figura el carácter más heterogéneo en comparación a las microestructuras de las aleaciones con menor contenido de silicio (Fig. 7.9). Zonas parcialmente recristalizadas en las áreas cercanas a la superficie son las que predominan en las microestructuras y zonas de recuperación predominan al centro de la cinta de acero. Y conforme aumenta el contenido de silicio, estas zonas del centro donde la recuperación predomina, adquieren granos más gruesos y elongados.

Cabe señalar que estas aleaciones con contenido de silicio de 2, 2.5 y 3 % de silicio no presentan transformación de fase austenita γ – ferrita α (sección 7.3), lo cual sugiere que la deformación se llevo a cabo solamente en la fase ferrita. La deformación solo en la fase ferrita provoca que existan mayor número de granos deformados en la microestructura y que éstos crezcan en mayor medida comparado a las aleaciones con menor contenido de silicio que no experimentan transformación de fase (Fig. 7.9). Y debido a que la deformación se concentra en las orillas de la cinta de acero por los altos esfuerzos cortantes que experimentan durante la deformación (55), estas zonas presentan mayor número de granos recristalizados en comparación a la zona del centro donde la recuperación predomina.

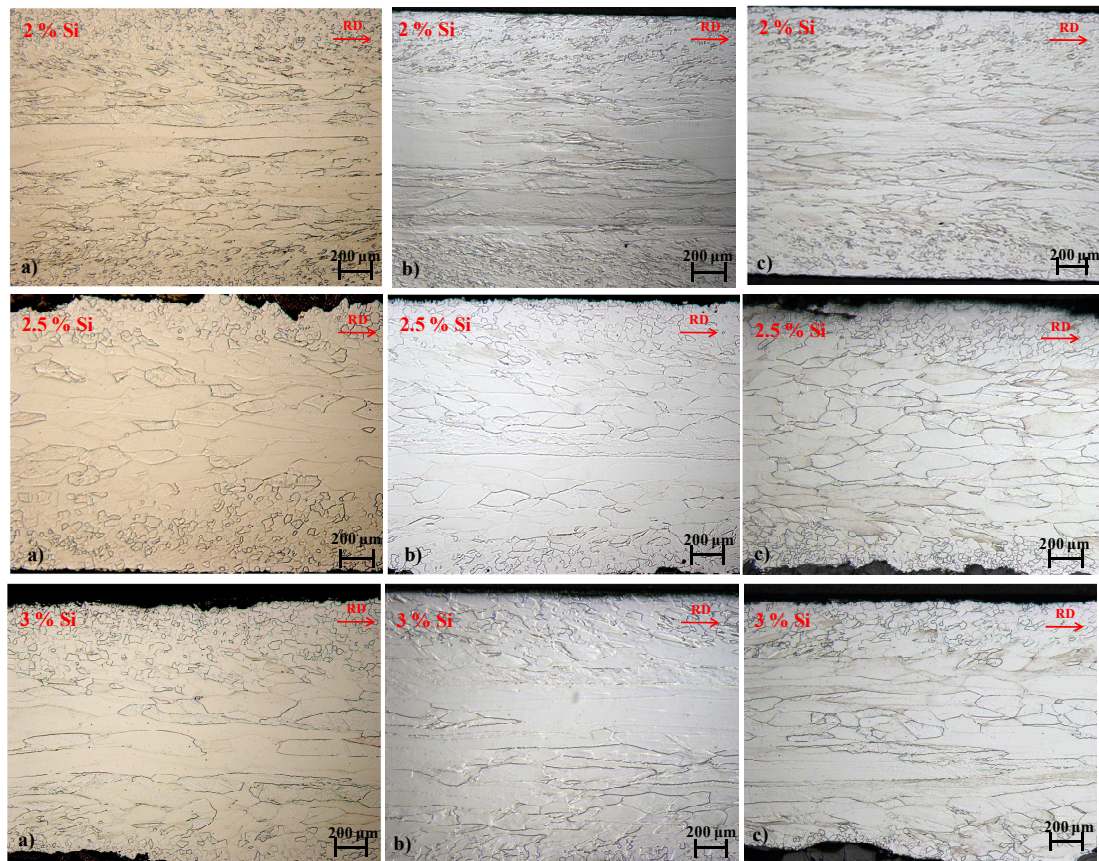


Fig. 7.10. Microestructuras del segundo programa de laminación en caliente de muestras con 2, 2.5 y 3 % de silicio; extraídas del: a) centro, b) orilla 1, c) orilla 2.

Desde un punto de vista general, las microestructuras de las seis aleaciones binarias Fe-Si (0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 y 3% Si) del primer programa de laminación en

caliente son más homogéneas que las microestructuras de este segundo programa de laminación debido a que en este último se tiene una cinta de acero con menor espesor (0.7 mm) comparado con el espesor (1.5 mm) obtenido del primero programa. Ya que terminando a menor espesor, el material se enfría más rápidamente, lo que origina que haya menor tiempo para que el material pueda recrystalizar (56).

7.1.7. Tamaño de grano en función del contenido de silicio en aleaciones Fe-Si del primer programa de laminación en caliente

Los resultados de la medición del tamaño de grano en muestras del primer programa de laminación en caliente son mostrados en la tabla 7.5 y graficados en la Fig. 7.11. Estas mediciones fueron realizadas a un intervalo del 95% de confiabilidad y a un porcentaje de exactitud relativa igual o menor al 10% tal como se explico en la sección 6.3.3.

%Si	Centro	Orilla 1	Orilla 2
	\bar{l} (μm)	\bar{l} (μm)	\bar{l} (μm)
0.5	162.403	153.410	150.006
1	187.730	186.942	162.479
1.5	185.035	166.787	163.722
2	907.117	858.754	821.526
2.5	1017.231	833.550	974.163
3	1240.483	1058.466	938.508

Tabla 7.5. Datos obtenidos en la medición del tamaño de grano en las 6 aleaciones Fe-Si del primer programa de laminación en caliente.

Se observa de la tabla 7.5, como el tamaño de grano es casi constante a bajas concentraciones de silicio (0.5, 1 y 1.5%) con tamaños de grano en un rango de 150 micras como valor mínimo y de hasta 187 micras como valor máximo contemplándose en las tres regiones (centro, orilla 1 y orilla 2). Por el contrario, en las otras tres aleaciones de mayor contenido de silicio (2, 2.5 y 3%), presentan un incremento abrupto en el tamaño de grano que va desde 821 micras como valor mínimo y de hasta 1240 micras, en las tres regiones de medición (centro, orilla 1 y orilla 2). Esto es más claro al tener los datos graficados como se aprecia en la Fig. 7.11.

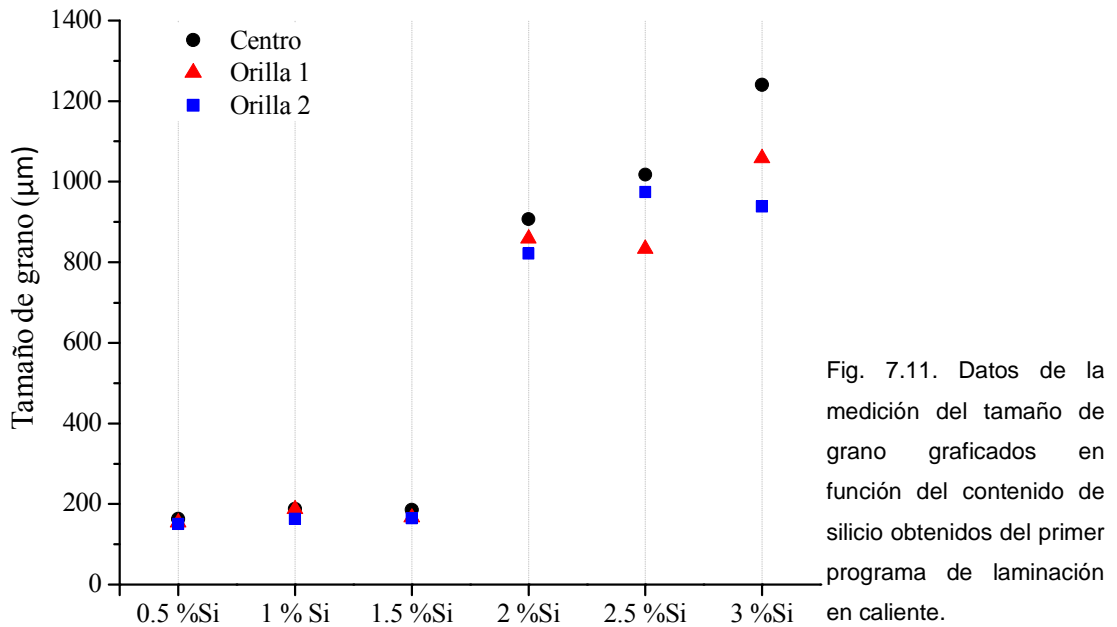


Fig. 7.11. Datos de la medición del tamaño de grano graficados en función del contenido de silicio obtenidos del primer programa de laminación en caliente.

En la Fig. 7.11 se observa el incremento abrupto en el tamaño de grano a partir de la aleación con 2% de silicio, mientras que el tamaño de grano es un tanto constante para las aleaciones de 0.5, 1 y 1.5% de silicio. Otro aspecto del tamaño de grano ya no visto en función del contenido de silicio, es la variación en función de la región en que se tomó la medición. Se puede notar en la tabla 7.5, de forma global, como el tamaño de grano es menor en las orillas que en el centro. Esto es debido al gradiente de temperaturas que se presenta en las piezas laminadas, ya que la temperatura es menor en las orillas que en el centro, lo que provoca que haya más energía de activación en el centro de la pieza para el crecimiento de grano (32; 57).

7.1.8. Tamaño de grano en función del contenido de silicio en aleaciones Fe-Si del segundo programa de laminación en caliente

Los resultados del tamaño de grano para las seis aleaciones de estudio en las regiones del centro, orilla 1 y orilla 2 (sección 6.3), son mostrados en la tabla 7.6. Las microestructuras obtenidas del segundo programa de laminación en caliente fueron altamente heterogéneas, al presentar tamaños de grano

aleatorios dependiendo de la región en que se realizó la medición debido a los aspectos microestructurales explicados en la sección 7.1.6.

Centro		Orilla 1		Orilla 2	
Aleación Fe-Si	Tamaño de grano	Aleación Fe-Si	Tamaño de grano	Aleación Fe-Si	Tamaño de grano
% Si	(μm)	% Si	(μm)	% Si	(μm)
0.5	50.19	0.5	42.78	0.5	29.57
1	37.90	0.5	72.82	0.5	62.09
1	50.08	1	46.90	1	45.91
1.5	40.52	1	83.64	1	97.90
1.5	114.14	1.5	82.90	1.5	66.36
2	41.67	1.5	132.14	1.5	132.11
3.5	66.15	2.5	108.31	2.5	74.51
3	69.96	3	82.13	3	76.56

Tabla 7.6. Datos obtenidos en la medición del tamaño de grano en las 6 aleaciones Fe-Si del segundo programa de laminación en caliente.

Por tal motivo, en algunas aleaciones se hicieron dos mediciones de tamaño de grano. En el cual los datos sombreados en gris representan un tamaño de grano tan grande como el indicado en la tabla, ya que esas aleaciones sombreadas cuentan con un segundo valor de tamaño de grano que es menor. Cabe señalar de la tabla 7.6, que la región de orilla 1 y 2 para la aleación con 2% de silicio no se reporta medición del tamaño de grano debido a que estas muestras presentaron pocos granos formados debido al fuerte estado de recuperación microestructural que presenta como se muestra en la Fig. 7.12.

