



Ciencia e Ingeniería
de Materiales

**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA
DE MÉXICO**

POSGRADO EN CIENCIA E INGENIERÍA DE MATERIALES

INSTITUTO DE INVESTIGACIONES EN MATERIALES

**“CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL
DE UN ACERO GRADO API-X80”**

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE

**MAESTRO EN CIENCIA E INGENIERÍA DE
MATERIALES**

P R E S E N T A

I.Q.M. JUAN DE DIOS CASTRO ROBLES

Tutor: Dr. Julio Alberto Juárez Islas



México, D.F.

2009



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

AGRADECIMIENTOS:

Un agradecimiento muy especial para los miembros de mi comité tutorial:

Dr. Julio Alberto Juárez Islas. (Tutor)
Dr. Joan Genescá Llongueras
Dr. Francisco Esparza Herrada.

A los miembros del jurado:

Presidente: Dr. Abel Camacho Galván
Secretario: Dr. José Alejandro García Hinojosa
Primer Vocal: Dr. Julio Alberto Juárez Islas
Segundo Vocal: Octavio Álvarez Fragoso
Tercer Vocal: Bernardo Fabián Campillo Illanes

Por su valiosa ayuda en la elaboración y corrección de esta tesis.

Al M. en I. Gabriel Angel Lara Rodríguez y al Ing. Gerardo Arámburo por su apoyo en el procesamiento termomecánico de las probetas.

A CONACYT por el apoyo económico recibido.

Y a esta gran institución que es la **UNAM**, que es donde he realizado toda mi trayectoria académica.

DEDICATORIA:

A mi Padre, el señor Roberto Castro Leyva † (gracias por todo lo que me diste, por todo tu apoyo, cariño y comprensión y donde sea que te encuentres recibe de mi parte todo mi amor, cariño y respeto. A pesar de que físicamente ya no estás aquí, siempre serás una fuente de inspiración para mí. Siempre te recordaré con cariño.

Gracias a mi madre Rosalinda Robles y a mis hermanos Rocío, Xochitl y Roberto por su apoyo.

A todas esas personas con las cuales conviví a lo largo de todos estos años, desde mis inicios en la licenciatura hasta estos días, les agradezco esos momentos agradables que en su momento pase con ellos.

ÍNDICE

CAPITULO 1.....	1
INTRODUCCIÓN.....	1
CAPITULO 2.....	3
ANTECEDENTES TEÓRICOS.....	3
2.1 ACEROS.....	3
2.2 FASES.....	4
2.2.1 Bainita.....	4
2.2.2 Ferrita.....	5
2.2.3 Cementita.....	6
2.2.4 Martensita.....	6
2.2.5 Perlita.....	7
2.3 LAMINACIÓN.....	7
2.3.1 Fuerzas y relaciones geométricas en la Laminación.....	8
2.3.2 Variables principales de la laminación.....	11
2.3.3 Deformación en la laminación.....	14
2.3.4 Tensiones residuales y Defectos de los productos laminados.....	15
2.3.5 Laminación en caliente.....	16
2.3.6 Par y Potencia.....	19
2.4 TRANSFORMACIONES DE FASE.....	20
2.4.1 Fuerza Motriz – cambios de energía libre.....	21
2.4.2 Curvas de energía libre estables e inestables.....	24
2.4.3 Dos tipos de transformación de Gibbs.....	25
2.5 TEORÍA DE NUCLEACIÓN.....	26
2.5.1 Nucleación Homogénea.....	26
2.5.2 Nucleación Heterogénea.....	28
2.6 MECANISMOS DE ENDURECIMIENTO.....	32
2.6.1 Endurecimiento por reducción del tamaño de grano.....	32
2.6.2 Endurecimiento por solución sólida.....	33
2.6.3 Endurecimiento por precipitación.....	34
2.6 PROCESAMIENTO TERMOMECAÍNICO.....	35

CAPÍTULO 3.....	42
PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.....	42
3.1 Caracterización microestructural del acero	42
3.2 Procedimiento para laminación.....	43
3.3 Medios de enfriamiento.....	44
3.4 Caracterización de las probetas sometidas a diferentes velocidades de enfriamiento.....	44
CAPÍTULO 4.....	45
RESULTADOS.....	45
4.1 CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL.....	45
4.1.1 microestructura del acero de colada.....	45
4.1.2 microestructuras (microscopio óptico).....	47
4.6 microestructuras (SEM).....	49
4.7 microestructuras (TEM).....	50
4.2 PROPIEDADES MECÁNICAS.....	54
4.2.1 gráficas de los ensayos esfuerzo-deformación.....	54
4.2.2 gráficas de valores de los ensayos mecánicos.....	56
4.3 ANÁLISIS DE LOS MECANISMOS DE ENDURECIMIENTO.....	57
4.3.1 Relación entre composición química, tamaño de grano, dislocaciones y precipitados con las propiedades mecánicas del acero bajo estudio	57
CAPITULO 5.....	62
ANÁLISIS DE RESULTADOS.....	62
CAPITULO 6.....	66
CONCLUSIONES.....	66
BIBLIOGRAFÍA.....	67

CAPITULO 1

INTRODUCCIÓN

Debido a la creciente demanda en la calidad de los aceros para tubería (HSLA), en los últimos años se han desarrollado mecanismos para mejorar las propiedades de dichos aceros. Una microestructura óptima es necesaria para el mejoramiento de la resistencia y dureza del acero. La determinación de una composición química adecuada, es una manera de obtener la microestructura y propiedades mecánicas deseadas, mientras que el Proceso de Control Termomecánico (TMCP) es otra manera efectiva de procesamiento para el mejoramiento de las propiedades de los aceros.

El TMCP es utilizado en el desarrollo de aceros para tubería de conducción de petróleo y gas.

Los aceros bainíticos más modernos son diseñados con muy bajas concentraciones de carbono y elementos aleantes. Son procesados mediante enfriamientos acelerados con el fin de obtener una microestructura bainítica. Los bajos niveles de aleación, no sólo proporcionan soldabilidad, sino también una mayor resistencia debida al refinado de la microestructura bainítica.

Aceros de resistencia media con la misma microestructura, pero algo reducido el contenido de la aleación, son utilizados en la industria automotriz como barras de protección lateral. Otro avance importante en dicha industria ha sido la aplicación de aceros bainíticos forjados en la fabricación de componentes, tales como los ejes de dirección. Estos eran fabricados hasta ahora con aceros martensíticos forjados, endurecidos, revenidos y finalmente bonificados. Todos estos procesos son ahora sustituidos por un enfriamiento controlado desde la temperatura final de forjado para generar la microestructura bainítica, ahorrando así grandes costos de producción, los cuales en ocasiones marcan la diferencia entre ganancias y pérdidas para la unidad completa de producción.

Aceros bainíticos resistentes a altas temperaturas son usados, y con gran éxito, en centrales nucleares desde los años cuarenta. Su templabilidad ha de ser tal, que mediante enfriamiento continuo debe poder generarse bainita en toda la sección de un componente de 1 m de diámetro. Estos aceros presentan cromo y molibdeno, los cuales facilitan la templabilidad y dan lugar por precipitación a carburos que aumentan la resistencia a la deformación plástica a altas temperaturas.

La bainita puede ser inducida a nuclear intragranularmente en inclusiones, en lugar de en el borde de grano austenítico, mediante la inoculación de aceros bainíticos en estado fundido con adiciones controladas de partículas no metálicas. **La bainita que nuclea intragranularmente se denomina "ferrita acicular"**. Es una microestructura mucho más desorganizada con una gran habilidad para evitar la propagación de grietas. Aceros inoculados están ahora disponibles en el

mercado y son usados en aplicaciones estructurales, como la construcción de torres de perforación petrolíferas en medios hostiles.

Los últimos avances en la tecnología del laminado permiten el enfriamiento rápido de placas de acero sin causar distorsiones indebidas. Esto ha dado lugar al desarrollo de "aceros de enfriamiento acelerado", los cuales presentan una microestructura bainítica, alta formabilidad y compiten con los aceros laminados convencionales.

Los aceros **Microaleados** conocidos como de alta resistencia y baja aleación (HSLA), son un grupo de aceros de bajo contenido de carbono que utilizan pequeñas cantidades de elementos aleantes tales como Nb, V y Ti, los cuales son conocidos como elementos microaleantes. Estos elementos normalmente se tienen en el acero en porcentajes de 0.001 a 0.10 y en combinación con otros elementos (Mn, Si, Mo), y un tratamiento termomecánico adecuado son, determinantes para obtener aceros con una excelente combinación de resistencia, tenacidad, ductilidad y soldabilidad. La función principal de los elementos microaleantes en estos aceros, es de contribuir al endurecimiento de la ferrita por medio del refinamiento de grano, endurecimiento por precipitación y endurecimiento por solución sólida. Este último está ligado ampliamente a los contenidos de aleación, mientras que los dos efectos anteriores a este, dependen de los efectos del complejo diseño de aleación y de los tratamientos termomecánicos. Los aceros microaleados se han desarrollado como ya se mencionó antes, para mejorar la resistencia a la cedencia, la tenacidad, la ductilidad, la formabilidad y la soldabilidad. Su desarrollo ha combinado conocimientos metalúrgicos que permiten el control de las microestructuras y propiedades mecánicas, ya que los elementos se adicionan en pequeñas cantidades y se usan para formar carburos y modificar las propiedades. La excelente combinación de propiedades mecánicas hace de estos aceros una elección atractiva para muchas aplicaciones. Los aceros microaleados se fabrican en forma de placa, lámina, barras y otros productos, encontrando aplicación en la fabricación de puentes, edificios, barcos, tanques de almacenamiento, tuberías para conducción de gas y petróleo, estructuras marítimas y en la industria automotriz. En general, la adición de elementos microaleantes mejora el límite elástico por el mecanismo de endurecimiento por precipitación.

Se ha encontrado que el tamaño de grano está directamente relacionado con la resistencia a la cedencia y la temperatura de transición al impacto, también que al disminuir el tamaño de grano ferrítico aumenta el límite elástico y disminuye la temperatura de transición de impacto.

Inicialmente el refinamiento de grano se realizó agregando al acero Mn o Al y posteriormente se usaron Nb, V y Ti en pequeñas cantidades. Estos últimos elementos controlan el tamaño de grano austenítico y por tanto el del grano ferrítico después de la temperatura Ar3.

En el presente trabajo se discutirán las propiedades mecánicas, precipitados obtenidos, así como también las características microestructurales de un acero API-X80 después de haber sido tratado termomecánicamente y sometido a diferentes velocidades de enfriamiento con el fin evaluar las propiedades finales del acero.

CAPITULO 2

ANTECEDENTES TEÓRICOS

2.1 ACEROS

A las aleaciones Fe-C que contiene cantidades de Carbono < 2% se les denomina aceros, en donde el elemento principal es el Fe.

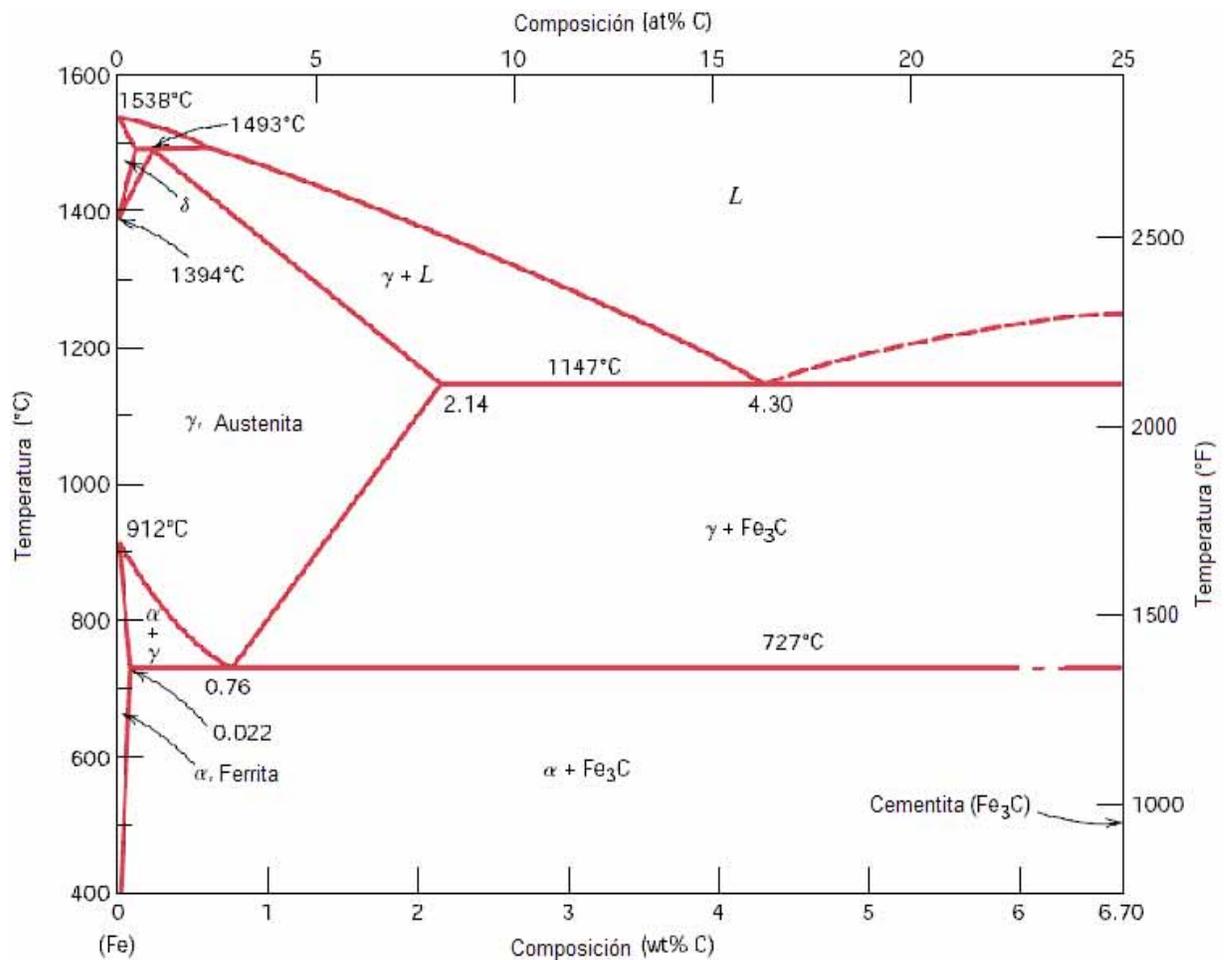


Figura 1. Diagrama de Fase Hierro-Carbono

El hierro técnicamente puro, es decir, con menos de 0.008wt%C, es dúctil y maleable, cuyo peso específico es 7.87. Funde de 1536.5°C a 1538°C reblandeciéndose antes de llegar a esta temperatura, lo que permite forjarlo y moldearlo con facilidad.

El hierro cristaliza en la variedad **alfa** hasta la temperatura de 912°C. La red espacial a la que pertenece es la red cúbica centrada en el cuerpo (BCC). La distancia entre átomos es de 2.86 Å. El hierro alfa no disuelve prácticamente en carbono, no llegando al 0.008% a temperatura ambiente, teniendo como punto de máxima solubilidad a $T \approx 727^\circ\text{C}$ (0,02%).

La variedad **gamma** se presenta de 912°C a 1400°C. Cristaliza en la estructura FCC. El cubo de hierro gamma tiene más volumen que el de hierro alfa. El hierro gamma disuelve fácilmente en carbono, creciendo la solubilidad desde 0.76% a $\approx 727^\circ\text{C}$ hasta 2.14% a $\approx 1143^\circ\text{C}$ para decrecer hasta el 0.12% a $\approx 1493^\circ\text{C}$. Esta variedad de Fe es amagnético.