En la Fig. 7.13 se presentan las microestructuras de las aleaciones con 1, 2 y 3 % de silicio en la región del centro, se muestra la variación del tamaño de grano a lo largo del espesor de la cinta de acero laminada a 2 mm para la aleación con 1 % de silicio. El tamaño de grano es menor en las orillas debido a que mayor deformación es almacenada en áreas cerca de la superficie por los altos esfuerzos cortantes que experimentan producto de la deformación, lo cual origina que mayor número de granos recristalizados estén presentes (52; 58; 5). Esto no es así para la zona central de la cinta de acero, debido a que esta zona es la que mayor tarda en enfriarse, por lo tanto conserva una mayor temperatura que en las orillas, la energía térmica libera los esfuerzos acumulados producto de la deformación y menor número de sitios de nucleación para la recristalización aparecen lo que origina granos más grandes

producto de la recuperación del material (52; 59). En cambio, para las microestructuras de las aleaciones con 2 y 3% de silicio el mecanismo de recuperación predomina en mayor medida en la zona central de la cinta de acero en comparación con la muestra con 1% de silicio debido a que estas dos aleaciones no presentan transformación de fase $\gamma - \alpha$ (sección 7.3), lo cual origina que la deformación se lleve a cabo solo en la fase ferrita (3). En consecuencia, granos más elongados y deformados son encontrados en la zona central de la microestructura aunque de igual forma que la muestra con 1% de silicio, algunos granos recrystalizan en las zonas cercanas a la superficie.

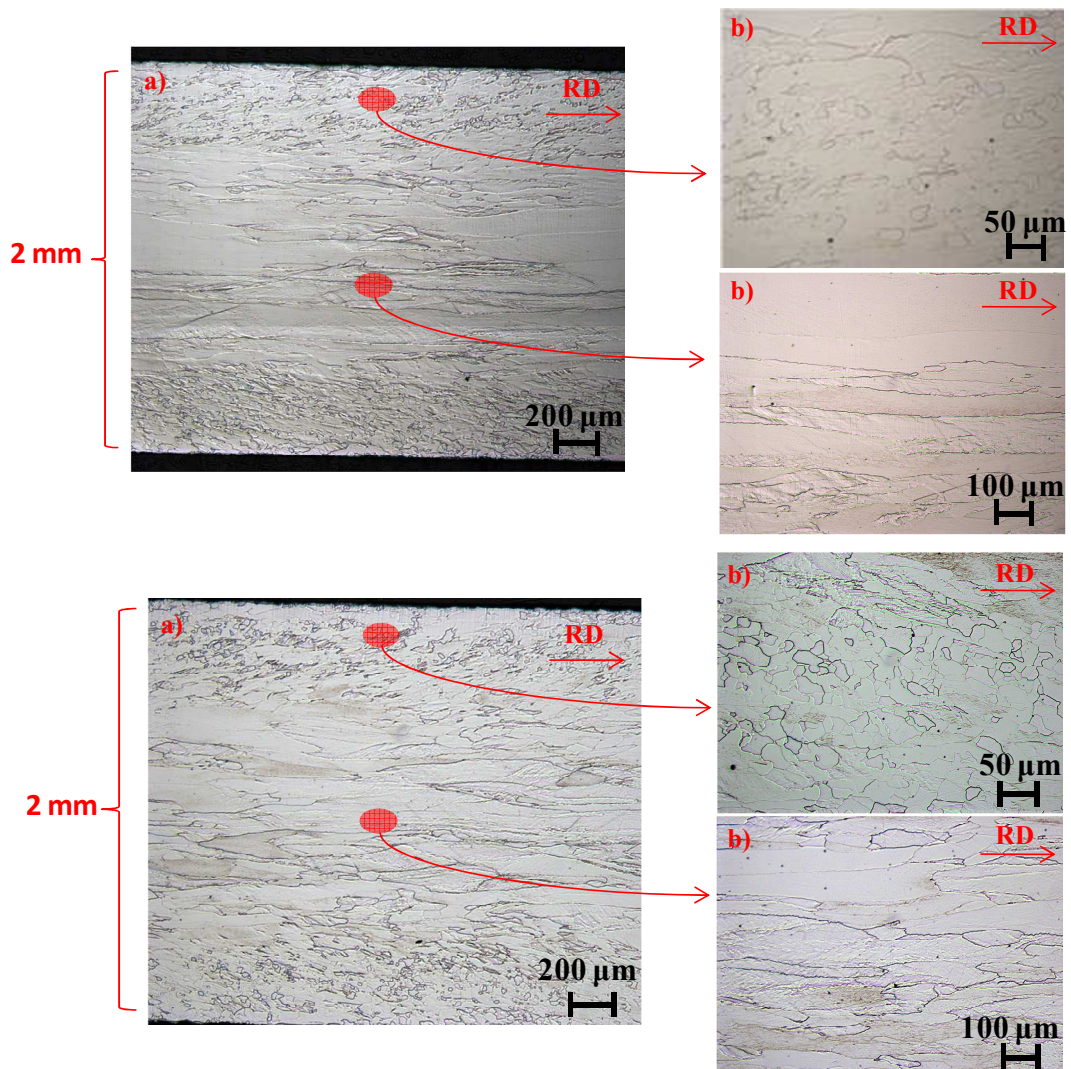


Fig. 7.12. Microestructuras con 2% de silicio del segundo programa de laminación en caliente tomadas de la región orilla 1 (superior) y orilla 2 (inferior) en una vista a) general a lo largo del espesor de la cinta de acero de 2 mm y b) con acercamiento en la región señalada.

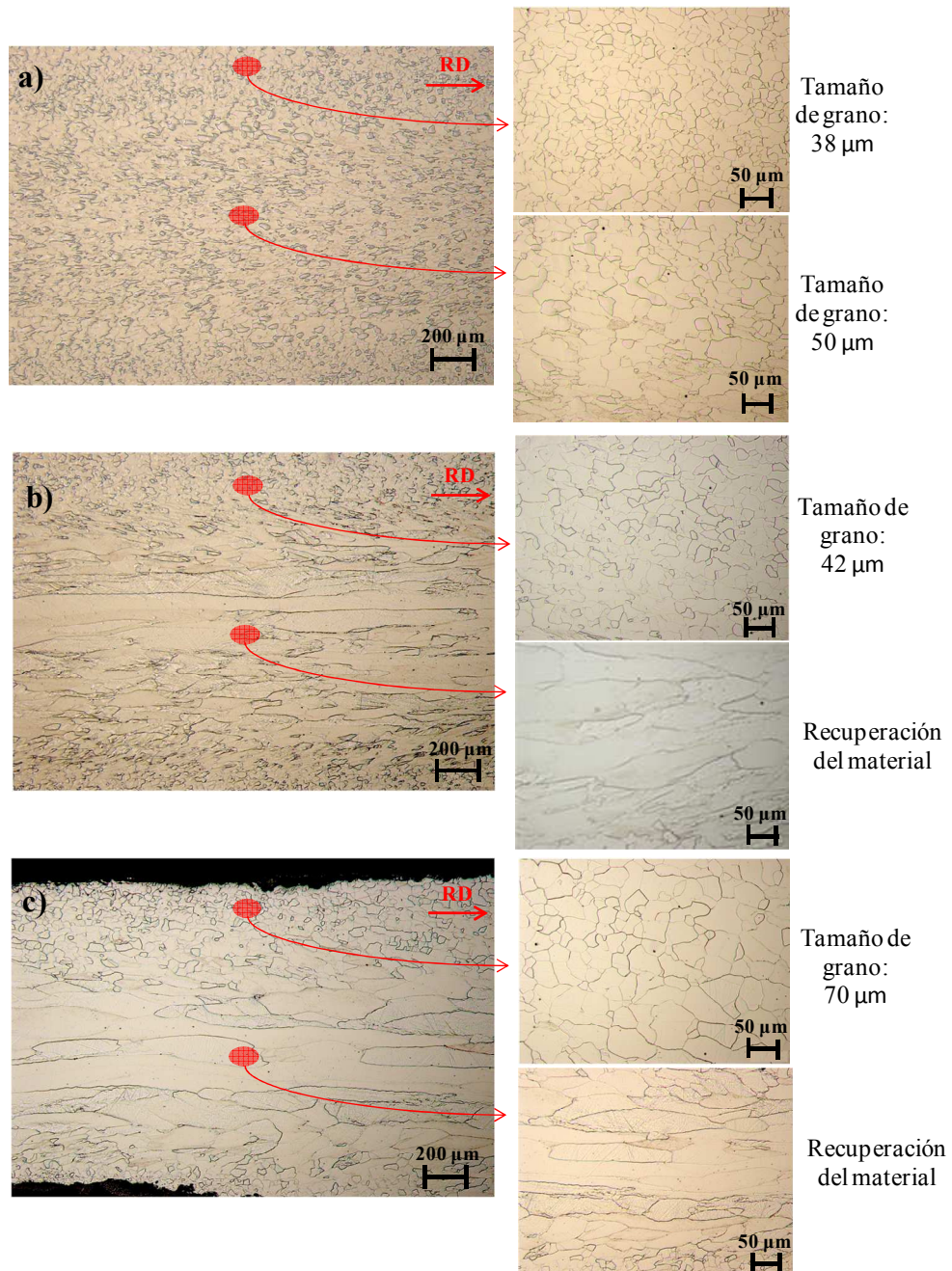


Fig. 7.13. Microestructuras de las aleaciones binarias Fe-Si con a) 1% Si, b) 2% Si y c) 3% Si obtenidas del segundo programa de laminación en caliente. Las imágenes de lado izquierdo son una vista a lo largo del espesor de 2 mm tomada a 40 aumentos, mientras que las del lado derecho son un acercamiento a 200 aumentos de las zonas marcadas en rojo.

7.2. Laminación en frío

7.2.1. Microestructura heterogénea a través del espesor de la cinta de acero

El resultado de las microestructuras para las primeras 3 aleaciones binarias Fe-Si son mostradas en la Fig. 7.14. Los granos tienen una forma elongada debido a la alta reducción que sufrieron las piezas (sección 6.2.3). La diferencia en espesor de las bandas de deformación en función del contenido de silicio es atribuido a la diferencia en tamaño de grano antes de la laminación en frío (Figuras 7.7, 7.8, 7.9 y 7.10). Dentro de cada espécimen, existe una importante diferencia en la facilidad con que el ataque químico revela los límites de grano. Algunos límites de grano son más claros y ligeramente atacados, mientras que otros límites de grano son más oscuros. Esta diferencia del ataque químico se relaciona con la diferencia en la energía por deformación almacenada a través de la laminación en frío (35). Se observa de la Fig. 7.14, que estas zonas son las cercanas a la superficie en donde mayor deformación es acumulada.

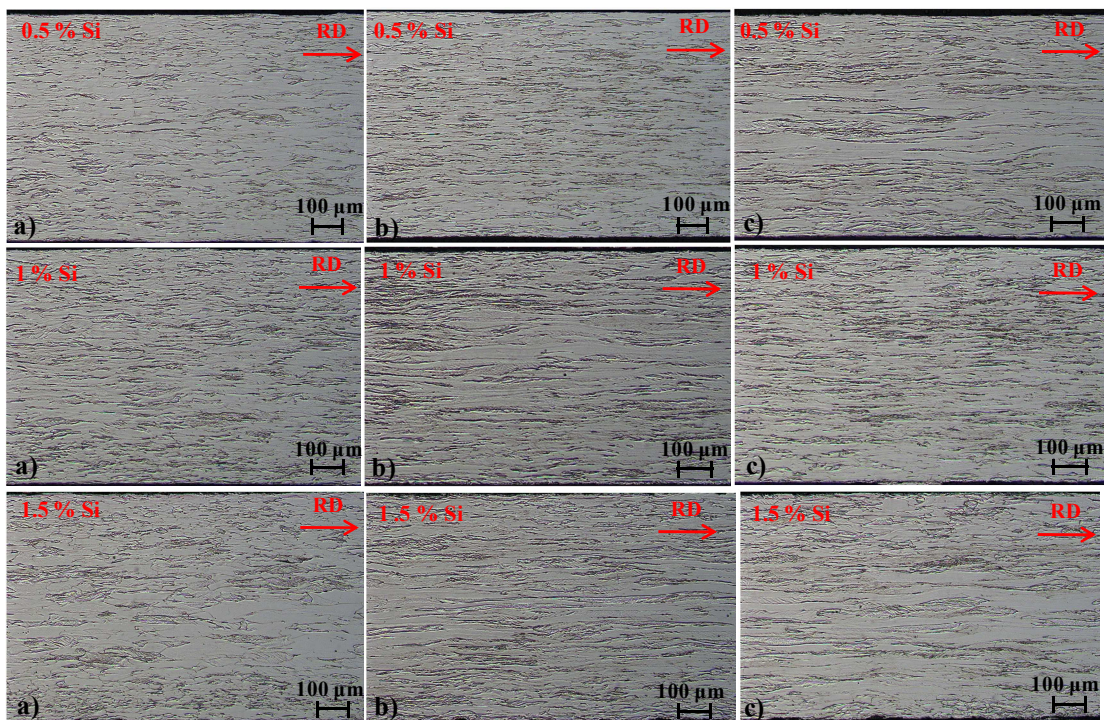


Fig. 7.14. Microestructuras de las aleaciones Fe-Si con contenidos de 0.5, 1 y 1.5% de silicio obtenidas de la región del a) centro, b) orilla 1 y c) orilla 2.

En la Fig.7.15 se muestran las microestructuras de las aleaciones restantes (2, 2.5 y 3% de silicio). Las micrografías fueron tomadas a lo largo del espesor final de 0.7 mm obtenido al final de la laminación en frío (sección 6.3). Se observa como las bandas de deformación son más gruesas comparadas con las aleaciones de 0.5, 1 y 1.5 % de silicio (Fig. 7.14). Esto es debido a que la microestructura previa a la laminación en frío era altamente compuesta de granos grandes recuperados dinámicamente por la ausencia de transformación de fase γ - α tal como se explica en la sección 7.1.6.

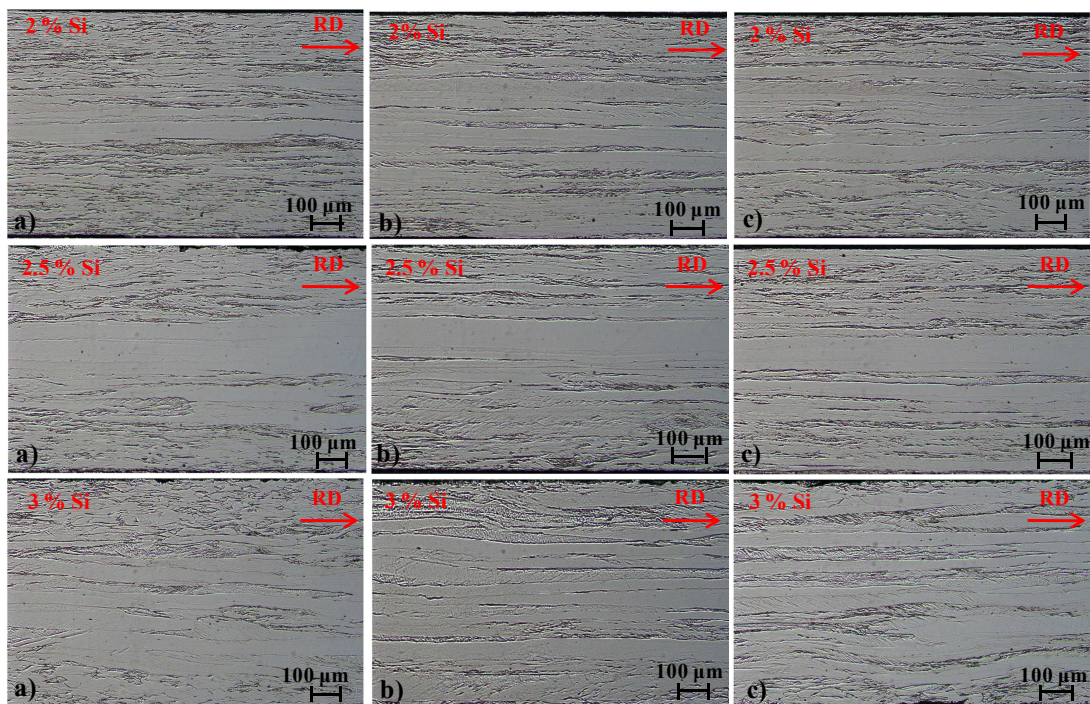


Fig. 7.15. Microestructuras de las aleaciones Fe-Si con contenidos de 2, 2.5 y 3 % de silicio obtenidas de la región del a) centro, b) orilla 1 y c) orilla 2.

7.3. Análisis Térmico

7.3.1 Transformación austenita γ - α ferrita en aleaciones Fe-Si

Del análisis térmico se obtuvieron gráficas de temperatura en función del tiempo en la que la transformación austenita γ - α ferrita se identifica en esta gráfica como un cambio de pendiente de la curva. Por esta razón, se obtuvo la derivada de la temperatura en función del tiempo (dT/dt) con el fin de observar más claramente un cambio en la pendiente e identificar las temperaturas de

transformación, así como también temperaturas de Curie para las seis aleaciones binarias Fe-Si (48). El diferencial (dT/dt) se graficó en función del tiempo y de la temperatura.

En la fig. 7.16 se muestran las curvas de calentamiento para las primeras tres aleaciones binarias Fe-Si (0.5, 1 y 1.5 % de silicio). Se identifica bajo las abreviación (T_c), la temperatura de Curie; mientras que Ac_1 y Ac_3 como las temperaturas de transformación explicadas en la sección 2.5. La muestra con 0.5 % de silicio presenta temperaturas de transformación Ac_1 y Ac_3 de 927.2 y 951°C respectivamente. Esto significa que el inicio de la aparición de austenita en la microestructura ferrítica empieza a los 927°C y la temperatura a la cual no se presento mayor transformación de la fase austenita fue a los 951°C. La temperatura de 943°C es tomada como una medición del punto más pronunciado de la pendiente en la gráfica T vs dT , lo cual indica que es la temperatura a la cual se presenta la máxima transformación de fase γ - α . Estas mismas mediciones fueron realizadas para las aleaciones con 1 y 1.5 % de silicio como se muestra en la Fig. 7.16. Se observa conforme aumenta el contenido de 0.5 a 1% de silicio, que las temperaturas de transformación Ac_1 y Ac_3 aumentan a 976 y 996°C respectivamente. Esta misma tendencia es observada en la muestra con 1.5% Si, ya que las temperaturas de transformación nuevamente se incrementan a 1053 y 1070°C.

Las curvas de calentamiento para las aleaciones restantes con contenidos de 2, 2.5 y 3% de silicio son mostradas en la Fig. 7.17. Se observa en las tres aleaciones la ausencia de transformación γ - α , ya que no presentan ningún cambio en la pendiente de la gráfica temperatura vs tiempo que corresponda a dicha transformación.

En las figuras 7.16 y 7.17 se muestra a baja temperatura, aproximadamente en el rango de 200 a 500°C, una gran discontinuidad mucho mayor a la mostrada en las transformación de fase y temperatura de Curie. Cabe señalar que este cambio de pendiente indica el choque térmico en la entrada de los termopares,

es decir; el momento cuando se introdujo la muestra al horno por lo cual no representa ningún aspecto relacionado al material.

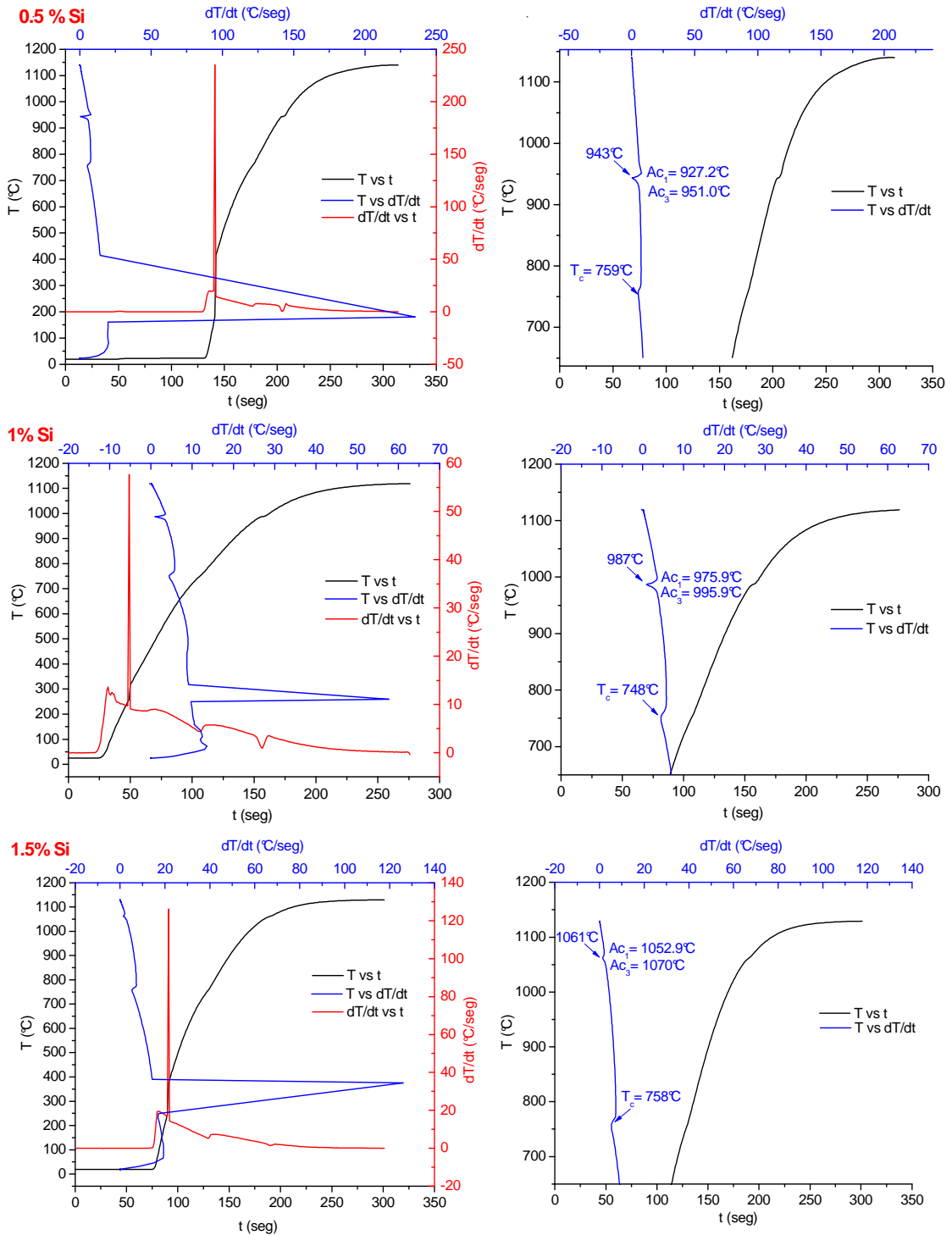


Fig. 7.16. Gráficas de calentamiento obtenidas del análisis térmico en horno eléctrico para las muestras con 0.5, 1 y 1.5% de silicio. Las gráficas de lado derecho son un acercamiento de las gráficas de lado izquierdo en la región de transformación de fase.