La variedad **delta** se inicia a los 1400°C, observándose, entonces una reducción en el parámetro hasta 2.93Å, y un retorno a la estructura BCC. Su máxima solubilidad de carbono es 0.007% a 1493°C. Esta variedad es poco interesante desde el punto de vista industrial. A partir de 1538°C se inicia la fusión del Fe puro.

Las aleaciones con contenido de C comprendido entre 0.03% y 2% se denominan **aceros**. Los aceros de cualquier proporción de carbono dentro de los límites citados pueden alearse con otros elementos, formando los denominados aceros aleados o aceros especiales. Algunos aceros aleados pueden contener excepcionalmente hasta el 2.5% de C. Los aceros generalmente son forjables, y es ésta una cualidad muy importante que los distingue. Si la proporción de C es superior a 2% las aleaciones de Fe-C se denominan fundiciones, siendo la máxima proporción de C aleado del 6.67%, que corresponde a la cementita pura. Las fundiciones, en general, no son forjables [1].

2.2 FASES.

2.2.1 Bainita.

Los aceros bainíticos son más duros y resistentes que los perlíticos porque tienen una estructura más fina a base de partículas diminutas de cementita en una matriz ferrítica. Por este motivo exhiben una interesante combinación de resistencia y ductilidad; intervienen procesos de difusión.

La bainita forma agujas o placas, dependiendo de la temperatura de transformación. Los detalles microestructurales de la bainita son tan finos que su resolución sólo es posible mediante el microscopio electrónico. Está compuesta de una matriz ferrítica y de partículas alargadas de cementita. La fase que rodea las agujas es martensita.

La transformación bainítica también depende del tiempo y de la temperatura y se puede representar en un diagrama de transformación isotérmico, a temperaturas inferiores a las de formación de la perlita.

En los tratamientos isotérmicos realizados entre 540°-727°C, se forma perlita y entre 215-540°C, el producto de transición es la bainita. Las transformaciones perlítica y bainítica compiten entre sí y sólo una parte de una aleación se puede transformar en perlita o en bainita. La transformación en otro microconstituyente sólo es posible volviendo a calentar hasta formar austenita.

Sin embargo, a diferencia de la perlita, la ferrita y la cementita no están presentes en formas que dependen de la aleación y la temperatura de transformación. La microestructura depende de la temperatura y se distinguen dos morfologías:

Bainita superior : Se forma en rangos de temperatura inmediatamente inferiores a los de perlita . se compone de agujas o bastones de ferrita con cementita entre ellas.

Bainita inferior: Se forma a temperatura del orden de la martensita Ms (ligeramente superiores).

Se produce preferentemente en transformaciones isotérmicas, aunque también puede hacerlo a enfriamiento continuo y corresponde a una transformación intermedia entre la que corresponde a perlita y a martensita.

2.2.2 Ferrita.

Este constituyente está formado por una solución sólida de inserción de carbono en hierro alfa. Es el constituyente más blando de los aceros pero es el más tenaz, es el más maleable, su resistencia a la tracción es de ~28 N/mm² y su alargamiento de 35 %. Su solubilidad máxima es de 0,008 %. Puede también mantener en solución de sustitución a otros elementos tales como Si, P, Ni, Cr, Cu... que figuran en los aceros, bien como impurezas, bien como elementos de aleación. La ferrita se presenta en los aceros hipoeutectoides como constituyente y mezclada con la cementita entra a formar parte de la perlita. Si el acero es muy pobre en carbono, su estructura está formada casi en su totalidad por granos de ferrita cuyos límites pueden revelarse fácilmente con el microscopio, después de un ataque con ácido nítrico diluido. Los granos son equiaxiales. Tiene una distancia interatómica de 2,86 Å y un diámetro atómico de 2,48 Å.

La *ferrita acicular* es una ferrita sub-estructurada, no equiaxiada la cual es obtenida desde la austenita por transformación isotérmica o bajo enfriamiento continuo. Las placas de ferrita acicular nucleán primeramente sobre inclusiones no metálicas antes de crecer en un arreglo intercalado caótico. La disposición desorientada de las placas produce una combinación óptima de dureza-resistencia. Una característica de esta microestructura, es que presenta ferritas no equiaxiadas y/o poligonales con diferentes tamaños de grano distribuidos en orientaciones aleatorias y eliminando completamente la red de fronteras de grano previos de la austenita. La ferrita acicular es una de las más atractivas microestructuras para las tuberías de gas y petróleo debido a su alta dureza y resistencia_[2].

2.2.3 Cementita.

La **cementita** o **carburo de hierro** se produce por efecto del exceso de carbono por sobre el límite de solubilidad. Si bien la composición química de la cementita es Fe_3C , la estructura cristalina es del tipo ortorrómbica con 12 átomos de hierro y 4 átomos de carbono por celda.

La cementita es muy dura y frágil y, por lo tanto, no es posible de utilizar para operaciones de laminado o forja debido a su dificultad para ajustarse a las concentraciones de esfuerzos.

2.2.4 Martensita.

En un acero eutectoide se produce martensita cuando el enfriamiento es tan rápido que se evita la nariz de la curva de transformación (TTT), la transformación de la austenita se realiza con fuerte desequilibrio bajo 220°C . La martensita es una estructura metaestable consistente en una solución sólida supersaturada de carbono en α .

La martensita se produce *sin difusión*, como la reacción ocurre rápidamente y a tan baja temperatura no hay tiempo para que la difusión actúe. La transformación no requiere superar mediante activación térmica una barrera de energía, por lo tanto se llama transformación atérmica.

No hay cambios de composición en el paso de austenita a martensita, no originándose una migración de los átomos de carbono.

Se puede considerar un producto de transformación competitivo con la perlita o la bainita. La transformación martensítica tiene lugar a velocidades de temple muy rápidas que dificultan la difusión del carbono. Si hubiera difusión se formarían las fases ferrita y cementita.

La transformación martensítica no es bien conocida. Sin embargo, gran número de átomos se mueven de modo cooperativo, lo que representa pequeños desplazamientos de un átomo respecto a sus vecinos. Esta transformación significa que la austenita FCC experimenta una transformación polimórfica a la martensita tetragonal centrada en el cuerpo (BCT). La celdilla unidad de esta estructura cristalina es un cubo, alargado en una de sus tres dimensiones, centrado en el cuerpo BCC; esta estructura es diferente de la ferrita BCC. Todos los átomos de carbono permanecen como solutos intersticiales en la martensita y constituyen una disolución sólida sobresaturada capaz de transformarse rápidamente en otras estructuras si se calienta a temperaturas que implican una apreciable velocidad de difusión. La mayoría de los aceros retienen la estructura martensítica casi indefinidamente a temperatura ambiente.

Ya que la transformación martensítica no implica difusión, ocurre casi instantáneamente; los granos martensíticos se nuclean y crecen a velocidad muy alta: la velocidad del sonido dentro de la matriz austenítica. De este modo, a efectos prácticos, la velocidad de transformación de la austenita es independiente del tiempo.

Los granos de martensita tienen la apariencia de láminas o de agujas. La fase blanca es austenita que no se transforma durante el temple rápido. La martensita también puede coexistir con otros constituyentes, como la perlita.

2.2.5 Perlita.

Está formada por una mezcla eutectoide de dos fases, ferrita y cementita, se produce a 723 °C cuando la composición es de 0,8 % C. Su estructura está constituida por láminas alternadas de ferrita y cementita, siendo el espesor de las láminas de ferrita superior al de las de cementita, estas últimas quedan en relieve después del ataque con ácido nítrico, lo cual hace que en la observación microscópica se revelen por las sombras que proyectan sobre las láminas de ferrita. La perlita es más dura y resistente que la ferrita, pero más blanda y maleable que la cementita. Se presenta en forma laminar, reticular y globular [1].

2.3 LAMINACIÓN. [13]

Se le llama laminación al proceso que consiste en deformar plásticamente los metales haciéndolos pasar entre cilindros, Figura 2.

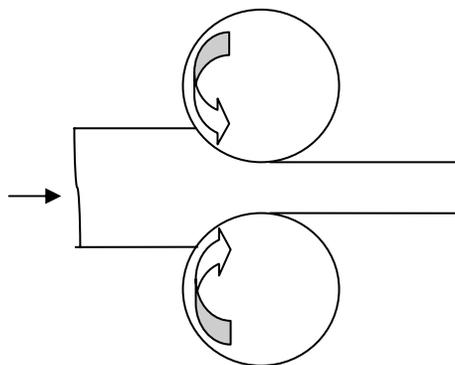


Figura 2. Placa metálica pasando a través de los cilindros laminadores.

Es el procedimiento más extendido para el trabajo de los metales, por que es el que mejor se presta a las producciones elevadas y permite obtener un buen control de los productos finales. Al deformar los metales pasándolos entre los cilindros se somete el material a intensas tensiones de compresión, por el efecto de aplastamiento de los cilindros, y a tensiones superficiales de cizallamiento originadas por la fricción entre los cilindros y el metal. Las fuerzas de fricción son las encargadas de producir el estirado del metal.

2.3.1 Fuerzas y relaciones geométricas en la Laminación.

La Figura 3 sirve para explicar cierto número de relaciones importantes entre las dimensiones de los cilindros y las fuerzas que intervienen en la deformación de un material por laminación. Una chapa de metal de espesor h_o entra en contacto con los cilindros en el plano XX con una velocidad v_o . Pasa a través de la separación entre cilindros y pierde el contacto con ellos en el plano de salida XY , con un espesor reducido h_f . En primera aproximación se admite que no hay aumento en la anchura, por lo que la compresión vertical del metal se traduce en alargamiento en la dirección de laminación. Como, por unidad de tiempo, deben ser iguales volúmenes de metal a través de cualquier plano normal a la chapa, se puede escribir

$$bh_o v_o = bhv = bh_f v_f \quad (1)$$

En donde:

b = anchura de la placa

v = velocidad para cualquier espesor h intermedio entre h_o y h_f .

De la Ec. (1) se deduce que la velocidad de salida v_f debe ser mayor que la de entrada, v_o , creciendo progresivamente desde la entrada a la salida. Solo en un punto de la superficie de contacto entre material y cilindros pueden ser iguales las velocidades de ambos. Este punto se llama *punto de no deslizamiento o punto neutro*. En la Figura 3 es el punto N .

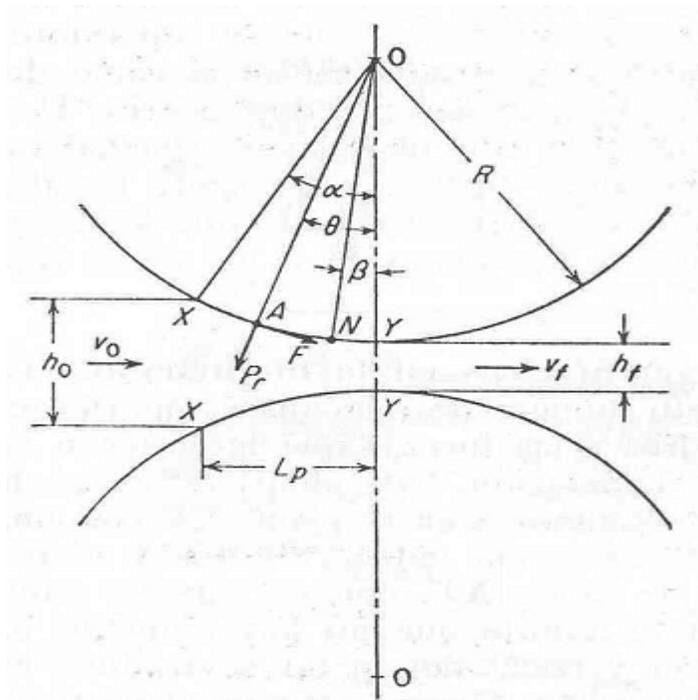


Figura 3. Fuerzas que actúan durante la laminación.

En cualquier punto de la superficie de contacto, p. ej., el A de la Figura 3, actúan dos fuerzas sobre el metal, una en dirección del radio, P_r , y otra tangencial de fricción, F . Entre el plano de entrada y el punto neutro, la placa se mueve más lentamente que la superficie del cilindro y la fuerza de fricción actúa en la dirección indicada en la Figura 3, arrastrando el metal entre los cilindros. Una vez pasado el punto neutro la placa se mueve más aprisa que la superficie de los cilindros. Se invierte la dirección de la fuerza de fricción, que ahora se opone a que la placa sea suministrada por los cilindros.

La componente vertical de P_r se denomina *carga de laminación* P . Es la fuerza con que los cilindros comprimen entre sí al metal; es igual a la fuerza con la que el metal actúa sobre los cilindros intentando separarlos, por lo que a veces se llama *fuerza de separación*. La *presión específica de los cilindros* p es igual a la carga de laminación dividida por la superficie de contacto. Esta superficie es igual al producto del ancho de la placa por la proyección de la longitud del arco de contacto, L_p .

$$L_p = \left[R(h_o - h_f) - \frac{(h_o - h_f)^2}{4} \right]^{\frac{1}{2}} \approx [R(h_o - h_f)]^{\frac{1}{2}} \quad (2)$$

Por ello la presión específica del cilindro está dada por

$$p = \frac{P}{bL_p} \quad (3)$$

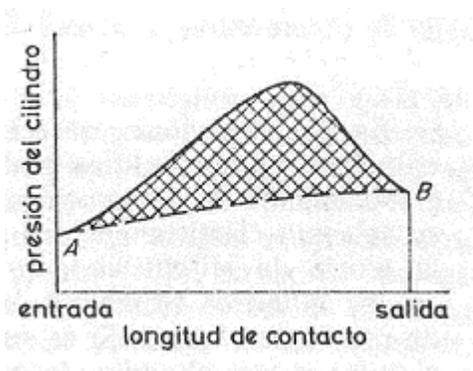


Figura 4. Distribución de la presión de laminación a lo largo del arco de contacto.

La distribución de la presión del cilindro a lo largo del arco de contacto se indica en la Figura 4. La presión alcanza un máximo en el punto neutro, y a partir de este va disminuyendo hasta anularse. El hecho de que la presión en el punto neutro no presente un máximo anguloso, como exigen los tratamientos teóricos de la laminación, es una indicación de que el punto neutro no corresponde exactamente, en la superficie del cilindro, a una línea paralela al eje, sino más bien a un área más o menos estrecha. El área que queda bajo la curva es proporcional a la carga de laminación, que para los fines de cálculo se admite que actúa en el centro de gravedad de la

distribución de presión. La forma de la curva de distribución tiene, por ello, mucha importancia, ya que la localización de la carga de laminación resultante con respecto al cilindro determina el par y la potencia necesaria para producir la reducción de sección. El área sombreada de la Figura 3 representa la fuerza requerida para vencer a las fuerzas de fricción, mientras que el área no sombreada, bajo la línea AB, corresponde a la fuerza necesaria para deformar al metal en compresión plana homogénea.

El ángulo α de la Figura 3, formado por la línea determinada por el punto de contacto X y en el centro O del cilindro y la línea de centros de los cilindros OO, se le llama *ángulo de contacto o ángulo de mordido*. El metal no puede entrar en el laminador cuando $\tan \alpha$ es mayor que el coeficiente de fricción entre los cilindros y el metal. De esto se deduce que el coeficiente de fricción es el que determina la mordedura máxima que pueden tomar los cilindros.