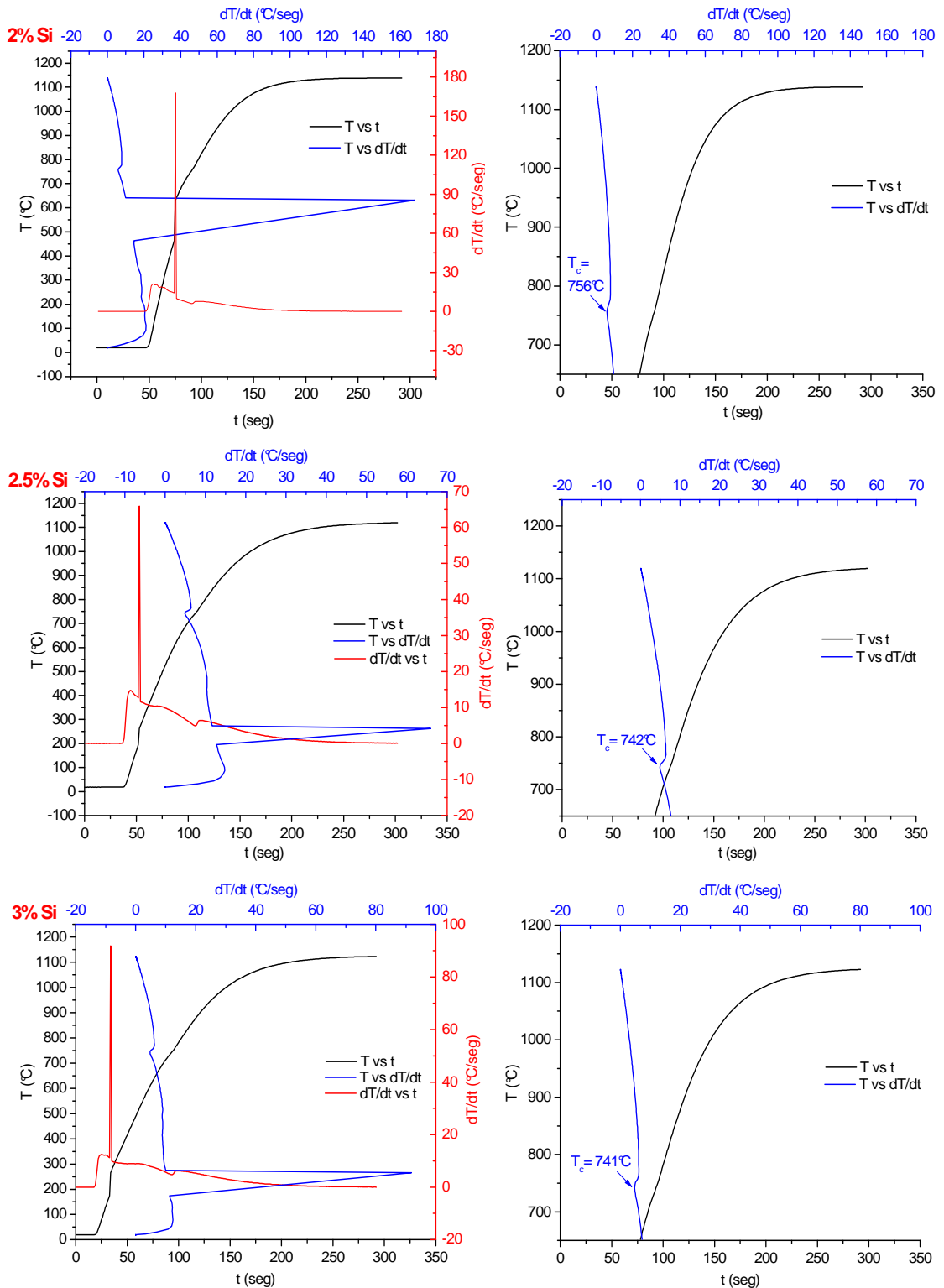


Fig. 7.17. Gráficas de calentamiento obtenidas del análisis térmico en horno eléctrico para las muestras con 2, 2.5 y 3% de silicio. Las gráficas de lado derecho son un acercamiento de las gráficas de lado izquierdo en la región de transformación de fase.

Las gráficas de enfriamiento para las primeras tres aleaciones se muestran en la Fig. 7.18. Las temperaturas de transformación durante el enfriamiento Ar_1 y Ar_3 (sección 2.5) se observan en las tres aleaciones con 0.5, 1 y 1.5% de silicio.

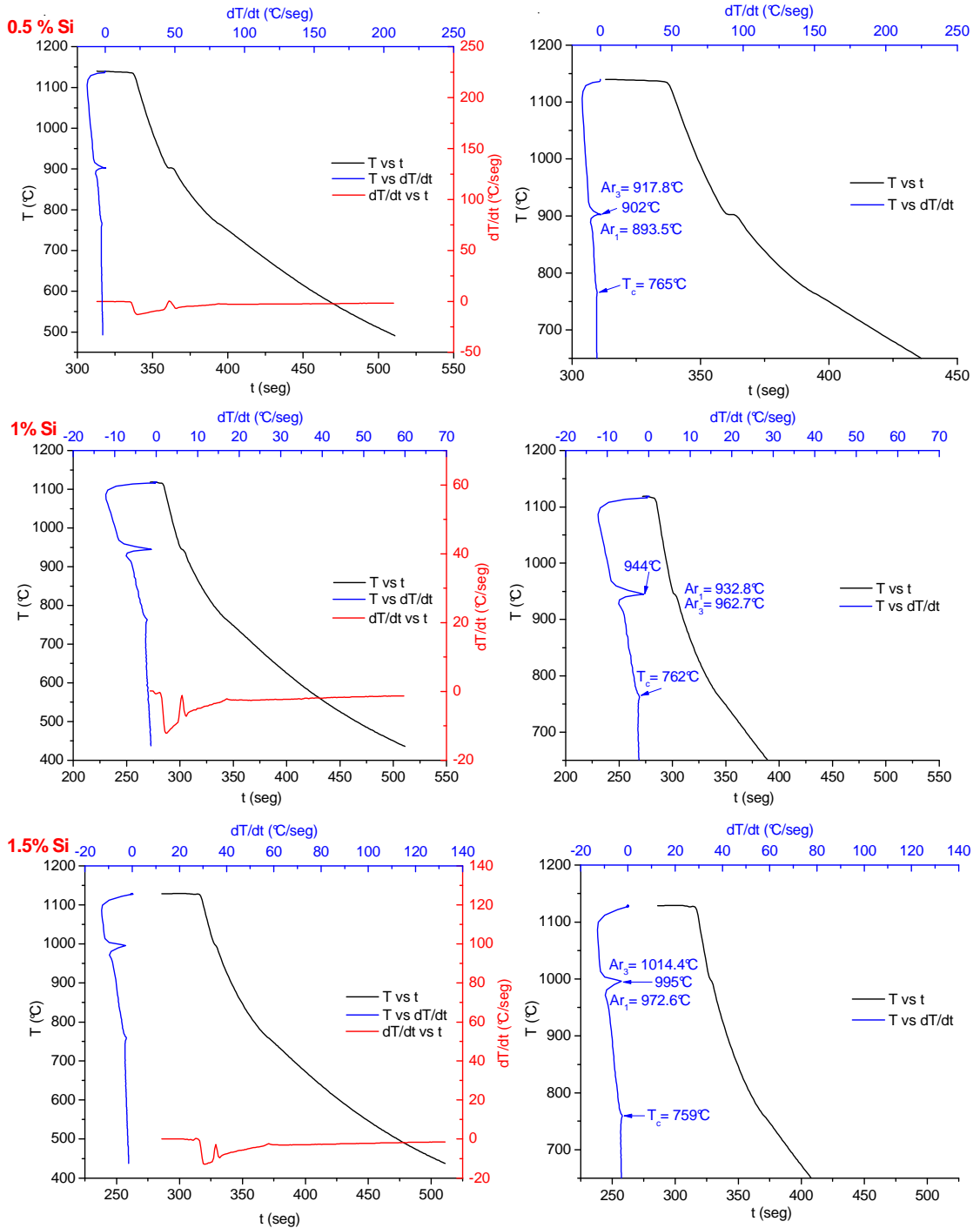


Fig. 7.18. Gráficas de enfriamiento obtenidas del análisis térmico en horno eléctrico para las muestras con 0.5, 1 y 1.5% de silicio. Las gráficas de lado derecho son un acercamiento de las gráficas de lado izquierdo en la región de transformación de fase.

En la gráfica 7.18 se observan como las temperaturas de transformación Ar_1 y Ar_3 aumentan conforme el contenido de silicio se incrementa debido al mismo comportamiento observado en las temperaturas de transformación Ac_1 y Ac_3 en las curvas de calentamiento (Fig. 7.16). Las gráficas de enfriamiento para las aleaciones con 2, 2.5 y 3% de silicio se muestran en la Fig. 7.19.

En la Fig. 7.19 se observa la ausencia de transformación de fase γ - α ya que no se tiene ningún cambio de pendiente en la curva de temperatura contra tiempo como se presenta en las aleaciones con 0.5, 1 y 1.5% de silicio de la Fig.7.18.

Las temperaturas de Curie es otra información que se obtuvo del análisis térmico. Los datos obtenidos durante el calentamiento (figuras 7.16 y 7.17) muestran que las temperaturas de Curie fueron bastante cercanas en las seis aleaciones binarias Fe-Si, pero no iguales. Esto también lo fue en las temperaturas de Curie obtenidas durante el enfriamiento (figuras 7.18 y 7.19). No era de esperarse que fuesen igual las temperaturas de Curie debido a que es bien conocido que la temperatura de Curie varía en función de la composición química de las aleaciones (51). Y aunque en este trabajo básicamente se tienen aleaciones binarias Fe-Si, estas aleaciones contienen pequeñas cantidades de elementos aleantes que difieren de una aleación a otra, así como también del contenido de silicio.

Otro aspecto que es importante en la medición de la temperatura de Curie y que es una de las razones por la cual éstas no fueron iguales durante el análisis térmico, es el hecho que el enfriamiento fue al aire. Esto significa que no fue controlado, ya que las piezas se enfrían a una diferente velocidad de enfriamiento lo cual afecta la temperatura de Curie (51).

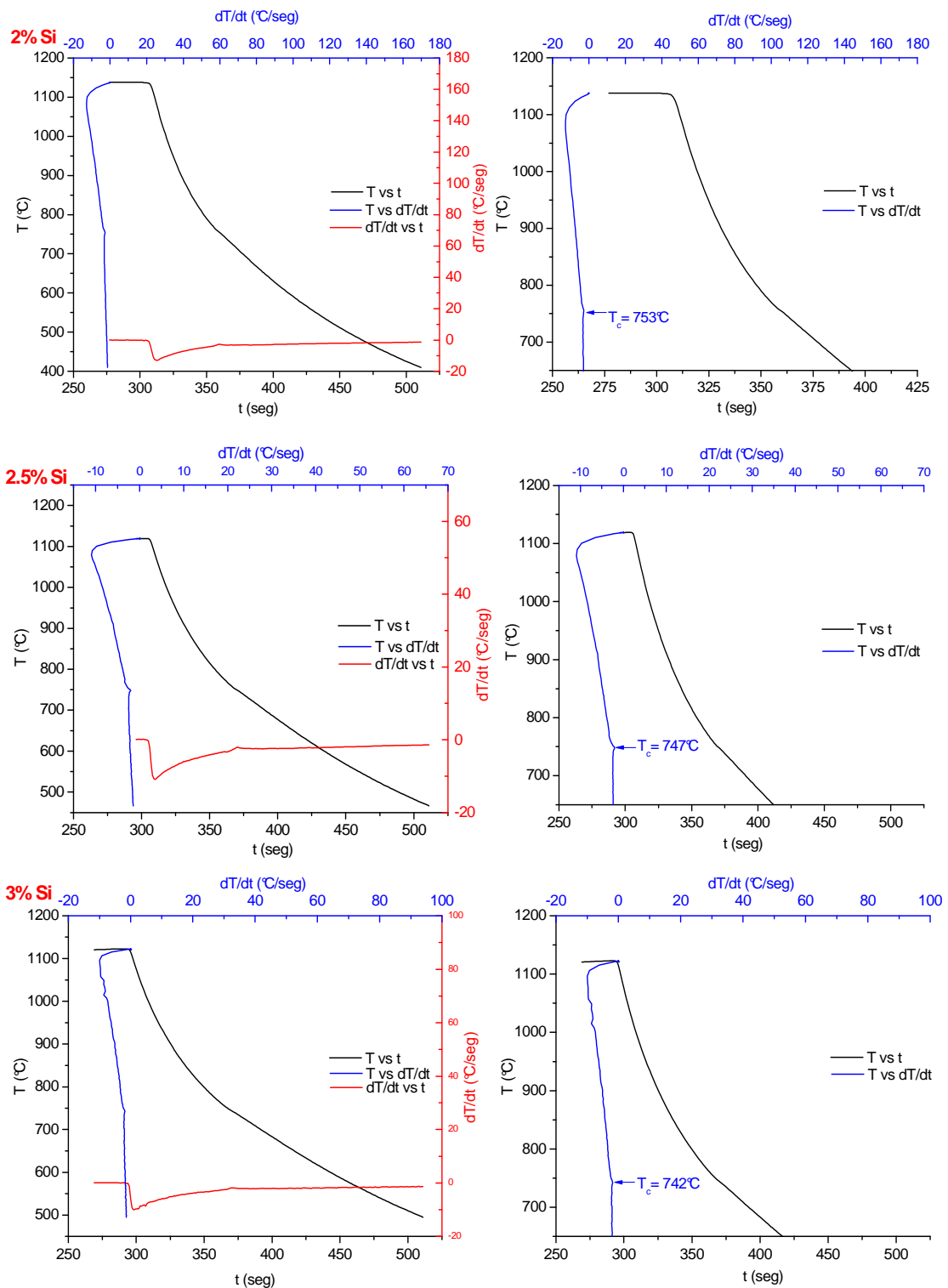


Fig. 7.19. Gráficas de enfriamiento obtenidas del análisis térmico en horno eléctrico para las muestras con 2, 2.5 y 3% de silicio. Las gráficas de lado derecho son un acercamiento de las gráficas de lado izquierdo en la región de transformación de fase.