El ángulo β es el formado por la línea de centros de los cilindros y la determinada por el punto neutro N y el centro O. Suele llamársele *ángulo de no deslizamiento*. Puesto que la fuerza de fricción cambia de sentido en el punto neutro, se puede determinar el ángulo β a partir del equilibrio de fuerzas en dirección horizontal [3],

$$\operatorname{sen} \beta = \frac{\operatorname{sen} \alpha}{2} - \frac{\operatorname{sen}^2(\alpha/2)}{f} \quad (4)$$

que se puede escribir en la forma aproximada

$$\beta \approx \frac{\alpha}{2} - \frac{1}{f} \left(\frac{\alpha}{2} \right)^2 \quad \text{radianes} \quad (5)$$

El seno del ángulo α es igual a la proyección horizontal del arco de contacto dividido por el radio del cilindro:

$$\operatorname{sen} \alpha = \frac{[R(h_o - h_f)]^{\frac{1}{2}}}{R} = \left[\frac{2(h_o - h_f)}{D} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (6)$$

siendo D el diámetro del cilindro. Entonces el ángulo de no deslizamiento puede expresarse por:

$$\beta \approx \left[\frac{h_o - h_f}{2D} \right]^{\frac{1}{2}} - \frac{1}{f} \frac{h_o - h_f}{2D} \quad (7)$$

En las ecuaciones anteriores se ha supuesto que el radio de los cilindros no se modifica por la acción de las elevadas presiones desarrolladas en la laminación, mientras que, en realidad, los cilindros se aplastan elásticamente en estas condiciones.

2.3.2 Variables principales de la laminación.

Las variables que gobiernan el proceso de la laminación son: 1) el diámetro de los cilindros; 2) la resistencia a la deformación del metal; 3) la fricción entre los cilindros y el metal, y 4) la presencia de tensiones de tracción hacia delante o hacia atrás.

Para una reducción de sección y unas condiciones de fricción determinadas, el aumento del diámetro de los cilindros acarrea un aumento grande de la carga de laminación. Para una reducción dada de una placa de cierto espesor es más grande que el área de contacto cuanto mayor es el diámetro de los cilindros. La Ec.(2) muestra que el área de contacto es proporcional a $D^{1/2}$, por lo que, para una presión dada, requerida para obtener la reducción deseada, aumentará la carga total de laminación con el diámetro de los cilindros. Pero la carga total de laminación aumenta con más rapidez que $D^{1/2}$, ya que tiene que vencer una mayor fuerza de fricción debido a que el área de contacto es más grande.

En el caso de compresión de cilindros; la tensión uniaxial media necesaria para comprimir cilindros de igual altura pero mayor diámetro, aumenta con el diámetro del cilindro. El efecto del diámetro del cilindro sobre la carga total es el análogo al caso de la laminación.

Si el diámetro del cilindro se mantiene constante, pero varía su altura en el caso de la tensión uniaxial necesaria para la compresión, aumenta esta al disminuir la altura del cilindro. Cuando la altura es una fracción muy pequeña del diámetro, la fuerza de compresión necesaria para deformar el cilindro aumenta hasta valores muy elevados, con relación a la verdadera tensión de fluencia. Una situación análoga se encuentra en el caso de la laminación cuando el espesor de la placa es pequeño en comparación con el área de contacto de los cilindros. La carga de laminación aumenta a medida que la placa que entra en el laminador va disminuyendo de espesor, y puede llegar un momento en que la resistencia a la deformación de la placa sea tan alta, que la carga de laminación necesaria sea mayor que la que puede aplicarse, por lo que ya no se producirá más reducción de espesor. Cuando se llega a este extremo, los cilindros en contacto con la placa se deforman elásticamente, ya que es más fácil esta deformación de los cilindros que la deformación plástica de la placa. El diámetro de los cilindros desempeña un papel importante en la máxima reducción que puede conseguirse con un laminador. Tanto la carga de laminación como el área de contacto disminuyen cuando los cilindros se hacen más pequeños. Esta es la razón por la que, con cilindros de pequeño diámetro, convenientemente protegidos contra la flexión por cilindros de apoyo, se pueden conseguir reducciones mucho mayores sin que aparezca aplastamiento de los cilindros que impida continuar disminuyendo el espesor de la placa.

La laminación de la placa es, esencialmente, un proceso de deformación plana, por lo que el valor del límite elástico resultante de la restricción impuesta a la deformación, es igual al valor obtenido para dicho límite en tracción o compresión multiplicado por 2/3. En la laminación en frío la tensión de fluencia no está muy influida por la velocidad de deformación o la velocidad de los cilindros; pero, en la laminación en caliente se pueden producir variaciones notables en la tensión de fluencia del metal al modificar la velocidad de deformación [4].

La fricción entre el cilindro y el metal es muy importante en la laminación. No solo por que sea la fricción la que fuerza al metal a entrar en los cilindros, sino que afecta también a la

magnitud y distribución de la presión del cilindro. De la Figura 4 se observa que, mientras mayores son las fuerzas de fricción, más grande debe ser la carga de laminación y el máximo de presión del punto neutro se alcanzará con un gradiente más grande. Por influir tanto la fricción sobre la distribución de la presión, a la distribución de presión como la de la Figura 4 se denomina una *colina de fricción*. La fricción elevada da lugar a grandes cargas de laminación y aumenta el ensanchamiento lateral y el agrietamiento de los bordes. Si, en cambio, la fricción es muy baja, como ocurre en la laminación en frío con cilindros pulimentados y buena lubricación, puede resultar difícil alimentar los laminadores con el material, por falta de mordido.

La fricción varía de un punto a otro a lo largo del arco de contacto del cilindro, pero como es muy difícil medir esta distribución de la presión [5], todas las teorías de la laminación admiten un coeficiente constante de frotamiento. Sobre la base de esta hipótesis, se pueden determinar los coeficientes de frotamiento a partir de la carga de laminación y del par [6]. Si se aplica una tracción hacia atrás, progresivamente creciente, hasta desplazar el punto neutro a la salida de los cilindros, la fricción solo actúa en una dirección. Manteniendo constantes la velocidad de los cilindros y la reducción de espesor, el coeficiente de frotamiento f se puede calcular, a partir de la carga total P y del par M_T , mediante la ecuación

$$f = \frac{M_T}{PR} \quad (8)$$

Otra forma de medir la fricción es determinando el deslizamiento hacia delante S_f ,

$$S_f = \frac{v_f - V}{V} \quad (9)$$

en donde:

v_f = velocidad del metal que abandona los cilindros
 V = velocidad inicial de la superficie de los cilindros.

El deslizamiento hacia delante está relacionado con el ángulo de contacto y el coeficiente de fricción por la siguiente ecuación [7].

$$S_f = \frac{1}{4} \frac{1}{1-r} \left(1 - \frac{\alpha}{2f} \right)^2 \quad (10)$$

en la que $r = (h_o - h_f)/h_o$ es la reducción del espesor.

Se puede calcular un valor medio del coeficiente de fricción determinando el ángulo máximo de contacto para el que el metal es justamente mordido por los cilindros.

$$f = \operatorname{tg} \alpha_{\max} \quad (11)$$

Los valores de f obtenidos por este método son algo más altos que determinados por los otros procedimientos.

El espesor mínimo de placa que se puede laminar en un laminador determinado está relacionado directamente con el coeficiente de frotamiento. Como los coeficientes de fricción en la laminación en caliente del acero oscilan entre 0.20 y 0.70, mientras que en la laminación en frío son 0.03 a 0.12, se cumple que se puedan obtener en frío placas más delgadas. El espesor de la placa laminada en frío puede variarse considerablemente modificando la velocidad de los cilindros. Al aumentar la velocidad disminuye el espesor de la placa. Este efecto se puede atribuir a una disminución del coeficiente de fricción por el aumento de velocidad [8].

La presencia de esfuerzos de tracción hacia delante y hacia atrás en el plano de la placa, produce una disminución de la carga de laminación. Esto puede explicarse fácilmente si se admite que la resistencia a la deformación del metal está gobernada por una ley de tensión de cizallamiento máxima $\sigma_1 - \sigma_3 = \sigma_0'$. Como σ_1 , presión del cilindro, y σ_3 , tracción horizontal, son de signo contrario, se alcanzará la resistencia a la deformación σ_0' para un valor más bajo de σ_1 en presencia de σ_3 . La reducción de la presión de los cilindros disminuye el desgaste de estos. Un estudio [9] del efecto de la tracción en la laminación ha demostrado que la tracción hacia atrás es aproximadamente dos veces más eficaz que la tracción hacia delante, con respecto a la reducción de la carga de laminación. La carga de laminación P_t , en el caso de aplicar tracción se puede calcular por la siguiente ecuación:

$$P_t = P \left(1 - \frac{\sigma_b + \sigma_f}{\bar{\sigma}_0'} \frac{\beta}{\sigma} \right) \quad (12)$$

en la que:

P = carga de laminación para la misma reducción, sin tracción hacia delante ni hacia atrás,

σ_b = tensión de tracción hacia atrás,

σ_f = tensión de tracción hacia delante,

$\bar{\sigma}_0'$ = valor medio del límite elástico en deformación plana,

σ = ángulo de contacto,

β = ángulo de no deslizamiento.

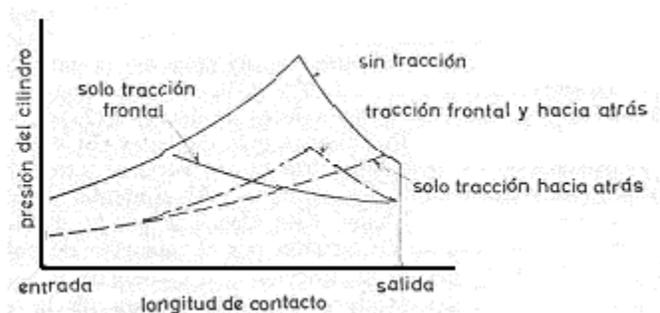


Figura 5. Efecto de la tensión del fleje en la distribución de la presión de los cilindros.

Se ha desarrollado [10] una teoría de la laminación que permite calcular el efecto de la tracción de la placa en la distribución de la presión de los rodillos. Como se muestra en la Figura 5, la adición de tensores de tracción hacia delante y hacia atrás hace disminuir mucho el área que queda bajo la curva, manteniendo casi inalterado el punto neutro. Si solo se aplica tracción hacia atrás, el punto neutro se desplaza hacia la salida y, si la tracción es suficiente, puede alcanzar el punto de salida. Cuando esto ocurre, los cilindros se mueven más rápidamente que el metal y resbalan sobre la superficie. Cuando, al contrario, solo se aplica la tracción hacia delante, el punto neutro se desplaza hacia la entrada

2.3.3 Deformación en la laminación.

La deformación producida en la laminación se puede considerar bidimensional. La reducción de espesor, con una buena aproximación, se transforma en aumento de longitud con escaso aumento de anchura. Este hecho justifica razonablemente el empleo de los modelos de deformación plana en el análisis matemático de la laminación. En algunos casos tiene poca importancia en ensanchamiento lateral, pero en el caso de barras y perfiles puede dar origen a la formación de rebabas que causen defectos superficiales. La magnitud del ensanchamiento lateral depende del diámetro y estado de los cilindros, las propiedades plásticas del metal y el porcentaje de reducción. El ensanchamiento es igual a 0.25 a 0.40 veces la reducción multiplicada por la longitud de contacto.

La deformación en la laminación es relativamente uniforme, en comparación con la de otros procesos metalúrgicos, pero los estudios con retículas han mostrado que las capas superficiales no solo son comprimidas, sino también cizalladas.

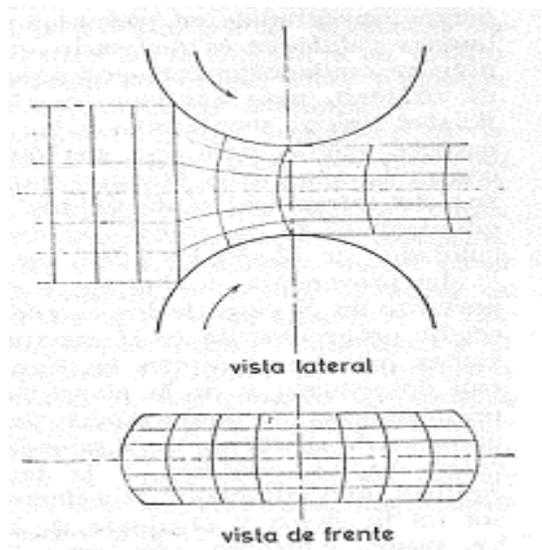


Figura 6. Distorsión de una rejilla cuadrada en la laminación.

La Figura 6 muestra la distorsión típica de una retícula en la laminación. Cuando se lamina una placa siempre en la misma dirección, la mayor deformación de cizallamiento ocurre en las fibras externas [11], esta se produce en las proximidades del centro de la placa cuando se invierte el sentido de la laminación después de cada pasada.

2.3.4 Tensiones residuales y Defectos de los productos laminados.

Los defectos de los productos metálicos laminados pueden provenir del lingote de partida o haberse producido durante la laminación. Los defectos internos, tales como las fisuras resultantes de la soldadura incompleta de rechupes o sopladuras, son consecuencia de defectos de los lingotes.

Cuando a la placa se le ha dado una pequeña reducción, y la deformación plástica llega a poca profundidad bajo la superficie, las tensiones longitudinales serán de compresión en la superficie y de tracción en el plano medio de la placa (Figura 7).

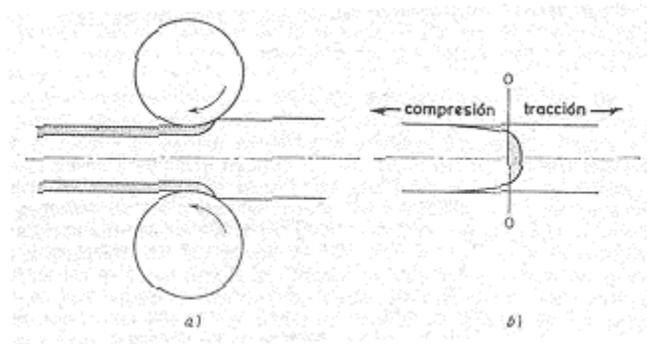


Figura 7. a) Deformación heterogénea en la laminación de la placa; b) distribución resultante de las tensiones longitudinales residuales a través del espesor de la placa (esquema).

En el caso, más general, de grandes reducciones, la deformación plástica penetra a través de todo el material, y las tensiones pueden ser de tracción en la superficie y de compresión en el interior. La magnitud de las tensiones residuales en la superficie de la placa laminada depende principalmente del diámetro de los cilindros, del espesor de la placa y la reducción de espesor. Aumenta con la relación de espesor de la placa a la longitud de contacto. Por tanto, un fleje grueso, con poca reducción en cilindros de pequeño diámetro, tenderá a mantener tensiones residuales elevadas. Cuanto mayor es el espesor de la placa con respecto a la longitud de contacto, mayor es la tendencia a que la deformación se concentre en la superficie y, por tanto, las reducciones ligeras, los cilindros de pequeño diámetro y el fleje grueso tienden a ocasionar tensiones residuales de compresión en la superficie y de tracción en el interior. El estado final de tensiones está determinado, principalmente, por las condiciones de la última pasada, por lo que la laminación superficial de acabado, destinada al ajuste final de las dimensiones, puede provocar tensiones residuales elevadas aunque las pasadas anteriores solo hubieran creado tensiones bajas.

2.3.5 Laminación en caliente.

En la laminación en caliente, el límite elástico o tensión de fluencia es función de la temperatura y de la velocidad de deformación.