7.3.2 Regiones de fase ferrita y austenita en aleaciones Fe-Si

Los resultados de temperaturas de transformación austenita γ - α ferrita obtenidos en la sección 7.3.1 fueron utilizados para identificar las regiones de ferrita (α), ferrita + austenita ($\alpha + \gamma$) y austenita (γ) durante el calentamiento y enfriamiento. La figura 7.20 muestra estas regiones para las seis aleaciones binarias Fe-Si en función de la temperatura durante el calentamiento.

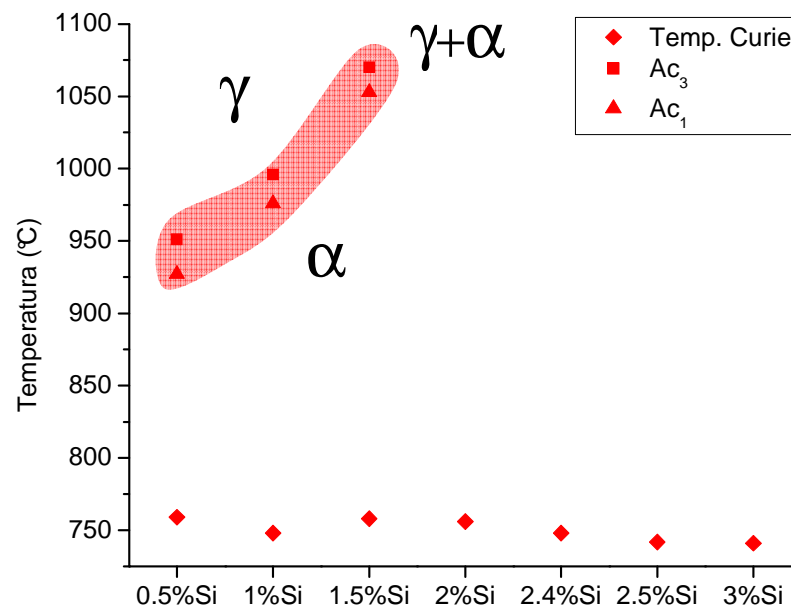


Fig. 7.20. Regiones de las fases ferrita, ferrita + austenita y austenita en función del tiempo obtenidas durante el calentamiento.

La región en rojo marcada en la figura 7.20 representa la región de temperaturas a la cual existen las fases de ferrita y austenita. Por encima de esta región se encuentra la fase de austenita y por debajo la fase ferrita para las aleaciones Fe-Si con 0.5, 1 y 1.5% de silicio. Para contenidos de silicio mayor a 2% de silicio, no se presenta transformación de fase y por lo tanto la región ferrítica es la que prevalece en todas las temperaturas. También se observa de la figura 7.20 las temperaturas de Curie obtenidas en función del contenido de silicio. Tal como se explicó en la sección 7.3.1, éstas temperaturas son muy parecidas entre sí y se mantienen en un rango estable en función del contenido de silicio.

La Fig. 7.21 muestra las regiones de ferrita (α), ferrita + austenita ($\alpha + \gamma$) y austenita (γ) obtenidas durante el enfriamiento. Se observa al igual que en la figura 7.20 la región en azul que corresponde a la región de temperaturas Ar_3 y Ar_1 donde las fases de ferrita y austenita coexisten a la misma temperatura para las aleaciones con 0.5, 1 y 1.5% de silicio. Y en estas aleaciones aparecen por encima de la región en azul la fase austenita y por debajo la fase ferrita. Las aleaciones Fe-Si arriba del 2% Si prevalecen solo en la fase ferrita.

Las temperaturas de Curie durante el enfriamiento observadas en la figura 7.21 se mantienen en un rango casi constante en función del contenido de silicio tal como se observa en la etapa de calentamiento de la figura 7.20.

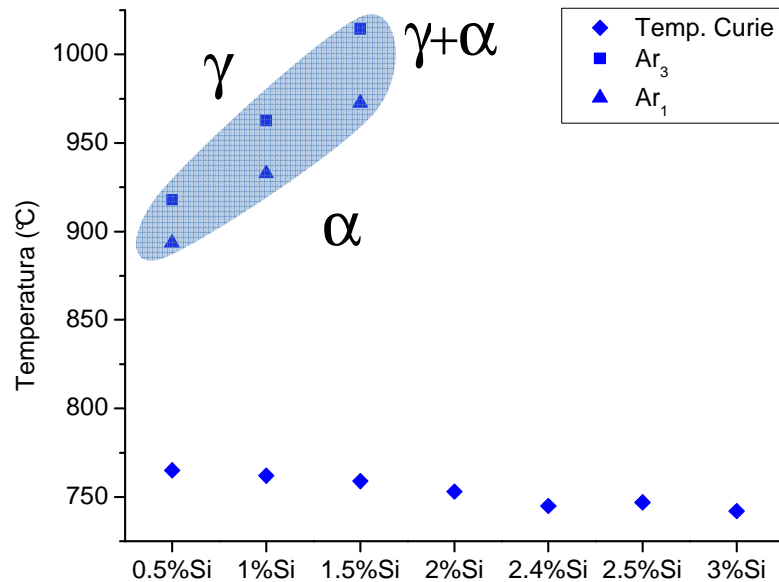


Fig. 7.21. Regiones de las fases ferrita, ferrita + austenita y austenita en función del tiempo obtenidas durante el enfriamiento.

Los datos de las temperaturas de transformación Ac_1 , Ac_2 , Ar_1 y Ar_3 junto con las temperaturas de Curie de las figuras 7.20 y 7.21 son mostradas en la tabla 7.7. Se observa como el rango de temperaturas de Curie se mantiene en un rango aproximado de 25°C. Además muestra la temperatura de máxima transformación graficada en las figuras 7.16 y 7.18 la cual representa la temperatura del pico más alto en el cambio de pendiente en la curva de temperatura (T) contra tiempo (t), aunque tal cambio de pendiente es mejor

visualizado en la curva de temperatura (T) contra diferencial de temperatura en función del tiempo (dT/dt).

Temperaturas críticas (°C)	Etapa	Contenido de silicio						
		0.5% Si	1% Si	1.5% Si	2% Si	2.4% Si	2.5% Si	3% Si
Temp. Curie	Calentamiento	759	748	758	756	748	742	741
Ac ₃		951	995.9	1070	-	-	-	-
Temp. de máxima transformación		943	987	1061	-	-	-	-
Ac ₁		927.2	975.9	1052.9	-	-	-	-
Temp. Curie	Enfriamiento	765	762	759	753	745	747	742
Ar ₃		917.8	962.7	1014.4	-	-	-	-
Temp. de máxima transformación		902	944	995	-	-	-	-
Ar ₁		893.5	932.8	972.6	-	-	-	-

Tabla 7.7. Datos de las temperaturas críticas de transformación obtenidas del análisis térmico en horno eléctrico.

7.4 Discusión

La fuerza de laminación en función de la temperatura del primer y segundo programa de laminación en caliente (figuras 7.2 y 7.4), sigue el mismo comportamiento de esfuerzo del material ya que ambos parámetros son directamente proporcionales entre sí, obedeciendo la teoría de laminación de Sims (ecuación 4.24).

Para el primer programa de laminación en caliente y en las aleaciones con contenidos de hasta 1.5% Si, la microestructura uniforme con granos equiaxiales recristalizados presentan una estricta relación con la transformación de fase austenita-ferrita. Debido a que las deformaciones en los pases de laminación fueron realizadas a temperaturas por arriba de las temperaturas críticas de transformación Ar₁ y Ar₃ como se observa en la figura 7.22, la aparición de granos de fase ferrita provocan una restricción microestructural durante el enfriamiento del material deformado que se ve reflejado en el tamaño de grano, ya que en estas aleaciones de 0.5, 1 y 1.5% Si el tamaño de grano se mantiene en un rango de 160 a 180 µm.

Por el contrario, aleaciones que no presentan transformación de austenita-ferrita, es decir, aleaciones Fe-Si con contenidos a partir de 2% Si presentan un crecimiento abrupto en el tamaño de grano. El grano crece 7 veces más su

tamaño al tener de un contenido de silicio de 1.5 a 2% Si (figura 7.11) ya que solo fase ferrita está presente durante la deformación en caliente.

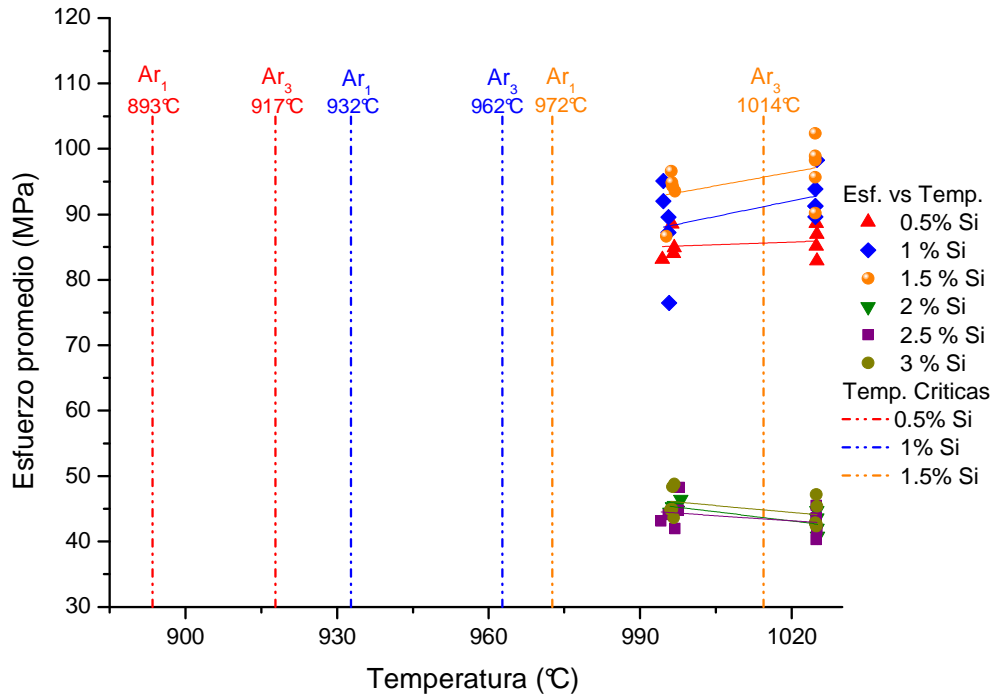


Fig. 7.22. Gráfica de esfuerzo en función de la temperatura incluyendo las temperaturas críticas Ar_1 y Ar_3 para el primer programa de laminación en caliente.

La microestructura con contenidos mayores a 1.5% Si y hasta 3% Si cambian radicalmente su comportamiento y forma comparado con las aleaciones de 0.5, 1 y 1.5%Si, ya que un carácter heterogéneo y granos bimodales están presentes en la microestructura, llegando a tener un crecimiento sostenido en tamaño de grano de 800 μm hasta 1000 μm . La microestructura obtenida después de la deformación en caliente origina que el comportamiento mecánico del material sea distinto en función de la temperatura. El esfuerzo promedio del material para el grupo de aleaciones con 0.5, 1 y 1.5 % Si (figura 7.5) disminuye conforme disminuye la temperatura debido a que granos recristalizados equiaxiales están presentes en la microestructura, esto se traduce en una mayor cantidad de límites de grano, lo cual, mediante la aplicación de deformación y calor presentan un camino más sencillo para el movimiento de dislocaciones comparado con el grupo de aleaciones con 2, 2.5 y 3% Si que

presentan una microestructura heterogénea con granos bimodales. El esfuerzo promedio aumenta conforme disminuye la temperatura debido a que solo fase ferrita está presente durante la deformación en caliente formando una fuerte solución sólida la cual impide que el movimiento de las dislocaciones sea menor por la presencia de granos de tamaño macroscópico (figura 7.11) que no ayudan para que el acero se deforme plásticamente por la menor presencia de límites grano que disminuyen la facilidad para el deslizamiento de dislocaciones.

El segundo programa de laminación en caliente acentúa más el comportamiento del esfuerzo promedio en función de la temperatura ya que los pases de laminación fueron tres en lugar de los dos pases en el primer programa de laminación en caliente. Mismo comportamiento para el esfuerzo del material en función de la temperatura siguen los dos programas de laminación en caliente como se puede observar en la figura 7.6. Las aleaciones con 0.5, 1 y 1.5 % Si del segundo programa de laminación en caliente cuentan con al menos un pase de laminación realizado por debajo de la transformación de fase austenita-ferrita, como se puede observar en la Fig. 7.23. Por ejemplo, la aleación con 0.5%Si cuenta con el tercer pase de laminación realizado por debajo de las temperaturas críticas Ar_1 y Ar_3 , mientras que las aleaciones con 1 y 1.5% Si presentan el segundo y tercer pase de laminación. Como resultado de la aplicación de deformación en caliente dentro de los rangos de las temperaturas críticas Ar_1 y Ar_3 , como es el caso de las aleaciones con 0.5 y 1.5%Si, se obtienen microestructuras con granos equiaxiales tal como se muestra en la figura 7.9. Por el contrario en la aleación con 1%Si, el resultado de no llevar a cabo la deformación en caliente entre los rangos de temperaturas críticas Ar_1 y Ar_3 ocasiona que los dos pases de laminación que están por debajo de la transformación austenita-ferrita causen una microestructura con granos deformados y elongados.

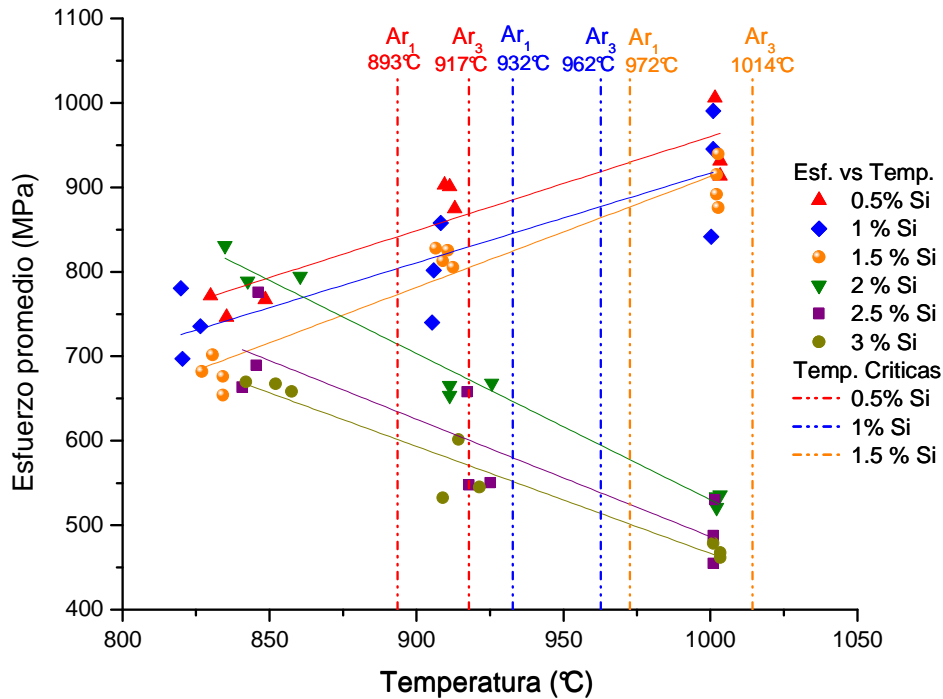


Fig. 7.23. Gráfica de esfuerzo en función de la temperatura incluyendo las temperaturas críticas Ar_1 y Ar_3 para el segundo programa de laminación en caliente.

Las aleaciones Fe-Si con 2, 2.5 y 3% Si al no presentar transformación de fase austenita-ferrita y presentando tres pases de laminación con altas deformaciones del 60, 50 y 40% de reducción (Fig. 6.15), causa que microestructuras altamente deformadas se encuentren a lo largo del espesor de la cinta de acero como se muestra en la figura 7.10. Anchas bandas de deformación se encuentran en el centro, mientras que en las orillas granos recristalizados son encontrados. Esto se debe a que la región de las orillas experimentan altos esfuerzos cortantes por el contacto directo con los rodillos de laminación y se deforman a menor temperatura que la región del centro. Lo anterior se traduce en una mayor fuerza motriz para la recristalización en la región de las orillas, mientras que en la región del centro, menor deformación y mayor temperatura propician granos de mayor recuperación. Esto toma relevancia conforme los espesores disminuyen, como en el caso de este segundo programa de laminación en caliente en cual el espesor final es de 2mm.

Es determinante el incremento del contenido de silicio en la evolución microestructural, ya que hasta 1.5% Si se tiene transformación de fase austenita γ -ferrita α , causando microestructuras recristalizadas con granos uniformes por la restricción al crecimiento de grano con la aparición de granos de fase ferrita en la estructura austenítica previa. Por el contrario, las aleaciones con contenidos de 2, 2.5 y 3%Si que no presentan transformación de fase austenita γ -ferrita α , contienen granos en su microestructura que crecen sin ninguna restricción microestructural propiciando microestructuras heterogéneas.

En laminación en frío, la evolución microestructural en las seis aleaciones binarias Fe-Si (0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 y 3%Si) está estrictamente relacionada con el tamaño de grano previo a la deformación en frío ya que bandas de deformación más compactas se tienen cuando la microestructura presenta recristalización como es el caso de las aleaciones con 0.5, 1 y 1.5%Si. Por el contrario, en las aleaciones con contenidos de 2, 2.5 y 3% Si, las bandas de deformación son más elongadas y gruesas.

CAPÍTULO 8:

“CONCLUSIONES FINALES Y RECOMENDACIONES”

8.1 Conclusiones

- La evolución microestructural de los aceros al silicio durante laminación en caliente es afectada conforme el contenido de silicio varía en composición química. En el primer programa de laminación en caliente realizado en este estudio, se tienen reducciones de espesor de 30 a 15 mm en dos pases de laminación, la microestructura para aleaciones con 0.5, 1 y 1.5% de silicio es uniforme, con granos recristalizados equiaxiales a lo largo del espesor final de 15 mm y tamaños de grano en el rango de 150-185 μm , ASTM 1.5 y 2. En cambio, para las aleaciones con 2, 2.5 y 3% de silicio se presenta un incremento abrupto en el tamaño de grano. De la aleación con 1.5 % Si a la de 2% Si el tamaño de grano incrementa 5 veces su tamaño (de un promedio de 171 a 862 μm respectivamente). Y conforme el contenido de silicio aumenta de 2.5 a 3% de silicio el tamaño de grano se incrementa aún más hasta tener granos macroscópicos de hasta 1100 μm (Fig. 7.11). La microestructura para aleaciones con 2, 2.5 y 3% de silicio es heterogénea a lo largo de la placa de acero presentado granos bimodales; es decir granos grandes rodeados de granos de menor tamaño (Fig 7.10).
- El importante cambio microestructural y de tamaño de grano antes mencionado, es debido a la transformación de fase austenita γ – ferrita α . Ya que a partir del 2% de silicio, solo fase ferrita está presente en todas las temperaturas durante la deformación en caliente, esto ocasiona que el tamaño de grano se incrementé abruptamente al no tener ninguna

restricción microestructural que inhiban su crecimiento. Por el contrario, aleaciones con contenidos menores al 1.5 % de silicio si presentan transformación de fase austenita γ – ferrita α .

- En las aleaciones con 0.5, 1 y 1.5% de silicio que presentan transformación de fase austenita γ – ferrita α , las temperaturas de transformación A_{c1} , A_{c3} , A_{r1} y A_{r3} siguen el comportamiento del diagrama de fase Fe-Si (sección 2.5). El incremento en el contenido de silicio eleva las temperaturas A_{c1} y A_{c3} durante el calentamiento así como también A_{r1} y A_{r3} para el enfriamiento.
- Las temperaturas de Curie para las aleaciones Fe- Si de estudio, mostradas en la sección 7.3; indican que el contenido de silicio no modifica en gran medida el cambio de comportamiento ferromagnético a paramagnético. Esto es siempre y cuando la velocidad de calentamiento y enfriamiento sean las mismas, es decir; si durante el enfriamiento se tiene la misma velocidad de enfriamiento que la de calentamiento, la temperatura de Curie no sufre cambio alguno.
- La microestructuras del segundo programa de laminación en caliente con un espesor final menor (2mm) al del primer programa (15mm), presentan rasgos que toman mayor importancia cuando el espesor disminuye. En la cinta de acero de 2mm se tienen gradientes de temperatura y deformación que repercuten en la microestructura. Zonas cercanas a la superficie se enfrían más rápido que el centro de la cinta de acero ocasionando que la deformación se lleve a cabo a menor temperatura. Además, las áreas cercanas a la superficie experimentan mayores esfuerzos cortantes provocando que la deformación tomé lugar bajo diferentes condiciones de esfuerzo.
- Debido al punto anterior, las microestructuras con 0.5, 1 y 1.5% de silicio del segundo programa de laminación presentan granos completamente recristalizados en áreas cercanas a la superficie, mientras que granos recristalizados y recuperados están mezclados en áreas del centro de la cinta de acero. Las microestructuras con 2, 2.5 y 3% de silicio tienen

menos zonas recristalizadas en áreas cercanas a la superficie y en el centro una alta recuperación dinámica es presente producto de la deformación en caliente solo en fase ferrita.

- Los esfuerzos promedios para las seis aleaciones Fe-Si (0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 y 3% Si) obtenidos por teoría de laminación de Sims, reflejan una relación con la transformación de fase austenita – ferrita. El esfuerzo promedio para las aleaciones con 0.5, 1 y 1.5 % Si disminuye conforme disminuye la temperatura. En cambio, para las aleaciones con 2, 2.5 y 3% Si el esfuerzo promedio aumenta conforme disminuye la temperatura.
- El cambio de comportamiento mecánico explicado en el punto anterior se debe a que granos recristalizados representan un camino más fácil para el movimiento de dislocaciones al presentar mayor número de límites de grano para las aleaciones con 0.5, 1 y 1.5% Si. Lo anterior se complementa con la transformación de fase austenita a ferrita después de la deformación en caliente que provoca que granos de fase ferrita aparezcan en la microestructura austenítica provocando una restricción microestructural que impide el tamaño de grano crezca. Por el contrario, granos altamente recuperados en las aleaciones con 2, 2.5 y 3%Si crecen a un tamaño macroscópico que dificulta el libre movimiento de dislocaciones ya que existen menores áreas de límite de grano propiciando que el esfuerzo sea mayor conforme disminuye la temperatura ya que estas tres aleaciones no presentan transformación de fase austenita a ferrita, esto origina que una fuerte solución sólida Fe-Si endurezca la microestructura.

8.2 Recomendaciones

- Analizar la textura de las seis aleaciones binarias Fe-Si usadas en el presente trabajo ya que la orientación cristalográfica es la base para obtener buenas propiedades magnéticas. Se obtuvieron para ello, las figuras de corrosión en Apéndice 1, una técnica que complementa las mediciones actuales de orientación por EBSD.

- Sería conveniente obtener por ensayo mecánico de tensión, la resistencia mecánica de las aleaciones Fe-Si del presente trabajo y compararla con la resistencia promedio obtenida por la teoría de laminación de Sims.
- Estudiar más a fondo las curvas de calentamiento obtenidas por DTA para el presente trabajo en las seis aleaciones Fe-Si (0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 y 3% Si).