Durante la laminación en caliente, la velocidad de deformación es una función de la posición a lo largo del arco de contacto, indicada por el ángulo θ . Aunque no se han hecho mediciones de precisión del coeficiente de fricción en el caso de la laminación en caliente, se sabe que sus valores son más elevados que en la laminación en frío. Hay indicaciones de que la fuerza tangencial f_p puede alcanzar valores tan elevados como el límite elástico en deformación plana σ_o' . Cuando esto ocurre, la placa se mueve a la misma velocidad periférica que los cilindros, con lo que se presenta un caso de “fricción con adherencia perfecta”. La velocidad de deformación para la laminación con adherencia perfecta esta dada por

$$\varepsilon = \frac{v}{h} = \frac{2V \text{sen} \theta}{h} = \frac{2V \text{sen} \theta}{h_f + D(1 - \cos \theta)} \quad (13)$$

en la que:

v = velocidad de un punto en la superficie del metal,

V = velocidad periférica de los cilindros.

Los cálculos con la ecuación anterior demuestran que la velocidad máxima de deformación se presenta a la entrada en los cilindros. Para porcentajes de reducción iguales, la velocidad de deformación de una placa delgada es mayor que la de un desbaste plano grueso.

La fórmula siguiente es para calcular la velocidad media de deformación, $\bar{\varepsilon}$,

$$\bar{\varepsilon} = V \left[\frac{2}{D(h_o - h_f)} \right]^{1/2} \ln \frac{h_o}{h_f} \quad (14)$$

La fricción con resbalamiento, en la que hay una diferencia de velocidad entre la placa y los cilindros, se produce en la laminación en frío y, probablemente, en las primeras fases de la laminación en caliente. Para el caso de fricción con resbalamiento la velocidad de deformación está dada por

$$\varepsilon = \frac{V}{h_o} \left[\frac{2(h_o - h_f)}{D} \right]^{1/2} \quad (15)$$

En general, para iguales condiciones, la velocidad de deformación, en el caso de fricción con resbalamiento, es menor que en el caso de adherencia perfecta.

En la laminación en caliente el límite elástico o tensión de fluencia por endurecimiento por deformación se mantiene constante, pero, a pesar de ello, como la velocidad de deformación

varía a lo largo del arco de contacto, se modificará, por esta última causa, dicha tensión de fluencia.

Cuando hay fricción con adherencia completa se puede obtener

$$\frac{d(\sigma_x h)}{d\theta} = 2R \left(p_r \operatorname{sen} \theta \pm \sigma_0' \cos \theta \right) \quad (16)$$

se supone que hay adherencia perfecta y que todo el proceso de laminación puede compararse con la deformación placas rugosas oblicuas. Para este último caso Orowan ha deducido la ecuación

$$\sigma_x = p_r - \frac{\pi}{4} \sigma_0' \quad (17)$$

Aceptando las aproximaciones usuales, $\operatorname{sen} \theta \approx \theta$ y $\cos \theta \approx 1$, la Ec. (16) toma la forma

$$\frac{dh}{d\theta} \left(p_r - \frac{\pi}{4} \sigma_0' \right) = 2R p_r \theta \pm R \sigma_0' \quad (18)$$

La integración de la Ec. (18) da lugar a dos ecuaciones para las ramas de la curva de distribución de presión sobre el arco de contacto:

Desde la entrada hasta el punto neutro:

$$\frac{p_r}{\sigma_0'} = \frac{\pi}{4} \left(1 + \ln \frac{h}{h_o} \right) + \left(\frac{R}{h_f} \right)^{1/2} \left[\operatorname{tg}^{-1} \left(\frac{R}{h_f} \right)^{1/2} \alpha - \operatorname{tg}^{-1} \left(\frac{R}{h_f} \right)^{1/2} \theta \right] \quad (19)$$

Desde el punto neutro hasta la salida:

$$\frac{p_r}{\sigma_0'} = \frac{\pi}{4} \left(1 + \ln \frac{h}{h_f} \right)^{1/2} + \left(\frac{R}{h_f} \right)^{1/2} \operatorname{tg}^{-1} \left[\left(\frac{R}{h_f} \right)^{1/2} \theta \right] \quad (20)$$

La carga de laminación, P , se puede determinar midiendo el área cubierta por la curva en la representación de p_r en función de θ .

Se encuentra matemáticamente que

$$P = Rb \int_0^{\theta=\alpha} p_r d\theta \quad (21)$$

en la que:

b = ancho de la placa,
 α = ángulo de contacto.

Se ha demostrado que, cuando se hacen sustituciones en la Ec. (21), se obtiene

$$P = \sigma_0' b [R(h_o - h_f)]^{1/2} Q_p \quad (22)$$

donde Q_p es una función complicada de la reducción de espesor y de la relación R/h_f . Para simplificar los cálculos se pueden obtener los valores de Q_p a partir de la Figura 8.

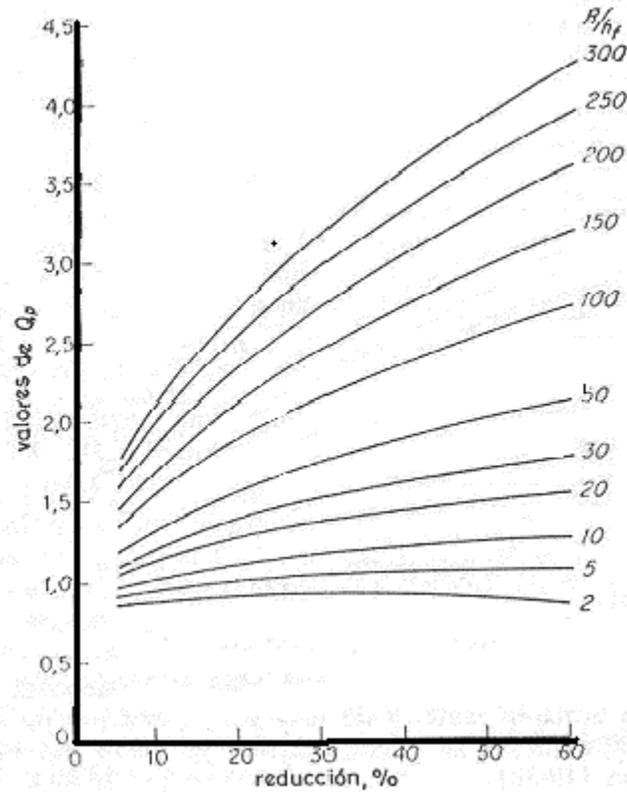


Figura 8. Valores de Q_p para emplear en la ecuación 29

Las comparaciones con los datos disponibles relativos a la laminación en caliente, muestran que la Ec. (30) concuerda dentro de $\pm 15\%$ con las cargas experimentales de laminación, en el 90% de los casos.

2.3.6 Par y Potencia.

La potencia se transmite a un laminador aplicando un par de fuerzas a los cilindros y manteniendo la placa en tracción. Se consume principalmente en cuatro formas: 1) energía necesaria para deformar el metal; 2) energía empleada en superar las fuerzas de fricción de los cojinetes; 3) energía perdida en los engranajes y sistema de transmisión, y 4) pérdidas eléctricas en los diversos motores y generadores.

La carga total de laminación se distribuye sobre el arco de contacto formando la conocida colina de presión. Sin embargo, la carga total de laminación se puede suponer concentrada en un punto del arco de contacto situado a una distancia a de la línea de centros de los cilindros. Para calcular el par, el problema principal es determinar este brazo de momento. Generalmente se supone que la relación del brazo a a la longitud proyectada del arco de contacto es

$$\lambda = \frac{a}{L_p} = \frac{a}{[R(h_o - h_f)]^{1/2}} \quad (23)$$

Para la laminación en frío se debe hacer una corrección por la variación elástica del radio de los cilindros desde R a R' . Para introducir esta corrección se expresa λ en función de un parámetro experimental λ' mediante

$$\lambda = 0,5 \left(\frac{R}{R'} \right)^{1/2} - (0,5 - \lambda') \left(\frac{R'}{R} \right)^{1/2} \quad (24)$$

en la que λ' tiene un valor de 0.43 para la laminación en frío con cilindros de acabado mate, y de 0.48 para cilindros de acabado liso. Con esta información se puede calcular el brazo del momento mediante la Ec. (23).

El par es igual a la carga total de laminación multiplicada por el brazo efectivo del momento, y como hay dos cilindros, el par está dado por

$$M_t = 2Pa \text{ Kgm} \quad (25)$$

Durante una revolución del cilindro superior, la carga de laminación P se desplaza a lo largo de una circunferencia de longitud $2\pi a$ (Figura 9), y puesto que los cilindros que trabajan son dos, el trabajo por revolución es

$$\text{Trabajo} = 2(2Pa)P \text{ Kgm} \quad (26)$$

Si el número de revoluciones por minuto es N , o sea, $N/60$ por segundo, la potencia necesaria será de

$$W = \frac{4\pi a P N}{60} \text{ Kgm/s} \quad (27)$$

y en caballos de vapor (métricos)

$$W = \frac{4\pi\alpha PN}{4500} \text{HP} \quad (28)$$

La última ecuación expresa la potencia, en caballos de vapor, necesaria para deformar el metal a medida que fluye a través del canal de entre los cilindros. A la cifra resultante es necesario añadir la potencia empleada en salvar la fricción en los engranajes y cojinetes, que se debe calcular separadamente [12].

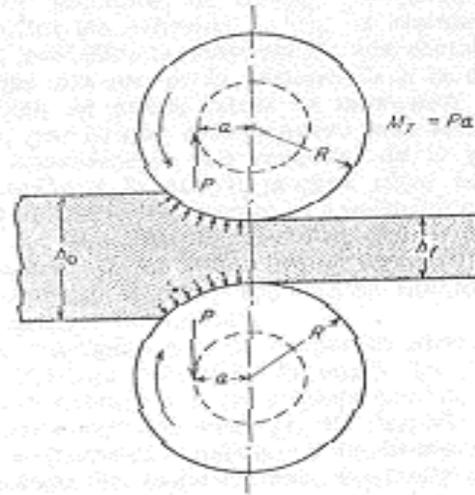


Figura 9. Dibujo esquemático ilustrativo del par de laminación.

2.4 TRANSFORMACIONES DE FASE.

Las transformaciones de fase en estado sólido son un tema central en la metalurgia física, ya que casi todas las aleaciones industriales son tratadas térmicamente después de ser coladas con el propósito de mejorar sus propiedades. El tratamiento térmico cambia la microestructura de la aleación mediante procesos tanto de recuperación y recristalización o por algún tipo de transformación de fase. Dos tipos principales de transformación de fase son encontrados: cambios polimórficos y reacciones precipitación. En un *cambio polimórfico*, se da por ejemplo en el hierro, cobalto o titanio, en donde hay un cambio en la estructura cristalina. Esto afecta a todos los átomos en la aleación y tiene una fuerte repercusión en el cambio de microestructura de la aleación. En las *reacciones de precipitación*, el principal método de modificación de microestructura es introducir elementos aleantes que sean solubles en el metal base a altas temperaturas pero precipitan fuera del metal base a bajas temperaturas.

Tanto en los cambios polimórficos como en las reacciones de precipitación, hay una migración de una interfase entre dos fases cristalinas, y hay dos posibles modos de migración interfacial. En el primero de los modos, los átomos hacen saltos térmicamente activados de manera aleatoria a través de la interfase, un mecanismo “difusivo”. En el segundo modo, el

crystal naciente crece dentro de la fase matriz, por un movimiento de corte coordinado de todos los átomos en la interfase. Algunas transformaciones que se llevan a cabo en aleaciones base hierro que son descritas como bainíticas, tienen tanto un carácter difusivo y martensítico_[13].

2.4.1 Fuerza Motriz – cambios de energía libre.

Todas las transformaciones estructurales son llevadas a cabo, a temperatura y presión constante, por la posible reducción en la energía libre de Gibbs, G , desde la estructura inicial hasta la final. La definición de G es:

$$G = H - TS \quad (29)$$

donde T es la temperatura absoluta, S es la entropía, y H , la entalpía, que está dada por:

$$H = U + PV + W \quad (30)$$

U es la energía interna, P es la presión, V es el volumen y W todo el demás trabajo realizado sobre el material. En transformaciones entre fases condensadas el segundo de los términos puede ser despreciable con respecto al primero y para la mayoría de las transformaciones el término de trabajo W puede ser despreciado. Bajo estas circunstancias, la diferencia entre G , energía libre de Gibbs, y F , la energía libre de Helmholtz, es insignificante. Se considerará F como la energía que debe ser minimizada durante la transformación estructural:

$$F = U - TS \quad (30a)$$

Para una transformación desde una fase- α padre hasta una fase- β hija, la fuerza motriz en Joules por unidad de volumen o más precisamente presión, en Newtons por unidad de área, está dado en términos de los cambios de energía interna, $\Delta U_{\alpha\beta}^v$, y entropía, $\Delta S_{\alpha\beta}^v$, por:

$$\Delta F_{\alpha\beta}^v = \Delta U_{\alpha\beta}^v - T\Delta S_{\alpha\beta}^v \quad (31)$$

En la temperatura de transformación de equilibrio, T_e , $\Delta F_{\alpha\beta}^v$ es cero si $\Delta U_{\alpha\beta}^v$ y $\Delta S_{\alpha\beta}^v$ son constantes, en un subenfriamiento finito, $\Delta T = (T_e - T)$, la fuerza motriz está dada por:

$$\Delta F_{\alpha\beta}^v = \Delta U_{\alpha\beta}^v \Delta T / T_e \approx \Delta H_{\alpha\beta}^v \Delta T / T_e \quad (32)$$

Para una reacción de precipitación en una aleación binaria **AB**, tal como es descrita por la curva energía libre-composición de la Figura 10, los cambios de energía libre pueden ser determinados.

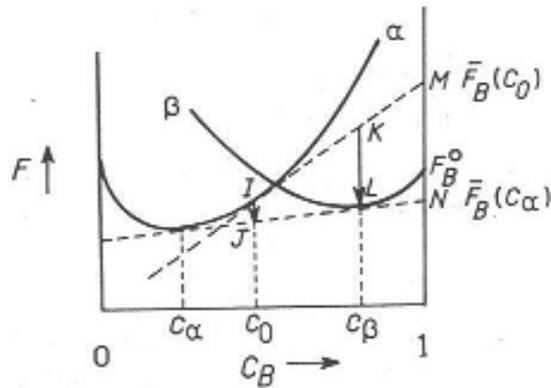


Figura 10. Curva de energía libre-composición de dos fases α y β mostrando condiciones para la nucleación de β desde α supersaturada de composición C_0 .

El cambio de energía libre molar global de la aleación es **IJ**, donde **J** está sobre la tangente común a las dos curvas de energía libre. La energía libre molar de precipitado es **KL** donde **K** está sobre la tangente a la fase- α en **I**. La intercepción de **M** y **N** en $C_B=1$ son las energías libres molares parciales (potenciales químicos) del componente B en a fase- α en las composiciones C_0 y C_α , respectivamente. De las soluciones termodinámicas estándar, tenemos:

$$\bar{F}_B(C_0) = F_B^0 + RT \ln a_B(C_0) \quad (33a)$$

$$\bar{F}_B(C_\alpha) = F_B^0 + RT \ln a_B(C_\alpha) \quad (33b)$$

Donde F_B^0 es la energía libre de B puro en su estado estándar, R es la constante universal de los gases, a_B es la actividad de B en la fase- α en las dos composiciones C_0 y C_α . MN es entonces dado por:

$$MN = \bar{F}_B(C_0) - \bar{F}_B(C_\alpha) + RT \ln \frac{a_B(C_0)}{a_B(C_\alpha)}. \quad (34a)$$

Si α es una solución diluida con C_0 y $C_\alpha \ll 1$, tal como lo muestra el diagrama de fase de la Figura 11.

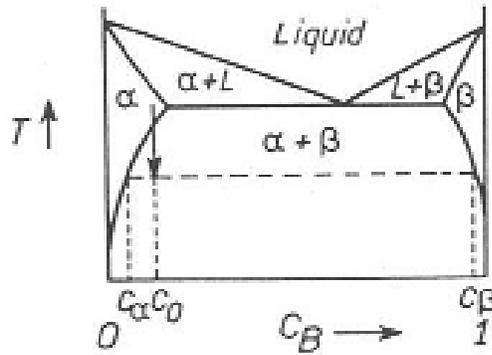


Figura 11. Diagrama de fase derivado de la Figura 10.

entonces el coeficiente de actividad f_α de B en la fase- α es constante (Ley de Henry), de manera que la Ec. (34a) se convierte:

$$MN = RT \ln(C_0/C_\alpha) \quad (34b)$$

si, de nuevo como en la Figura 11, β es una solución sólida terminal diluida de A en B, entonces KL en la Figura 10 es efectivamente MN y la fuerza motriz molar de precipitado está dada por:

$$\Delta F_{\alpha\beta}^m = RT \ln(C_0/C_\alpha) \quad (34c)$$

En general C_α no es cercano a cero y C_β no es casi la unidad de manera que una corrección debe ser hecha, dando:

$$\Delta F_{\alpha\beta}^m = \left(\frac{C_\beta - C_\alpha}{1 - C_\alpha} \right) RT \ln(C_0/C_\alpha) \quad (34d)$$

Para el caso del crecimiento de la ferrita, α , desde la austenita de bajo carbono, γ , en aleaciones hierro-carbono. Ya que el precipitado es rechazado del soluto, la forma de la ecuación para la fuerza motriz es cambiada:

$$\Delta F_{\gamma\alpha}^m = \left(\frac{C_\gamma - C_\alpha}{C_\gamma} \right) RT \ln \left(\frac{1 - C_0}{1 - C_\gamma} \right) \quad (35)$$

donde la composición está dada en fracciones atómicas de carbono.

La baja fuerza motriz de esta reacción aún cuando la aleación es enfriada dentro de la región bifásica $\alpha + \gamma$, por ejemplo cuando la fracción de volumen de α será alrededor de 0.5, hace ésta reacción muy diferente de las reacciones normales. La diferencia se deriva de que $\Delta F_{\gamma\alpha}^m$ es la fuerza motriz para la nucleación, mientras la fracción de volumen de la nueva fase, $(C_\gamma - C_0)/(C_\gamma - C_\alpha)$ es la supersaturación, Ω , que es el proceso de crecimiento difusional. Esto es, para la

nucleación de ferrita es mucho más difícil, pero el crecimiento es más fácil que en reacciones de precipitación normales

2.4.2 Curvas de energía libre estables e inestables.

Las curvas e energía libre-composición mostradas en la Figura 10 ambas son estables, ya que alguna aleación sobre la curva donde la curvatura, d^2F/dC^2 , es positiva, no puede espontáneamente reducir su energía libre, excepto por la nucleación de una nueva fase. En un diagrama de fase tal como lo muestra la Figura 12,

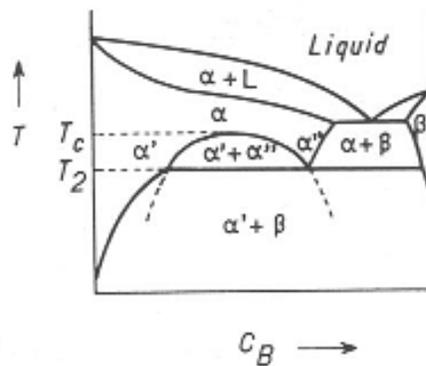


Figura 12. Diagrama de fase mostrando el desarrollo de inmiscibilidad en estado sólido en la fase α por debajo de la temperatura crítica T_c .

donde una fase- α por debajo de la temperatura crítica T_c se descompone en fases de soluto rico y soluto pobre α' y α'' , la curva de energía libre-composición es inestable por debajo de T_c , Figura 13. Esta inestabilidad se encuentra en la parte de la curva donde la curvatura, d^2F/dC^2 , es negativa. Dentro de esta región espinodal una aleación de composición i puede dividirse dentro de j y k y en consecuencia reducir su energía. Esto puede ocurrir no solamente si α' y α'' son las fases estables, sino también cuando, como en la Figura 13, hay incluso presente una fase- β más estable, cuya formación, sin embargo, requiere que el sistema venza una barrera de nucleación. En este caso α' y α'' serían metaestables.

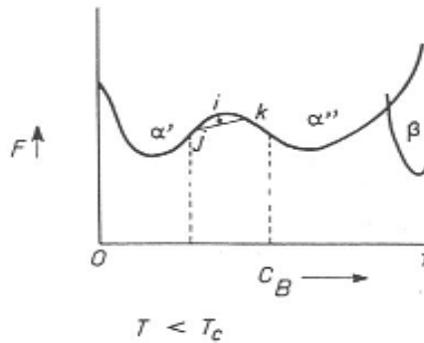


Figura 13. Curva de energía libre-composición para el diagrama de fase de la Figura 12 a una temperatura por debajo de la temperatura eutéctico T_2 . La curvatura, d^2F/dC^2 , es negativa en la parte entre las líneas punteadas y positiva en cualquier otro lugar.

2.4.3 Dos tipos de transformación de Gibbs.

De las Figuras 12 y 13 es posible ver entre los dos tipos de transformaciones. En la primera, normalmente descrita como una reacción de *nucleación y crecimiento*, una pequeña región de una nueva fase se forma dentro de la fase matriz. La nueva región, el *núcleo*, tiene en general, una diferente composición y estructura de la fase matriz. El núcleo es separado de la fase matriz por una interfase la cual tendrá una energía interfacial, σ , en J/m^2 .

El segundo tipo de transformación está regido por una fluctuación en la composición de una región inestable dentro de la curva de energía libre. El resultado de tal fluctuación es que una región de composición inicialmente uniforme desarrolla una onda de composición cuya amplitud crece con el tiempo, Figura 14.

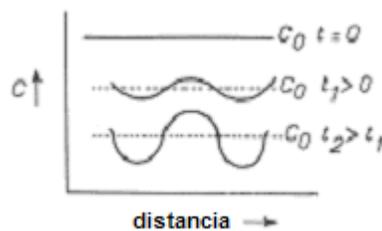


Figura 14. Variación en la distribución de soluto con respecto al tiempo durante una reacción continua, *descomposición espinodal*.

Este tipo de reacción, donde el disturbio es limitado en magnitud pero deslocalizado en espacio, es descrito como *descomposición espinodal* cuando la longitud de onda es significativamente mayor que las dimensiones atómicas [13].

2.5 TEORÍA DE NUCLEACIÓN.

En procesos metalúrgicos la nucleación puede ser definida como la formación de un cristal dentro de su propio líquido siendo éste capaz de crecer (interacción sólido-líquido) o, la formación la formación de una nueva fase a partir de una fase matriz, siendo esta nueva fase también capaz de crecer (interacción sólido-sólido). La teoría de nucleación se describe por medio de dos teorías, nucleación homogénea y nucleación heterogénea.

2.5.1 Nucleación Homogénea.

Cuando una nueva fase, diferente en estructura y a menudo en composición de la fase matriz, crece dentro de ésta, se va construyendo átomo por átomo, por medio de la transferencia de átomos térmicamente activados que saltan a través de la interfase. Hay, durante la nucleación, un cambio en la energía libre, el cual es el decremento en la energía libre de volumen, debido a la transformación de una fase de menor estabilidad a una fase de mayor estabilidad, y un incremento en la energía libre interfacial debido al incremento del área de la interfase entre las dos fases.

Consideremos la precipitación de β rico en B desde una solución sólida supersaturada α rica en A como se muestra en la Figura 15. Para la nucleación de β , los átomos B dentro de la matriz α deben primeramente difundir juntos para formar un pequeño volumen con la composición β , y entonces, si es necesario, los átomos deben reordenarse dentro de la estructura cristalina β . Como con la transformación sólido-líquido una interfase α / β debe ser creada durante el proceso y así dar lugar a una barrera energética.

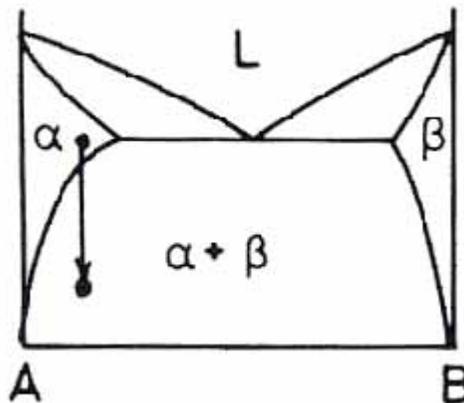


Figura 15. Reacción de precipitación.

El cambio de energía libre asociado con el proceso de nucleación tendrá las siguientes contribuciones.

1.- A temperaturas donde la fase β es estable, la creación de un volumen V_β de β causará una *reducción* en la energía libre de volumen de $V_\beta \Delta F_{\alpha\beta}^v$.

2.- Asumiendo que para el momento en que la energía interfacial α/β es isotrópica la creación de una interfase de área A incrementará la energía libre en $A\beta\gamma$.

3.- En general el volumen transformado no encajará perfectamente dentro del espacio originalmente ocupado por la matriz y esto provocará una energía de deformación ΔF_E^v , por unidad de volumen de β . Sumando estas contribuciones, tenemos que el cambio de energía libre total es:

$$\Delta F = V_\beta \Delta F_{\alpha\beta}^v + A_\beta \gamma + V_\beta \Delta F_E^v \quad (44)$$

donde, de nuevo, γ es la energía específica de la interfase α - β y $\Delta F_{\alpha\beta}^v$ es el cambio de energía libre por unidad de volumen dado por el cambio macroscópico de energía libre por gramo-molécula dividido por el volumen de un g-mol de la nueva fase V_m . El primer y último término de la Ec. (44) son ambos dependientes del volumen y pueden ser tratados juntos. Solamente si el primer término es más grande (más negativo) que el tercero, el cual es casi inevitablemente positivo, la reacción se llevará a cabo. El volumen del núcleo incrementa en tanto al tercer término ($4/3\pi r^3$ si el núcleo es una esfera de radio r), mientras que el área, la cual es positiva y actúa como una barrera al proceso, incrementa en tanto al segundo término $4\pi r^2$. La Figura 16 representa la Ec. (44) para un núcleo esférico, y muestra que para pequeños radios el núcleo es inestable y tiende a redisolverse en la matriz; solamente cuando el precipitado ha alcanzado el *radio crítico*, r^* , y la energía libre crítica incrementa, ΔF^* , el núcleo se vuelve capaz de tener existencia metaestable, y después de la adición de un átomo ($r > r^*$) éste puede crecer a la par de un decremento continuo de la energía libre.

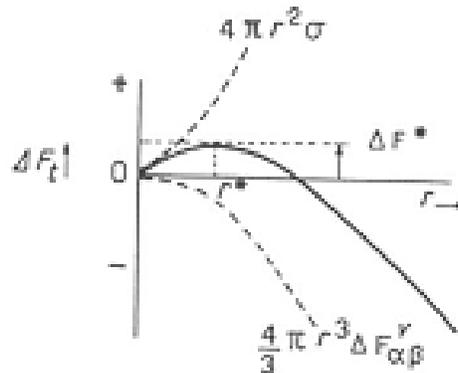


Figura 16. El problema de nucleación; energía libre de una esfera de nueva fase en una matriz supersaturada, como una función del radio de la esfera.

Para un núcleo esférico los valores de los parámetros críticos están dados por:

$$r^* = -\frac{2\gamma}{(\Delta F_{\alpha\beta}^v + \Delta F_E^v)} \quad (45a)$$

$$\Delta F^* = \frac{16\pi\gamma^3}{3(\Delta F_{\alpha\beta}^v + \Delta F_E^v)^2} \quad (45b)$$

La velocidad de nucleación por unidad de volumen, $I_{\alpha\beta}^v$, puede ser obtenida con la aplicación de la mecánica estadística para demostrar que si la energía de formación crítica de un núcleo es ΔF^* entonces en el equilibrio la concentración de un núcleo de tamaño crítico, N^* , en una unidad de volumen está dado por:

$$N^* = N^v \exp(-\Delta F^* / kT) \quad (46)$$

donde N^v es el número de sitios atómicos por unidad de volumen sobre los cuales la nucleación pudo haber iniciado. La velocidad de nucleación es entonces el producto de ésta concentración de núcleos críticos y la velocidad de adición atómica a los núcleos para hacerlos supercríticos:

$$I_{\alpha\beta}^v = N^* A^* v \exp(-\Delta F_a / kT) \exp(-\Delta F^* / kT) \quad (47)$$

donde A^* es el número de sitios atómicos superficiales sobre los núcleos críticos hacia los cuales un átomo puede saltar después de vencer una barrera de crecimiento ΔF_a , y v es la frecuencia vibracional atómica de un átomo de la matriz en la interfase [13,14].

2.5.2 Nucleación Heterogénea.

La nucleación en sólidos como en líquidos, casi siempre es heterogénea. Este tipo de nucleación se lleva a cabo en lugares como vacancias, dislocaciones, fronteras de grano, imperfecciones, inclusiones, etc., los cuales aumentan la energía libre del material. Si la creación de un núcleo resulta en la destrucción de un defecto, algo de la energía libre (ΔF_d) será liberada y por ello se reducirá (o incluso se removerá) la barrera de energía de activación. La ecuación para la nucleación heterogénea es

$$\Delta F_{het} = -V_{\beta} (\Delta F_{\alpha\beta}^v - \Delta F_E^v) + A_{\beta} \gamma - \Delta F_d \quad (51)$$

Nucleación sobre fronteras de grano.

Ignorando alguna energía de deformación extraña, la forma óptima del embrión debería ser aquella la cual minimice la energía libre interfacial total. La forma óptima de un núcleo con frontera de grano incoherente será el traslape de dos capas esféricas como se muestra en la Figura 17 con θ dado por:

$$\cos \theta = \gamma_{\alpha\alpha} / 2\gamma_{\alpha\beta} \quad (52)$$

(asumiendo que $\gamma_{\alpha\beta}$ es isotrópico e igual en ambos granos).

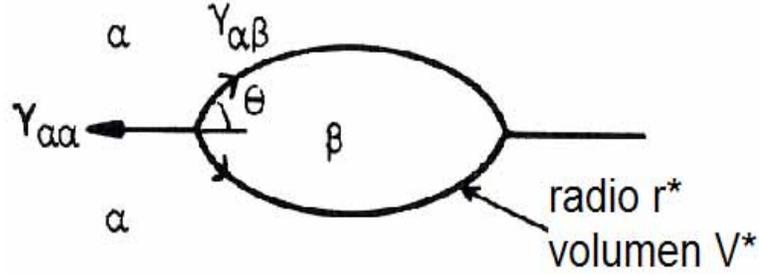


Figura 17. El núcleo de tamaño crítico (V^*) para nucleación en frontera de grano.