ANEXO 1

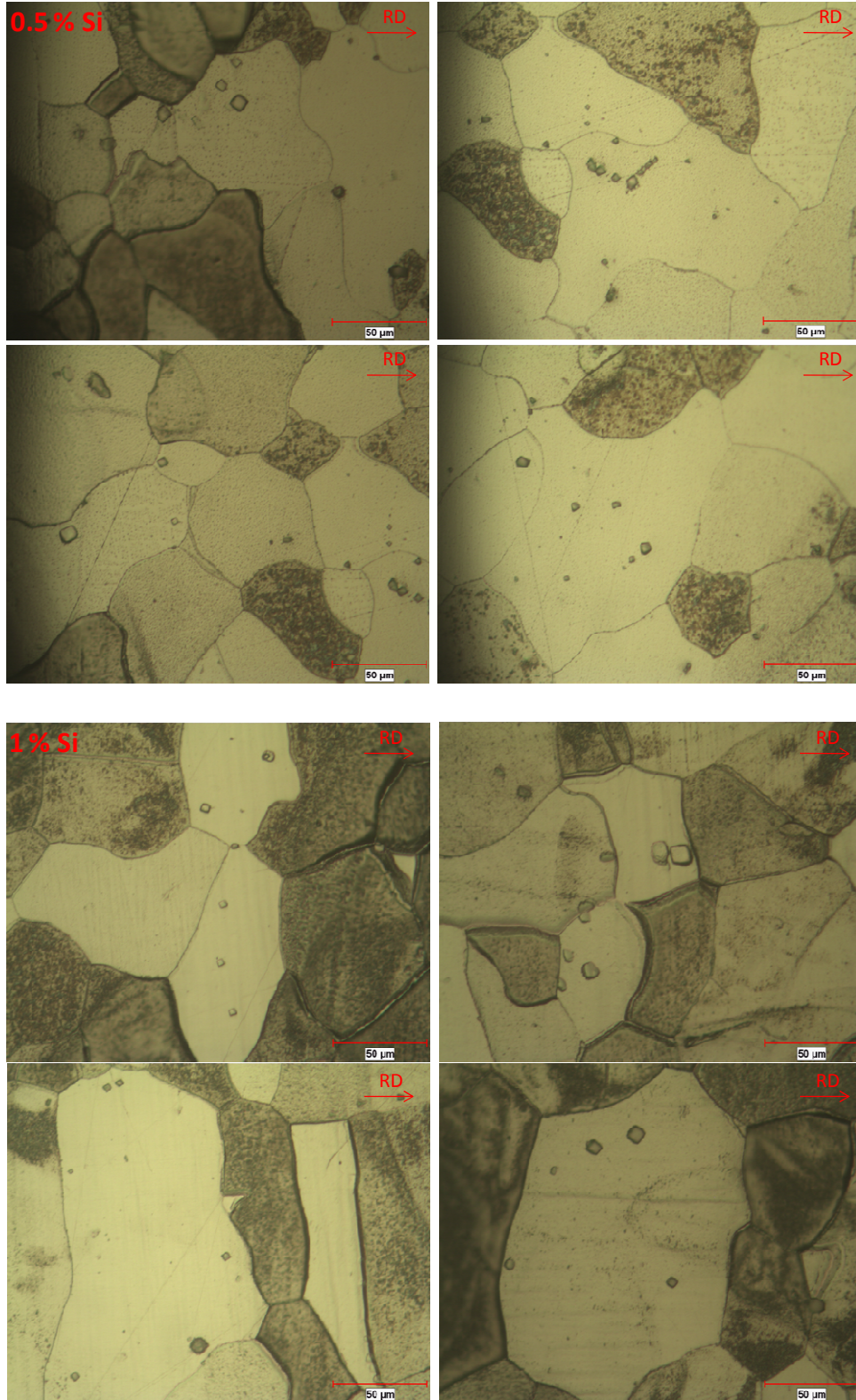
Para el presente trabajo, se utilizaron las muestras de las 6 aleaciones binarias Fe-Si (0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 y 3% Si) del primer laminado en caliente (sección 6.2.2.2) para revelar mediante un ataque químico las figuras de corrosión en el metal. Las figuras de corrosión corresponden al afloramiento de dislocaciones en la superficie por medio de un ataque químico que las revela en forma de rectángulos, triángulos y cuadrados que ayudan a obtener la orientación de cada grano la cual es descrita mediante los ángulos Euler. Para un estudio posterior en el tema de textura, se presentan a continuación en la figura A1, las micrografías de figuras de corrosión obtenidas.

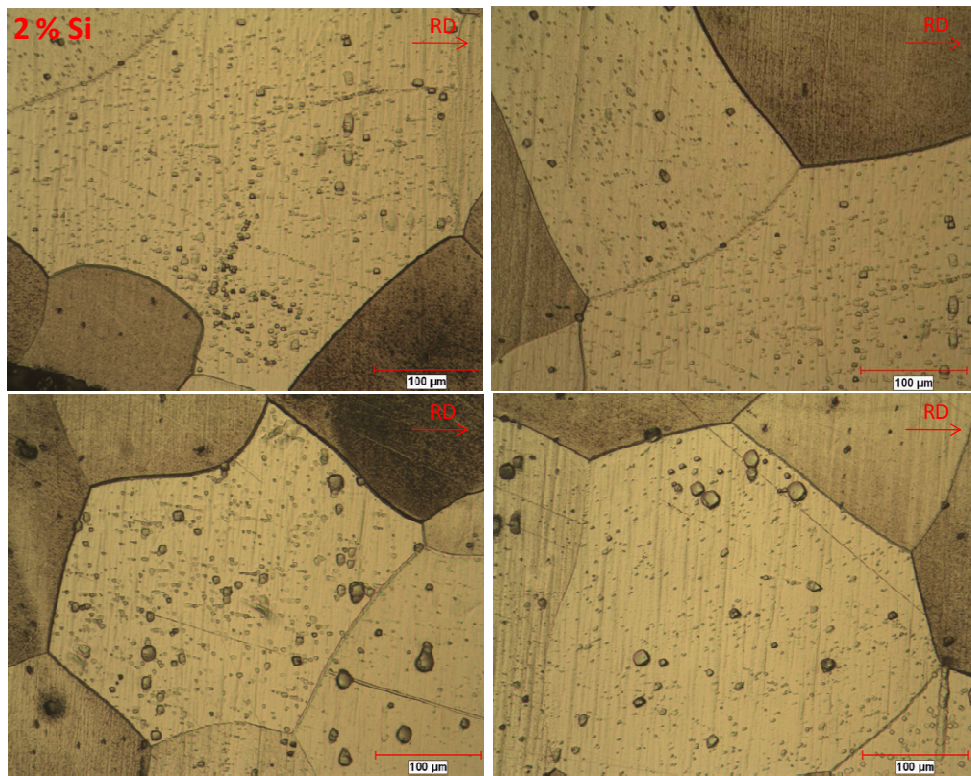
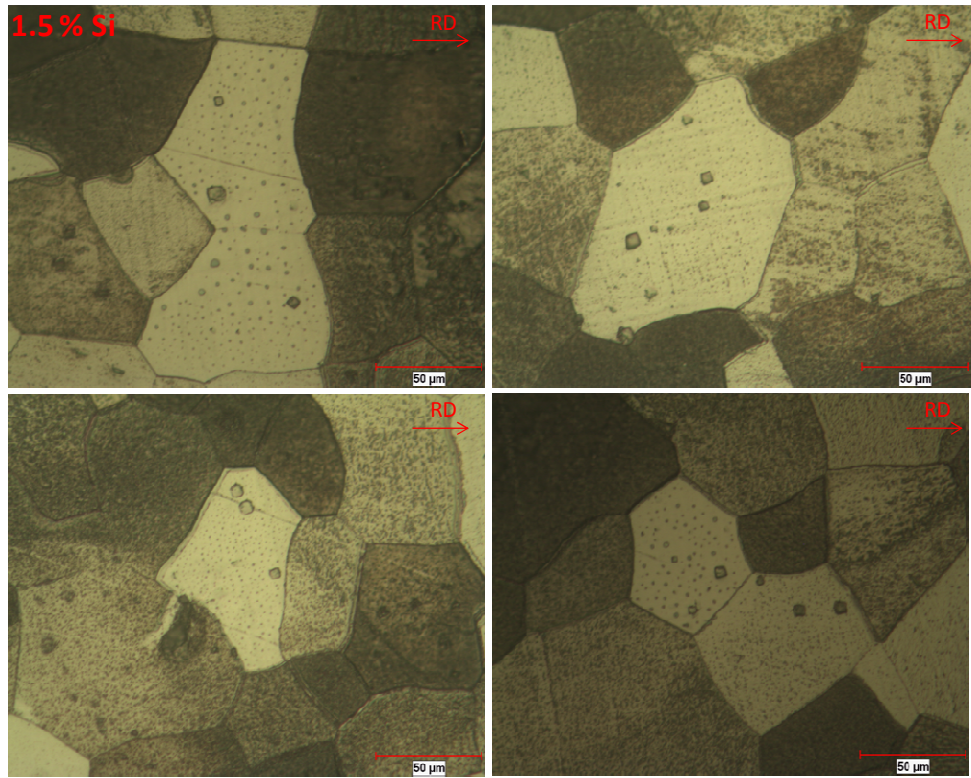
Las muestras fueron montadas en resina epóxica y desbastadas hasta obtener un acabado espejo. El ataque químico consistió en sumergir las muestras en una solución seleccionada para revelar las figuras de corrosión tal como se explica a detalle en la tabla A1. Después de atacadas químicamente las muestras, éstas fueron observadas en el microscopio óptico descrito en la sección 6.3.2 a distintas magnitudes dependiendo del tamaño de apreciación de las figuras de corrosión reveladas. Para obtener un número suficiente de granos, un gran número de micrografías fueron tomadas las cuales cubrían un número relativamente grande de granos.

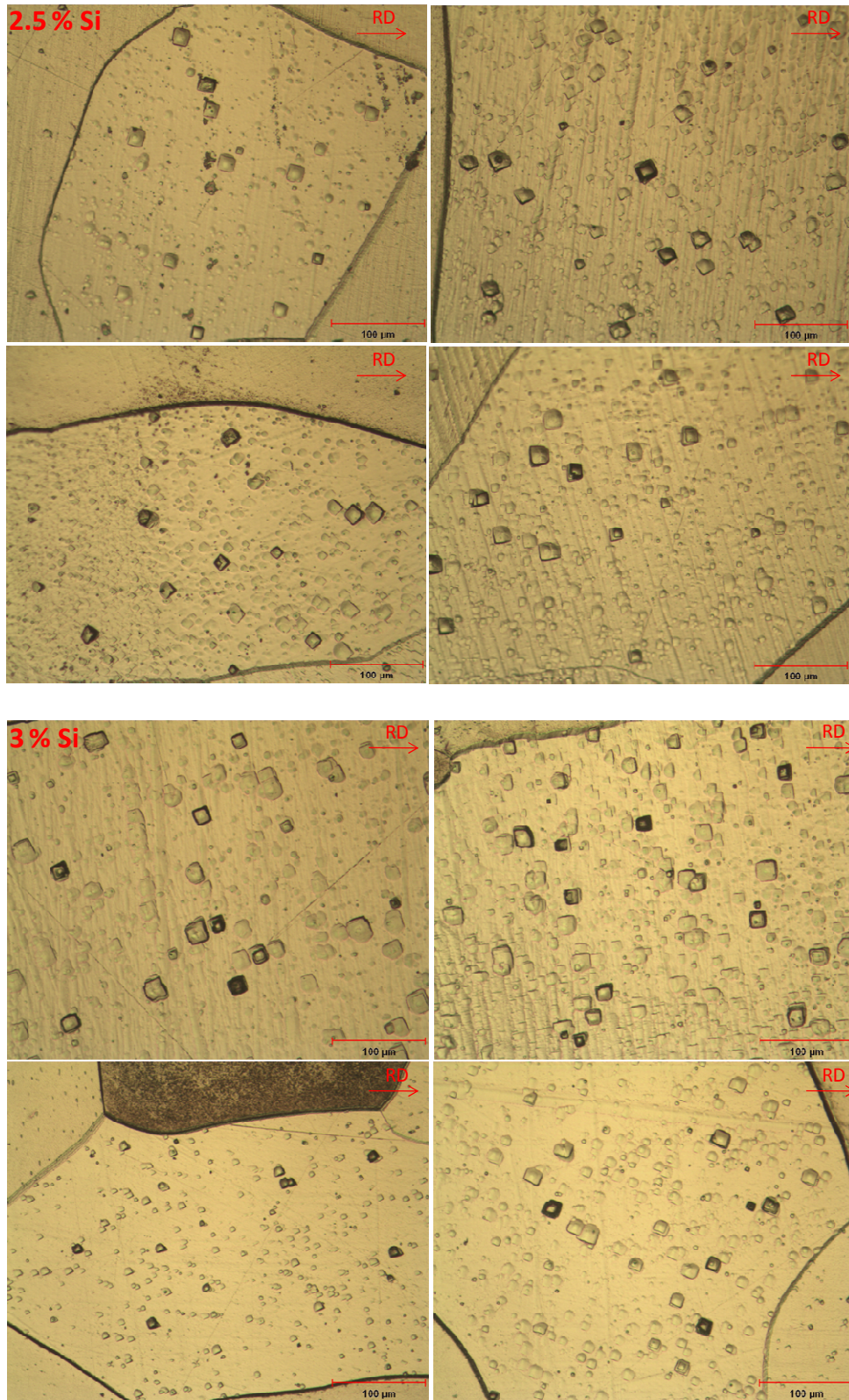
Ataque químico	Composición (partes por volumen)	Condiciones de uso
1	1 parte HF, 1 parte HNO ₃ , 4 partes H ₂ O	Sumergir por 10 segundos

Tabla A1. Ataques químicos usados para revelar las figuras de corrosión.