El exceso de energía libre asociado con el embrión será dado por:

$$\Delta F = -V_{\beta} \Delta F_{\alpha\beta}^v + A_{\alpha\beta} \gamma_{\alpha\beta} - A_{\alpha\alpha} \gamma_{\alpha\alpha} \quad (53)$$

donde V_{β} es el volumen del embrión, $A_{\alpha\beta}$ es el área de la interfase α/β creada de energía $\gamma_{\alpha\beta}$, y $A_{\alpha\alpha}$ es el área de la frontera de grano α/α de energía $\gamma_{\alpha\alpha}$ destruida durante el proceso. El último término de la ecuación anterior es simplemente ΔF_d de la Ec. (51).

El radio crítico de las capas esféricas dependerá de la frontera de grano y está dado por:

$$r^* = 2\gamma_{\alpha\beta} / \Delta F_{\alpha\beta}^v \quad (54)$$

y la barrera de energía de activación para nucleación heterogénea será dada por:

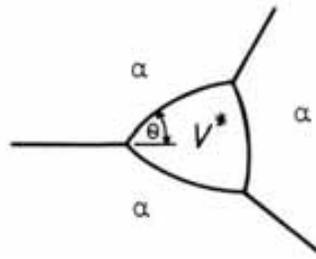
$$\frac{\Delta F_{het}^*}{\Delta F_{hom}^*} = \frac{V_{het}^*}{V_{hom}^*} = S(\theta) \quad (55)$$

donde $S(\theta)$ es el factor de forma dado por:

$$S(\theta) = \frac{1}{2} (2 + \cos \theta)(1 - \cos \theta)^2 \quad (56)$$

La habilidad de una frontera de grano para reducir ΔF_{het}^* , es decir, su potencia como un sitio de nucleación, depende de $\cos \theta$, es decir de la relación $\gamma_{\alpha\alpha} / 2\gamma_{\alpha\beta}$.

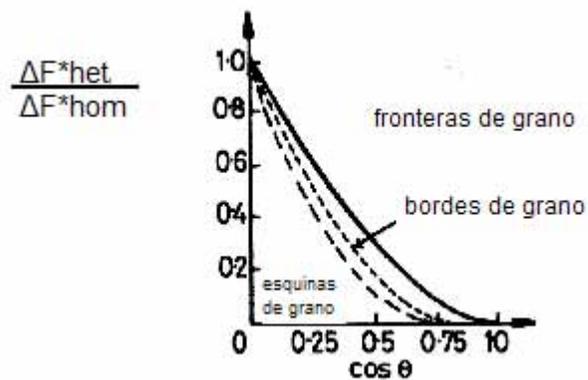
V^* y ΔF^* pueden ser incluso reducidos por la nucleación sobre fronteras o esquinas de grano, la Figura 18 muestra como $\Delta F_{het}^* / \Delta F_{hom}^*$ depende del $\cos \theta$ para varios sitios de nucleación en las fronteras de grano.



a)



b)



c)

Figura 18. a) Forma del núcleo crítico para la nucleación sobre un borde de grano, b) Forma del núcleo crítico para la nucleación sobre una esquina de grano, c) El efecto de θ sobre la energía de activación de nucleación relativa para nucleación homogénea.

Las fronteras de grano de ángulo grande son particularmente sitios de nucleación efectivos para los precipitados incoherentes con alta $\gamma_{\alpha\beta}$. Si la matriz y el precipitado son suficientemente compatibles como para permitir la formación de una intercara de baja energía entonces V^* y ΔF^*_{het} pueden ser reducidos como se muestra en la Figura 19.

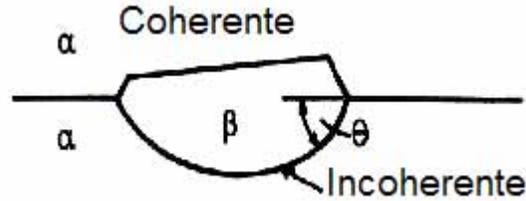


Figura 19. El tamaño del núcleo crítico puede reducirse por la formación de una interfase coherente da baja energía con un grano.

El núcleo entonces tendrá una relación de orientación con uno de los granos^[14].

Dislocaciones.

Como se ha mencionado antes la nucleación de una segunda fase es llevada a cabo por la diferencia de las energías libres químicas entre dos fases, pero la energía libre requerida para crear la interfase constituye una barrera para la nucleación. Cuando el proceso ocurre heterogéneamente, la barrera de nucleación es reducida debido a un decremento en la energía libre de superficie total requerida y/o una liberación de energía elástica u otra energía almacenada. A lo largo de las dislocaciones, la nucleación es más rápida debido a que su energía libre es liberada durante la formación de los clusters. Así, la energía libre de formación ΔF_f de una segunda fase sólida a lo largo de una dislocación puede ser separada en tres partes: el cambio de energía libre química ΔF_v , la energía libre interfacial ΔF_s y, el cambio de energía elástica ΔF_e .

$$\Delta F_f = \Delta F_v + \Delta F_s + \Delta F_e \quad (57)$$

donde

$$\Delta F_v = \iiint_V \Delta f v dV \quad (58)$$

y

$$\Delta F_s = \iint_S \gamma dS \quad (59)$$

en donde $\Delta f v$ es la diferencia entre las energías libres químicas de las dos fases por unidad de volumen de la fase producto, γ es la energía libre interfacial específica, dV y dS son las diferenciales de volumen y superficie respectivamente y las integrales son tomadas sobre el volumen del cluster y superficie.

Cuando una región de un cristal sufre una transformación de fase, usualmente su tamaño y forma cambian bajo la influencia de la fase padre. La deformación debido al acomodo de la nueva fase causa una distorsión de ambas redes y un campo de esfuerzos interno. Cuando el proceso ocurre en la cercanía de una dislocación, el corazón de la dislocación (una región de alta energía) es reemplazado por la nueva fase y la línea de dislocación es propagada sobre la interfase cluster-matriz ^[15].

La distorsión de red en la vecindad de una dislocación puede contribuir a la nucleación de varias maneras. El principal efecto de la dislocación es reducir la contribución de ΔF_E^v a ΔF^* reduciendo la energía total de deformación del embrión. Un núcleo coherente con ensamble negativo, es decir, con un volumen más pequeño que el volumen de la matriz puede reducir su ΔF^* formándose en la región de deformación compresiva por encima de una dislocación de borde, mientras que si el ensamble es positivo esto es energéticamente favorable para que se forme por debajo de la dislocación.

La nucleación sobre dislocaciones puede también ser asistida por segregación de soluto la cual puede incrementar la composición de la matriz cercana a la del precipitado. La dislocación puede también asistir en el crecimiento de un embrión más allá del tamaño crítico promoviendo una difusión con baja ΔF_m (energía de activación para migración atómica).

Las dislocaciones no son muy efectivas para la reducción de la contribución de la energía interfacial a ΔF^* . Esto significa que la nucleación sobre dislocaciones usualmente requiere de un buen ensamble entre el precipitado y la matriz en al menos un plano, de manera que interfases de baja energía coherentes o semicoherentes se puedan formar_[14].

2.6 MECANISMOS DE ENDURECIMIENTO.

La dureza de un material es regulada por el número y movimiento de las dislocaciones. La tensión requerida para mover las dislocaciones es bastante menor en los metales puros. Consecuentemente, para endurecer metales lo primero será inhibir el movimiento de las dislocaciones mediante una generación interna de tensiones que se opongan a ese movimiento, o mediante la colocación de partículas en su trayectoria, por lo que las dislocaciones han de rodear o cortar esas partículas. Son cuatro los principales mecanismos de endurecimiento que se discuten en la manufactura de los aceros.

2.6.1 Endurecimiento por reducción del tamaño de grano.

Al trabajar mecánicamente un material y producirle un tamaño de grano muy pequeño, se aumenta la cantidad de granos y en consecuencia se aumenta la cantidad de superficie de límites de grano. Toda dislocación recorre solamente una distancia corta para encontrar un límite de grano y detenerse; como las dislocaciones no pueden atravesar un límite de grano con facilidad, el material se endurece, Figura 20.

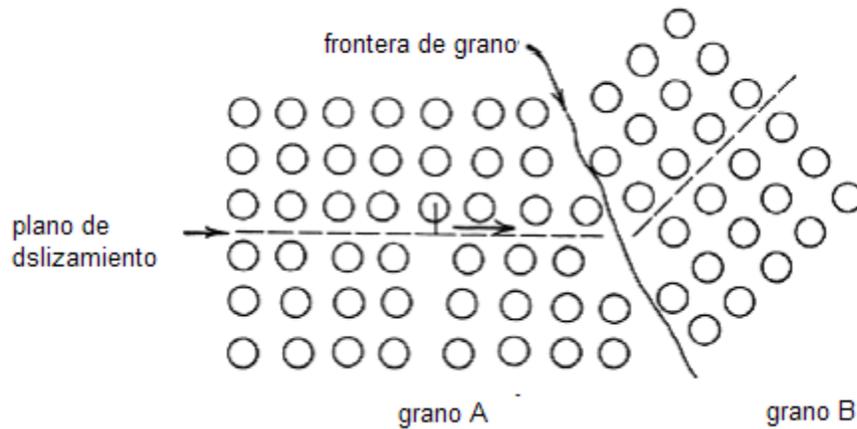


Figura 20. Interacción entre una dislocación en movimiento y un límite de grano.

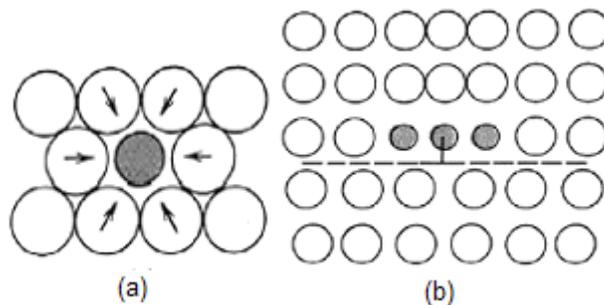
En los materiales monofásicos, la variación de la resistencia de cedencia con el tamaño de grano se expresa por:

$$\sigma_y = \sigma_o + k_y d^{-\frac{1}{2}} \quad (\text{Relación de Hall-Petch})$$

Donde: σ_y es la resistencia de cedencia, punto de fluencia, punto de cedencia o límite elástico que es el valor necesario del esfuerzo para causar cierta cantidad de deformación permanente; d es el diámetro promedio de los granos; σ_o y k_y son constantes características del material.

2.6.2 Endurecimiento por solución sólida

Los átomos intersticiales o sustitucionales dentro de la matriz, generan endurecimiento por solución sólida. Los campos de tensión generados por átomos de soluto interactúan con los campos de tensión de las dislocaciones, promoviendo endurecimiento_[16], Figura 21.



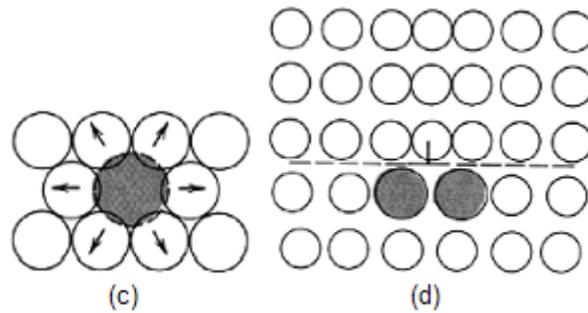


Figura 21. (a) campo de tensiones generado por un átomo intersticial, (b) interacción del átomo intersticial evitando el movimiento de la dislocación, (c) campo de tensiones de un átomo sustitucional, (d) átomos sustitucionales evitando el movimiento de la dislocación.

2.6.3 Endurecimiento por precipitación

La naturaleza precisa de la interacción de las dislocaciones con las partículas determina la magnitud del aumento observado en el endurecimiento. Claramente, los procesos de pasaje de las dislocaciones alrededor de las partículas dependen del tipo de partículas presentes en el plano de deslizamiento. Los detalles de estos procesos también permiten un discernimiento sobre la formación de redes alrededor de las partículas durante el endurecimiento por trabajado. En la práctica, estas interacciones son difíciles de observar directamente y son bastante desconocidas para muchos sistemas de endurecimiento por precipitación. Sin embargo, la física de los procesos está lo suficientemente bien comprendida. Para la mayoría de los precipitados que se pueden encontrar en los aceros, dos tipos importantes de interacción pueden ser distinguidos considerando el punto en el cual la dislocación se separa de la partícula. Si este proceso ocurre cuando la curvatura es pequeña, entonces el aumento en energía requerida es menor que en el caso donde la línea de dislocación se debe enlazar completamente alrededor de las partículas antes de separarse. Es este último caso, la longitud de la dislocación aumenta considerablemente. Estas consideraciones permiten una definición de la efectividad de las partículas como obstáculos al movimiento de dislocación.

Hay dos tipos de obstáculos a la dislocación que están categorizados como fuertes o débiles y son definidos a continuación:

- Los obstáculos *fuertes* son aquellos que causan una gran curvatura de las dislocaciones en el plano de deslizamiento. En otras palabras, las partículas no son normalmente deformadas por la dislocación y pueden originar lazos cerrados de dislocación a medida que ocurre la desviación.
- Los obstáculos *débiles* son aquellos donde la curvatura de la dislocación es pequeña. Estos obstáculos son efectivamente cortados por las dislocaciones.

En muchos casos, los detalles precisos de la resistencia de un tipo de partícula en particular son poco claros pero se cree que la mayoría de los precipitados microaleados pueden ser considerados como fuertes obstáculos a las dislocaciones, Figura 22.

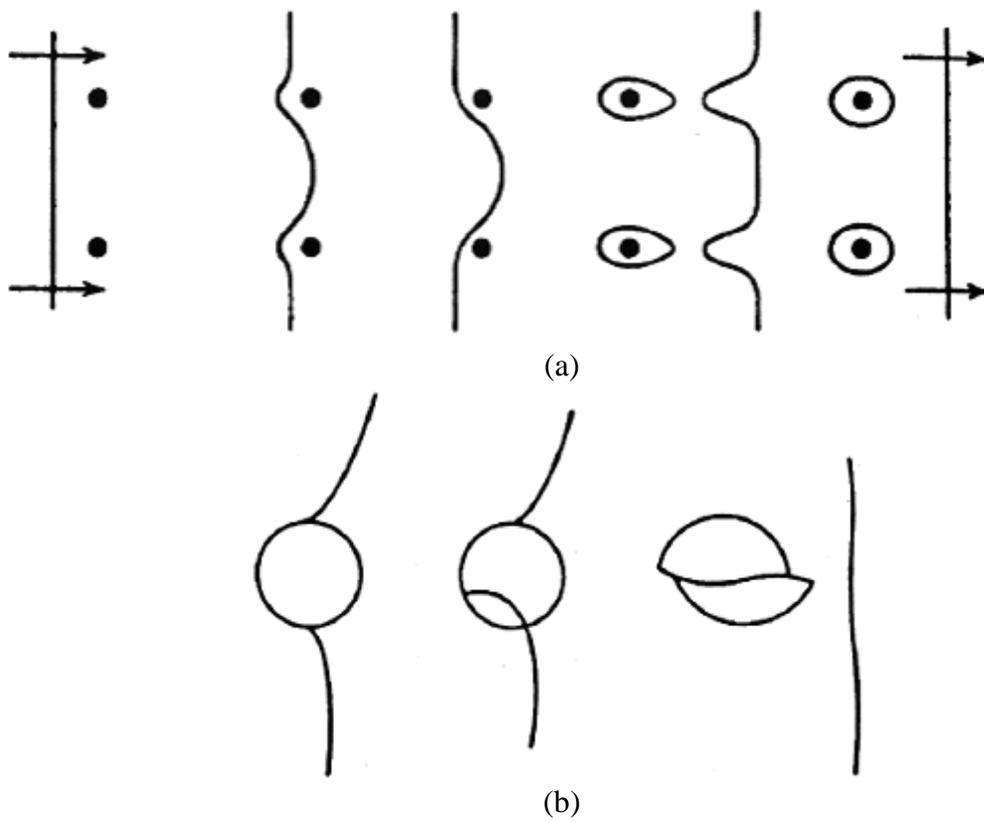


Figura 22. (a) dislocación pasando a través de obstáculos fuertes, (b) dislocación pasando a través de obstáculos débiles.

Se observa de la Figura 22a, el paso de la dislocación a través de obstáculos fuertes, este tipo de obstáculos provoca que la línea de dislocación deje un aro alrededor de las partículas; este aro provoca que a la siguiente dislocación le cueste más trabajo pasar a través de las partículas. De la Figura 22b, se observa que las partículas que yacen sobre el plano de deslizamiento son cortadas por la dislocación provocando un endurecimiento menor en el material [17].

2.7 PROCESAMIENTO TERMOMECAÁNICO.

El procesamiento de los aceros mediante la laminación controlada en caliente (procesamiento termomecánicamente controlado, TMCP) es una técnica, la cual permite incrementar los niveles de resistencia de los aceros HSLA, mediante un previo refinamiento del grano austenítico, endurecimiento por precipitación junto con un endurecimiento de la subestructura por dislocaciones[19].

Este proceso ha permitido desarrollar una nueva generación de aceros estructurales HSLA y tuberías. Estos aceros, fueron originalmente desarrollados para satisfacer las necesidades de la industria del petróleo y del gas, pero, gracias a la experiencia positiva de la industria que ha ganado día con día, estos aceros encontrarán otras aplicaciones, ya que estos aceros se caracterizan por su incremento en resistencia mecánica y tenacidad junto con un bajo carbón equivalente, logrando una excelente soldabilidad en campo.

En este punto, cabe mencionar que los antiguos programas de laminación de los aceros C-Mn involucraba la laminación de las placas de acero a temperaturas por arriba de Ar_3 , para beneficiarse de la baja resistencia y gran plasticidad de la austenita.

A las placas resultantes se les sometía a un tratamiento térmico de normalizado, como se muestra en la Fig. 23a, para obtener una microestructura fina que consistía en ferrita poligonal con perlita, para obtener mejores propiedades mecánicas. Aceros con valores más altos de tensión procesados sin un tratamiento termomecánico son generalmente más aleados y con tratamiento térmico de temple y revenido, Figura 23b.

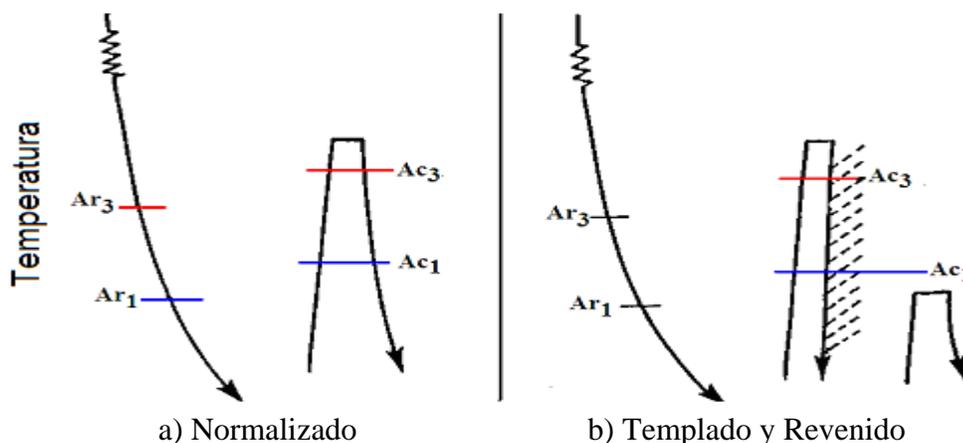


Figura 23. Rutas convencionales para el procesamiento de aceros C-Mn.

Los aceros C-Mn y aluminio, con menor segregación, dan la mejor combinación de dureza y tenacidad. Sus propiedades son bastante estables debido a que el nitrógeno es fijado por el aluminio, tal que un limitado envejecimiento puede ocurrir. Debido al efecto de apilamiento del AlN, impide el crecimiento del grano austenítico durante el tratamiento térmico de normalizado.

Con respecto al manganeso, se puede considerar que este elemento es un efectivo endurecedor por solución sólida y tiene una fuerte influencia como refinador de grano. Y aunque el carbono es la forma más económica de endurecer aceros normalizados, no contribuye al proceso de soldadura del acero, por lo que generalmente se combina con el manganeso con cantidades recomendables de hasta 1.5 % en peso de este último elemento.

Si los aceros C-Mn son laminados de manera controlada, es decir, la temperatura de la laminación final es lo suficientemente baja para prevenir el crecimiento de grano de la austenita

recristalizada durante el enfriamiento, se pueden obtener propiedades equivalentes a aquellas obtenidas durante el normalizado, Figura 24a.

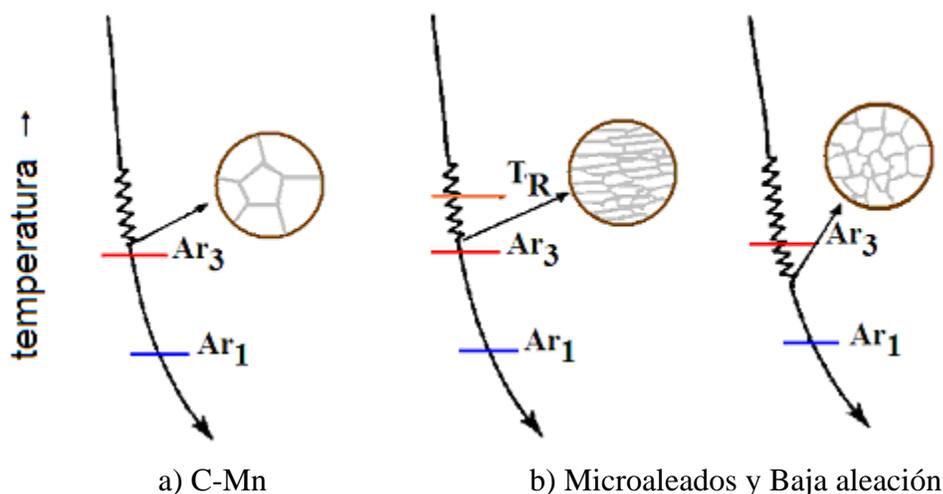


Figura 24. Rutas de procesamiento para laminación controlada de aceros.

La adición de niobio en los aceros tiene como finalidad mejorar las propiedades mecánicas al afectar a la evolución microestructural de distintas formas. Cuando el niobio, el cual es soluble en la austenita a alta temperatura, se añade a los aceros C-Mn, precipitan como nitruros, NbC , finos, a bajas temperaturas, en el rango austenítico; estos precipitados estabilizan la deformación de la subestructura de los granos austeníticos elongados y previene o al menos retarda significativamente la recrystalización al inmovilizar el deslizamiento de los límites de grano [18,19], Figura 24b. Otros elementos formadores de carbonitruros tales como el V y el Ti tienen efectos similares. Por lo que se pueden llevar a cabo laminaciones controladas de manera más eficientes. Por lo que la temperatura final de laminación deberá de ser, cuando sea posible, más baja que la temperatura de recrystalización de la austenita, T_R , o al menos lo suficientemente baja, para prevenir cualquier crecimiento de grano apreciable de la austenita recrystalizada antes de su transformación durante su enfriamiento.

Como un resultado, los granos de ferrita nuclean en la austenita elongada sin recrystalizar (o granos de austenita muy pequeños) y producen una microestructura de granos de ferrita muy finos. Por lo que se requiere un control estricto de las reducciones durante su laminación, necesarias para deformar la austenita y alcanzar una adecuada temperatura final de laminación, esto a su vez depende de la composición del acero. En muchos casos la laminación se puede llevar justo por arriba de la temperatura Ar_3 , sin embargo, en otras circunstancias, la secuencia final deberá de llevarse a cabo en el rango intercrítico de Ar_1 y Ar_3 . Las bajas temperaturas, ($\sim 800^\circ C$), requieren de molinos muy poderosos para soportar las cargas del laminador en los últimos pasos del laminado.

El beneficio de microalea con Nb, V, y/o Ti, los cuales se añaden en pequeñas cantidades (≈ 0.1 wt.%), se basa no únicamente en un refinamiento de grano más intensivo en la

microestructura final, sino que también en el endurecimiento por precipitación mediante la formación de carburos durante el enfriamiento, inmediatamente después del último paso de laminación. Estos precipitados tienden a engrosarse y son incoherentes con la matriz ferrítica, el endurecimiento por precipitación es limitado y la tenacidad se puede deteriorar.

Por otro lado, los elementos microaleantes se mantienen en solución sólida a altas velocidades de enfriamiento y consecuentemente, el incremento de la resistencia es muy limitado siendo el endurecimiento por sustitución el mecanismo dominante. Un subsiguiente endurecimiento por precipitación se puede obtener durante un tratamiento de envejecimiento.

El efecto de las adiciones de elementos microaleantes de Nb, V, y/o Ti son por lo tanto complejas. El refinamiento de la microestructura y el endurecimiento por precipitación (coherente) de carbonitruros se puede combinar. Esto implica no únicamente que las reducciones en la laminación deben de ser tal que deformen la austenita a la temperatura final de laminación, sino que las velocidades de enfriamiento después de la laminación deberán de ser estrictamente controladas. Los programas de laminación deberán por lo tanto que ser adaptadas para cada composición química y para cada espesor.

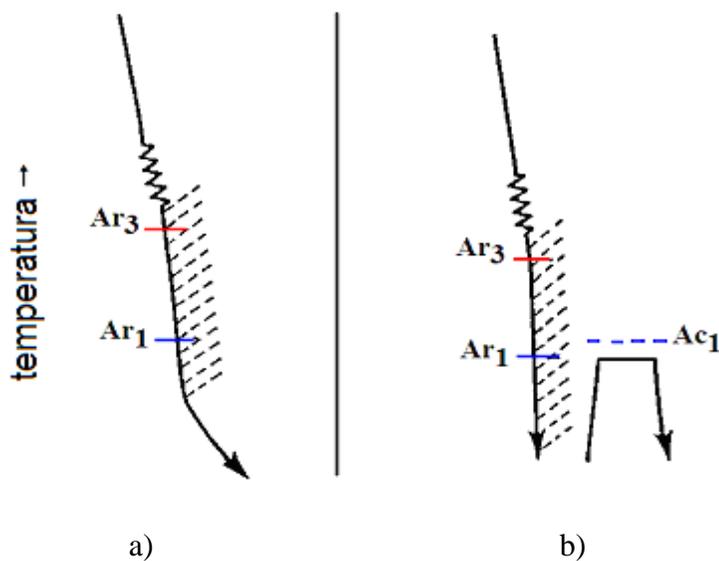
En cualquier caso, la buena tenacidad de estos aceros microaleados es el resultado directo de un refinamiento de grano significativo, el cual se obtiene por la laminación controlada, la cual es suficiente como para contrabalancear las pérdidas de tenacidad asociadas con los otros mecanismos de endurecimiento. Por lo que ha sido posible reducir el contenido de carbono, sin perder resistencia y con un mejoramiento en la tenacidad, o sin perder tenacidad con un incremento en la resistencia.

Los aceros tratados en esa condición son conocidos como *aceros tratados termomecánicamente*.

La introducción, en los 80s, del enfriamiento acelerado en línea de las placas inmediatamente después del laminado en caliente, ha permitido controlar y monitorear el tiempo de transferencia del último paso de laminación a su enfriamiento, las velocidades de enfriamiento y las temperaturas iniciales y finales de enfriamiento, Figura 25a.

Esta tecnología fue inicialmente diseñada para dar mayor flexibilidad en la producción de placas para tubería y placas de acero estructural y ahora se utiliza no únicamente para espesores pequeños (8-25 mm) sino también para producir placas de espesores de 50 y hasta 100 mm, o para productos con espesores más pequeños, para la industria automotriz.

A través del enfriamiento acelerado, el fabricante de acero puede ahora no únicamente tener un mejor y más flexible control de la historia termomecánica de sus productos, sino que también puede obtener mejores propiedades mecánicas para una misma composición de acero. El refinamiento de grano y el endurecimiento por dislocaciones es más acentuado mediante el uso de la laminación controlada. La menor temperatura de transformación inducida por el enfriamiento acelerado da como resultado un tamaño de grano ferrítico muy fino. En verdad, la nucleación durante la descomposición de la austenita es permitida, cuando el superenfriamiento por debajo de la temperatura de equilibrio es más pronunciado y las velocidades de crecimiento son menores a más bajas temperaturas.



- (a) Laminación controlada y enfriada aceleradamente.
 (b) Laminación controlada y enfriada aceleradamente (templada y revenida).

Figura 25. Rutas de procesamiento de laminación controlada y enfriamiento acelerado de aceros TMCP.

Los fabricantes de acero están también adaptando la composición del acero no únicamente para tomar ventaja de los efectos del refinamiento de grano y el endurecimiento por precipitación en los aceros microaleados con Nb, V, y/o Ti, sino también, para tener control sobre las proporciones y composiciones de los diferentes productos de la transformación de la austenita, tal como la ferrita, bainita y martensita. Otros elementos microaleantes tales como, Ni, Cr, Mo, Cu, son incluidos en la composición química del acero para que parte de la cantidad adicionada precipite como carburos para obtener el endurecimiento deseado, tener el mejor balance posible entre resistencia y tenacidad y/o mejorar otras propiedades en el producto final. El enfriamiento acelerado puede también ser aplicado para promover la formación de una bainita bajo carbono muy fina (*ferrita acicular*) en lugar de la ferrita poligonal en aceros con ultrabajo carbono (<0.08 wt. %) dando una favorable combinación de alta resistencia y una baja temperatura de transición de impacto_[19].

El Boro y el Molibdeno son de vital importancia para obtener una estructura bainítica. El Boro retarda la nucleación de ferrita cuando éste se segrega a la frontera austenita-ferrita, inhibiendo la nucleación de ferrita por medio de una fuerte interacción con defectos de red, tales como dislocaciones y vacancias. El Molibdeno retarda la separación de la ferrita de la fase padre que es la austenita y disminuye la temperatura de inicio de transformación de la bainita, fortaleciendo la acción del B y además asegurando una estructura bainítica fina_[20].

A muy altas velocidades de enfriamiento, se puede suprimir el endurecimiento por precipitación, pero si el enfriamiento acelerado se lleva a cabo a una temperatura lo suficientemente alta, puede resultar en una estructura revenida durante las etapas finales de enfriamiento al aire. De manera similar, muy altas velocidades de enfriamiento, pueden dar como resultado la formación de productos de transformación duros y frágiles. Por lo que el espesor es

un parámetro importante para obtener una microestructura uniforme. Placas gruesas con alta resistencia procesadas termomecánicamente se les añade un tratamiento térmico de revenido, después de su enfriamiento acelerado, Figura 25b.

El enfriamiento acelerado también se usa exitosamente para producir aceros con altas valores de resistencia mecánica con una estructura martensítica o una mezcla de martensita y bainita, por un directo templeado de la placa después de la laminación. Las propiedades de estos aceros después de un tratamiento de revenido pueden mejorarse aún que estos aceros sean templeados con valores similares de velocidad de enfriamiento como ocurre en el temple tradicional. Esto se atribuye a un refinamiento de la martensita lo cual ocurre durante el temple en línea. Aún más, ya que las adiciones de elemento que participan en el endurecimiento por precipitación tales como el Cu, Mo, Nb y V pueden ser retenidos en mayores cantidades en solución después del temple en línea desde una muy alta temperatura que en los tratamientos térmicos convencionales, la precipitación de estos elementos puede optimizarse de una mejor manera durante los subsiguientes tratamientos térmicos de revenido.