Figura A1. Figuras de corrosión reveladas para la aleaciones binarias Fe-Si (0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 y 3% Si) obtenidas por microscópica a óptica a 400 aumentos.







Bibliografía

1. **Dilewijns, Prof. Dr. ir. Jozef.** “*Liber Amicorum*”. s.l. : Laboratorium voor Algemene Metallurgie, Siderurgie en Fysische Metaalkunde, 1997.
2. **Zentrum, Stahl Information.** “Electrical steel sheet and strip”. 2005. Publication 401-E.
3. “*Role of the austenite-ferrite transformation start temperature on the high-temperature ductility of electrical steels*”. **Rodríguez, F. Equihua Guillén and A. Salinas.** No. 1, 2010, Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 20.
4. **Sánchez, E.O. García.** “Mecanismos de Fragilización a Alta Temperatura de Aceros Si-Al”. *Tesis Doctoral*. Cinvestav Saltillo, México : s.n., 2006.
5. “*Hot deformation and recrystallization of 3% silicon Steel*” Part 1: Microstructure, flow stress and recrystallization characteristics. **S. Akta, G. J. Richardson, C. M. Sellars.** No. 11, 2005, ISIJ International, Vol. 45.
6. **B.D. Cullity, C.D Graham.** “*Introduction to magnetic materials*”. 2nd Edition. s.l. : IEEE, 1999.
7. “*A new high induction grain oriented silicon steel using AlN and antimony as inhibitors*”. **Kokan, Nippon.** No. 1-6, s.l. : American Society for Metals, 1983, Vol. Vol. 21.
8. **Oh, Jae Hoon.** “AlN Precipitation in dual-phase 3% Si electrical steels”. *Master Thesis*. Department of Mining and Metallurgical Engineering, Montreal Canada : s.n., 2000.
9. “*Non-oriented electrical steel sheets*”. **Petrovic, Darja Steiner.** No. 6, s.l. : ISSN, 2010, Vol. Vol. 44.
10. **Park, Jong-Tae.** “Development of annealing texture in nonoriented electrical steels”. *Doctoral Thesis*. Department of Mining, Metals and Materials Engineering, McGill University, Montreal Canada : s.n., 2002.
11. “*Magnetic properties of electrical steel with Si and Al concentration gradients*”. **J. Barros, T. Ros-Yañez, M. De Wulf, Y. Houbaert.** s.l. : IEEE, 2003.
12. “*Texture of primary recrystallization on no nonoriented electrical steel sheet with phase transformation*”. **T. Kumano, T. Kubota, N. Takahashi.** No. 4, s.l. : Journal of Materials Engineering and Performance, 1995, Vol. Vol. 4.
13. “*Effect of silicon content on secondary recrystallization*”. **S. Nakashima, K. Takashima, Harase.** No. 9, 1991, ISIJ, Vol. 31.
14. **Stojakovic, Dejan.** “Microstructure Evolution in Deformed and Recrystallized Electrical Steel”. *Doctoral Thesis*. Drexel University, USA : s.n., 2008.
15. “*Precipitates in electrical steels*”. **Lindenmo, Keith Jenkins and Magnus.** No. 20, 2008, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, Vol. 320.

16. "Effect of grain size, deformation, aging and anisotropy on hysteresis loss of electrical steels". **F.J.G. Landgraf, M. Emura, J.C. Teixeira, M.F. de Campos**. 2000, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, Vols. 215-216.
17. "Low silicon non-grain-oriented electrical steel: Linking magnetic properties with metallurgical factors". **A. Chaudhury, R. Khatirkar, N.N. Viswanathan**. 2007, Journal of magnetism and magnetic materials, Vol. 313.
18. "Calculation of Al and MnS precipitation in nonoriented electrical steel produced by CSP process". **Xiang Lee, Yue Er-bin, Fan Din-Dong, Zhao Pei**. No. 5, 2008, Journal of Iron and Steel Research, Vol. 15.
19. "Effect of second phase particle topology on the onset temperature of abnormal grain growth in Fe-3% Si steels". **V. Stoka, F. Kovac, Y .Sidor**. No. 1, 2008, Metalurgija, Vol. 47.
20. **Krauss, George**. "Steels: Processing, Structure and Performance". s.l. : ASM International, 2005.
21. "Recrystallization and grain growth in hot rolling". **Whiteman, C.M. Sellars and J.A.** No. 3-4, 1979, Metals Science, Vol. 13.
22. **Hatherly, F.J. Humphreys and M.** "Recrystallization and Related Annealing Phenomena". 2nd edition. s.l. : Elsevier, 2004.
23. **Dieter, George E.** "Mechanical Metallurgy". s.l. : Mc Graw Hill, 1988.
24. **Bacon, D Hull and D J.** "Introduction to dislocations". 4th Edition. s.l. : Butterworth-Heinemann, 2001.
25. **Verlinden, B.** "Thermomechanical processing of metallic materials". 1st Edition. s.l. : Elsevier, 2007.
26. **R. William, Marcel Dekker.** "Cold Rolling of Steel". s.l. : Manufacturing Engineering and Materials Processing, 1978.
27. **Garza, Nelson.** "Caracterización Microestructural y Superficial de Aceros Laminados en Caliente y en Frío". *Tesis de maestría*. UANL-FIME, México : s.n., 2006.
28. **Geoffrey, W. Rowe.** "Principles of Industrial Metalworking Process". s.l. : CBS Publication, 1977.
29. **Avner, Sydey H.** "Introducción a la Metalurgia Física". 2a Edición. s.l. : Mc Graw Hill, 1988.
30. **Colás, Rafael.** "Laminación de productos planos". Doctorado en Ingeniería de Materiales FIME-UANL, México : s.n., 1997.
31. "The calculation of roll pressure in hot and cold flat rolling". **Orowan**. s.l. : Proceedings of the Institute of Mechanical Engineers, 1943.
32. **J.W. Martin, R.D. Doherty and B.Cantor.** "Stability of microstructure in metallic systems". 2nd Edition. s.l. : Cambridge solid state science series, 1997.
33. "Recrystallization of metals during hot deformation". **Sellars, C. M.** 1978, Phil. Trans. R. Soc. London, Vol. 288.

34. "Recrystallization, grain growth and texture evolution in nonoriented electrical steels". **Kim, Jong-Tae Park and Jae-Kwan**. 2007, Materials Science Forum, Vols. 559-559.
35. "Handbook of Metallography and Microstructures". s.l. : ASM International. Vol. 9.
36. **Callister, William D**. "Introducción a la ciencia e ingeniería de los materiales". s.l. : Editorial Reverté.
37. "A physically based microstructure model for predicting the microstructural evolution of a C-Mn steel during and after hot deformation". **Lissel, G. Engberg and L**. 47-58, 2008, Steel Research International, Vol. 79.
38. **Sellars, C.M**. "The physical metallurgy of hot working". s.l. : Hot working and forming processes, Sheffield, UK, 1980.
39. "Austenite grain refinement and growth during the thermomechanical processing of steels". **W.P. Sun, M. Militzer, E.B. Hawbolt and T.R. Meadowcroft**. Montreal, Canada : s.n., 1996, Hot workability of steels and light alloys-composites, Vols. 24-28.
40. "On the theory of grain boundary motion". **Stüwe, K. Lücke and H.P**. 1972, Recovery and recrystallization of metals, Vols. 245-283.
41. "The evolution of the Goss texture in silicon steel". **Jeong, Dong Nyung Lee and Hyo-Tae**. No. 8, 1997, Journal Scripta Materialia, Vol. 38.
42. **Michal Krzyzanowski, John H.Beynon, Didier C.J. Farrugia**. "Oxide scale behavior in high temperature metal processing". s.l. : Wiley-VCH, 2010.
43. **Kennet A. Rubinson, Judith F. Rubinson**. "Análisis instrumental". s.l. : Prentice Hall, 2001.
44. "Estudio de la decapabilidad en HCl de chapa laminada en caliente". **M.J.L. Ginés, G.J. Benítez, T. Pérez**. 2000, Jornada SAM-IV Coloquio latinoamericano de fractura y fatiga.
45. "Improvement in descaling of hot strip by hydrochloric acid". **S. Yamaguchi, T. Yoshida, T. Saito**. 1994, ISIJ International, Vol. 34.
46. "Standard practice for microetching metals and alloys". s.l. : ASTM E 407.
47. "Standard test methods for determining average grain size". s.l. : ASTM E-112.
48. "Transformaciones de fase en aceros al cromo-níquel-molibdeno durante tratamientos isotérmicos y no isotérmicos". **John H. Beynon, Rafael Colás**. 1, 1988, Revista latinoamericana de Metalurgia y Materiales, Vol. 8.
49. **Brown, Michael E**. "Introduction to thermal analysis". 2nd Edition. s.l. : Kluwer Academic, Publishers, 2001.
50. **T. Hatakeyama, Zhenhai Liu**. "Handbook of thermal analysis". s.l. : Wiley, 1998.
51. "Curie temperature of alloys, its measurement and technical importance". **Haglund, O**. No. 21-43, 1982, Journal of thermal analysis, Vol. 25.

52. *“Effect of hot and cold rolling on grain size and texture in Fe-2.4wt%Si strips”*. **K. Verbeken, J. Schneider, J. Verstraete, H. Hermann, and Y. Houbaert**. No. 11, 2008, IEEE Transactions on magnetic, Vol. 44.
53. *“Textures of ferritic stainless steels”*. **Lücke, D. Raabe and K.** 1993, Journal of Materials Science and Technology.
54. **Verhoeven, John D.** *“Fundamentals of physical metallurgy”*. s.l. : John Wiley & Sons, 1975.
55. **Roberts, William L.** *“Hot rolling of steel manufacturing engineering and materials processing”*. s.l. : CRC Press, 1983.
56. **Ginzburg Vladimir B. & Ballas, Robert.** *“Fundamentals of flat rolling manufacturing engineering and materials processing”*. 2000.
57. *“Deformation induced ferrite transformation in low carbon steels”*. **Han Dong, Xinjun Sun.** 2005, Elsevier.
58. *“Evolution of recrystallization texture in nonoriented electrical steels”*. **Jong-Tae Park, Jerzy A. Szpunar.** No. 11, 2003, Acta Materialia, Vol. 51.
59. *“Hot deformation and recrystallization of 3% silicon steel, Part 4: effect of recovery and partial recrystallization between passes on subsequent recrystallization behavior”*. **S. Akta, G. J. Richardson and C. M. Sellars.** No. 11, 2005, ISIJ International, Vol. 45.