Actualmente, existe un fuerte interés en desarrollar aceros con alta resistencia mecánica en la condición de laminación en caliente como una ruta sustituta del temple y revenido, para reducir costos de producción. Aún más, los defectos metalúrgicos como el agrietamiento por templeado, distorsión y tensiones residuales puedan minimizarse [19].

Con el incremento en la velocidad de enfriamiento después de la laminación, el tamaño de grano decrece, la cantidad de ferrita poligonal decrece y la ferrita acicular aumenta en volumen [2].

Las mejoras en las propiedades mecánicas del acero después de ser tratado termomecánicamente son relacionadas a la microestructura, la cual consiste en cierta cantidad de ferrita acicular. La ferrita acicular es conocida [21] como el producto de transformación de modo de corte mezclado con difusión, el cual sucede en un rango de temperatura ligeramente por encima del de la bainita superior durante el laminado en caliente. El crecimiento de ferrita acicular generalmente involucra la partición de carbono y el movimiento de interfases γ/α coherentes o semicoherentes [22,23]. Las características de la ferrita acicular son obviamente diferentes de aquellas microestructuras convencionales tales como la perlita, ferrita poligonal y bainita superior o inferior. En comparación con esas microestructuras, la ferrita acicular formada durante el procesamiento termomecánico es más compleja. La morfología de una ferrita acicular es compuesta de un ensamble de listones no paralelos de ferrita entremezclados con una alta densidad de dislocación y precipitación de carbonitruros dispersados como se muestra en la Figura 26a. Hay partículas ultrafinas o islas dentro de los listones o entre los listones, Figura 26b.

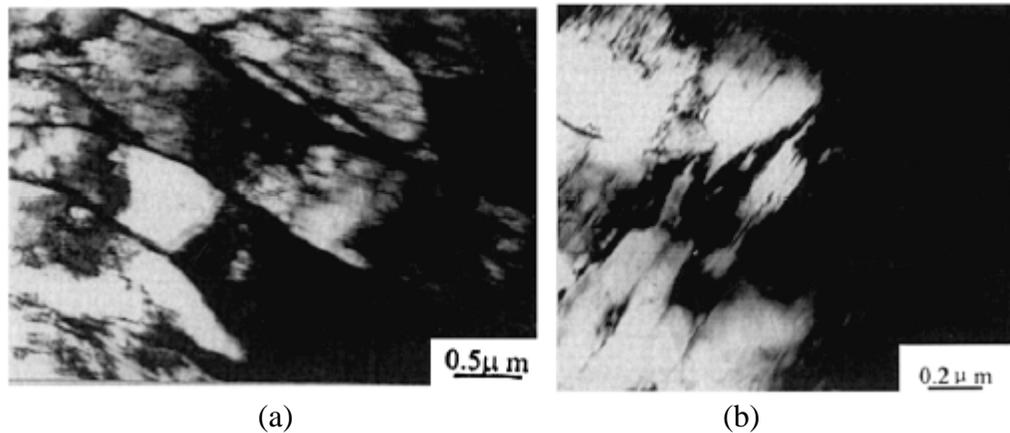


Figura 26. características de la ferrita acicular. (a) ferrita acicular teniendo una alta densidad de dislocaciones y carbonitruros dispersos. (b) islas de martensita/austenita (M/A) dentro de los listones[2].

La cantidad de carbono es mayor en las islas que en los alrededores de la matriz. Lo que significa que las islas están compuestas de martensita(enriquecida con carbono)/austenita (M/A), cuya formación puede ser atribuida al particionamiento de carbono durante la transformación a ferrita acicular y la postransformación de austenita enriquecida con carbono. Cuando el material es deformado en la región austenítica no recristalizada, altas densidades de subestructuras y dislocaciones se formarán en la austenita, lo cual incrementa la velocidad de nucleación de la ferrita acicular, se impide el crecimiento de la interfase coherente y/o semicoherente γ/α y se acelera la difusión de carbono hacia la interfase γ/α .

Todo eso podría resultar en austenita enriquecida con carbono debido al particionamiento del carbono. Durante el enfriamiento, parte de la austenita enriquecida con carbono podría transformarse en martensita y la austenita retenida coexistiría con la martensita. Estas características microestructurales de la ferrita acicular pueden ser diferenciadas de la perlita la cual es laminar, de la ferrita poligonal que tiene una baja densidad de dislocación y de la bainita superior e inferior la cual posee una estructura en láminas con precipitados de carburos tanto a lo largo de la frontera de la placa o dentro de ella [2].

Así los aceros tratados termomecánicamente (aceros TMCP) proveen varias ventajas sobre los convencionalmente laminados (aceros HSLA). Estos aceros contienen unas muy finas microestructuras de ferrita/bainita cuyas proporciones de fases dependen de la composición y el procesamiento, exhibiendo excelente resistencia [24,25]. El tamaño de grano mínimo para los aceros TMCP yace en el rango de 3 a 5 μm [26,27], pero se ha reportado que se puede reducir hasta 1-2 μm [28,29]. Así la optimización de TMCP es requerida para producir aceros ultrafinos.

CAPÍTULO 3

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El acero con el cual se trabajará tiene la siguiente composición química:

Tabla 1. Composición química del acero grado API-X80 bajo estudio.

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%Ni	%Al	%Co
0.0510	0.1247	1.532	0.0066	0.0036	0.2040	0.0327	0.1250	0.0647	0.0056
%Cu	%Nb	%Ti	%V	%Pb	%Fe				
0.2325	0.0974	0.0144	<0.0000	0.0054	97.5				

Una vez definida la composición química del acero a evaluar se propone la siguiente actividad experimental.

3.1 Caracterización microestructural del acero.

Esta caracterización se propone para conocer la microestructura del acero, dando énfasis a la presencia de inclusiones no metálicas y precipitados utilizando microscopio óptico, microscopio electrónico de barrido (SEM) y microscopio electrónico de transmisión (TEM).

Una vez teniendo la caracterización inicial del acero, se procederá a realizar el tratamiento termomecánico de acuerdo a la siguiente cédula:

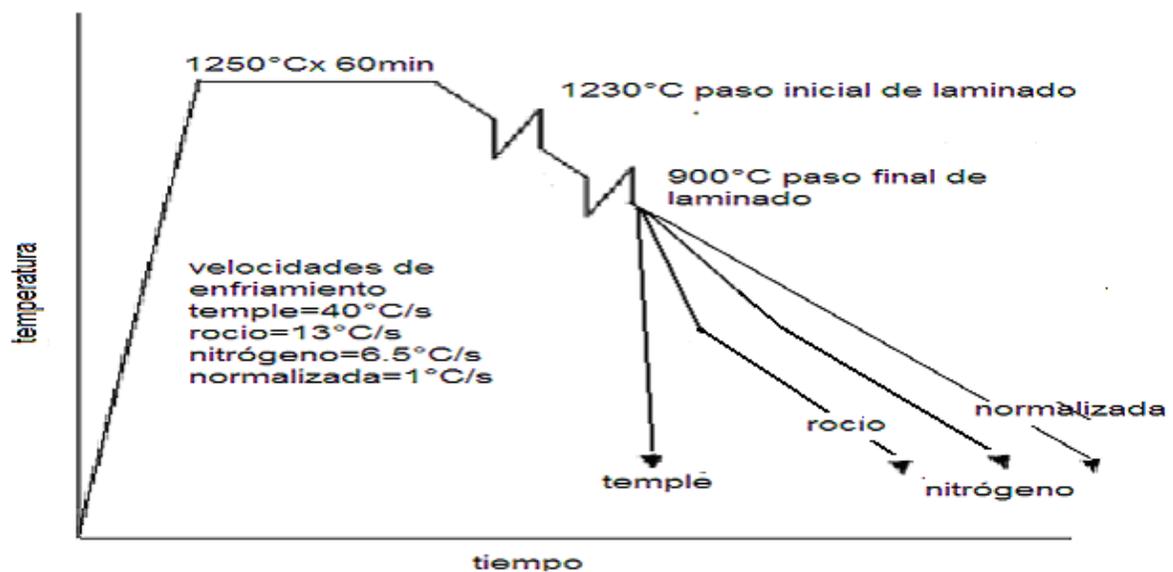


Figura 27. Cédula de TMCP.

3.2 Procedimiento para laminación.

1.- Preparación de 4 probetas para laminación con un espesor de 3.5cm y 10cm de largo a partir del planchón de colada.

2.- Se calentarán las probetas a 1250°C en un horno por espacio de una hora con el fin de austenizar totalmente la probeta, Figura 28.

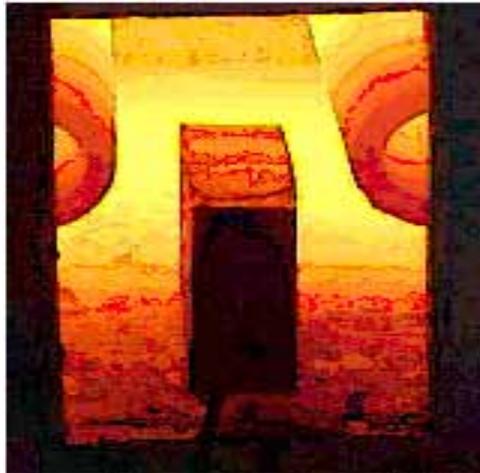


Figura 28. Calentamiento de la probeta en un horno a 1250°C.

3.- Una vez que la probeta ha alcanzado la temperatura de 1250°C y permanecido dentro del horno por espacio de una hora, se procede a laminar a una temperatura inicial de laminado de $\approx 1230^{\circ}\text{C}$.

4.- Una vez iniciado el proceso de laminación, a la probeta se le harán un total de 8 reducciones hasta un espesor final de $\approx 1.5\text{cm}$, un promedio de 2.5mm de reducción por paso ($\approx 8\%$ de reducción por paso) hasta llegar a una temperatura de $\approx 900^{\circ}\text{C}$, Figura 29.

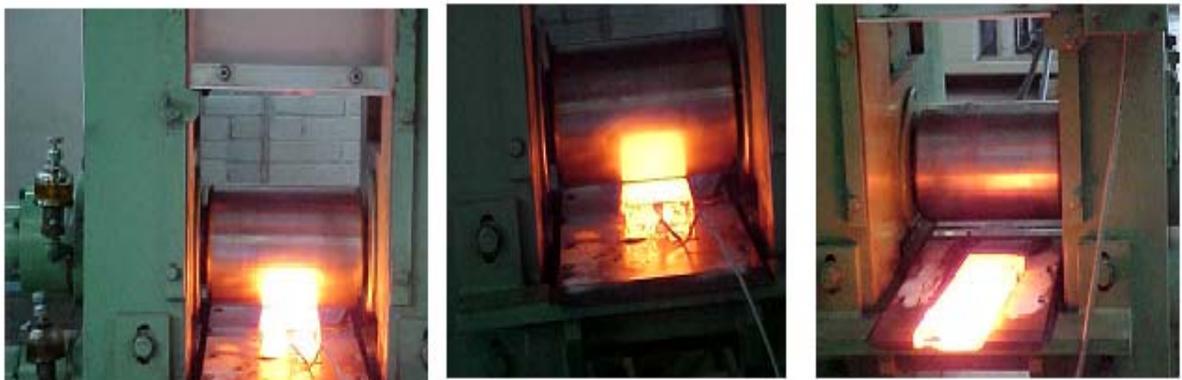


Figura 29. Probeta siendo sometida a reducción en la laminadora.

5.- Habiendo realizado el último paso de reducción la probeta se someterá a un enfriamiento acelerado hasta llegar a una temperatura $\approx 650^{\circ}\text{C}$ para las condiciones de rocío y nitrógeno forzado y posteriormente se dejan enfriar al aire hasta llegar a temperatura ambiente.

3.3 Medios de enfriamiento.

- a) Enfriado de la placa en agua para retener la estructura a alta temperatura ($\approx 40^{\circ}\text{C/s}$).
- b) Enfriado de la placa en rocío ($\approx 13^{\circ}\text{C/s}$).
- c) Enfriado de la placa con gas nitrógeno forzado ($\approx 6.5^{\circ}\text{C/s}$).
- d) Enfriado de la placa en aire (sin enfriamiento acelerado $\approx 1^{\circ}\text{C/s}$).

3.4 Caracterización de las probetas sometidas a diferentes velocidades de enfriamiento.

- a) Las probetas se prepararán mediante procedimientos metalográficos establecidos y se atacarán químicamente.
- b) Se determinará el tamaño de grano mediante la técnica de intersección lineal.
- c) Las muestras metalográficas se emplearán para llevar a cabo la caracterización de aquellos precipitados que se hayan generado en ésta etapa de laminación, mediante técnicas de microscopía anteriormente mencionadas como microscopía electrónica de barrido (SEM), microscopía electrónica de transmisión (TEM) y microscopía óptica.
- d) Aquellos precipitados que por su tamaño no puedan resolverse por microscopía electrónica de barrido, se prepararán películas delgadas, para observarlas en un microscopio electrónico de transmisión, la identificación de precipitados por esta técnica será a partir de patrones de difracción electrónica.
- e) Para la determinación de las propiedades mecánicas, tales como resistencia a la cedencia y resistencia a la tensión obtenidas después del tratamiento termomecánico del acero, se prepararán probetas para ensayos mecánicos según la norma ASTM-E8, así como también se evaluarán las durezas de cada una de las probetas.

CAPÍTULO 4

RESULTADOS

4.1 CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL

4.1.1 Microestructura del acero de colada.

A continuación se muestra la microestructura del acero de colada.

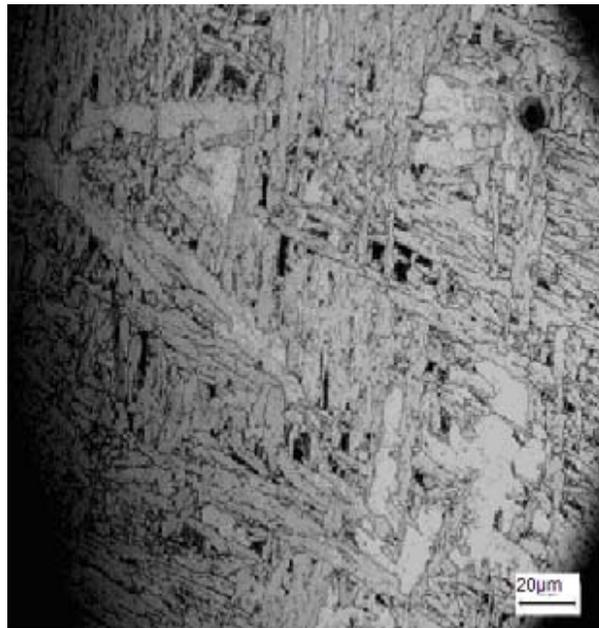


Figura 30. Fotografías tomadas en microscopio óptico que muestran la microestructura de colada del acero grado API X-80.

La Figura 30 muestra la microestructura del acero grado API X-80 en la condición de llegada (colada continua). Como se puede observar en la figura, la microestructura consiste de granos de ferrita de tipo basáltico en donde dichos basaltos presentan un tamaño $\approx 20\text{-}80\mu\text{m}$ de longitud y $\approx 2\text{-}10\mu\text{m}$ de ancho.

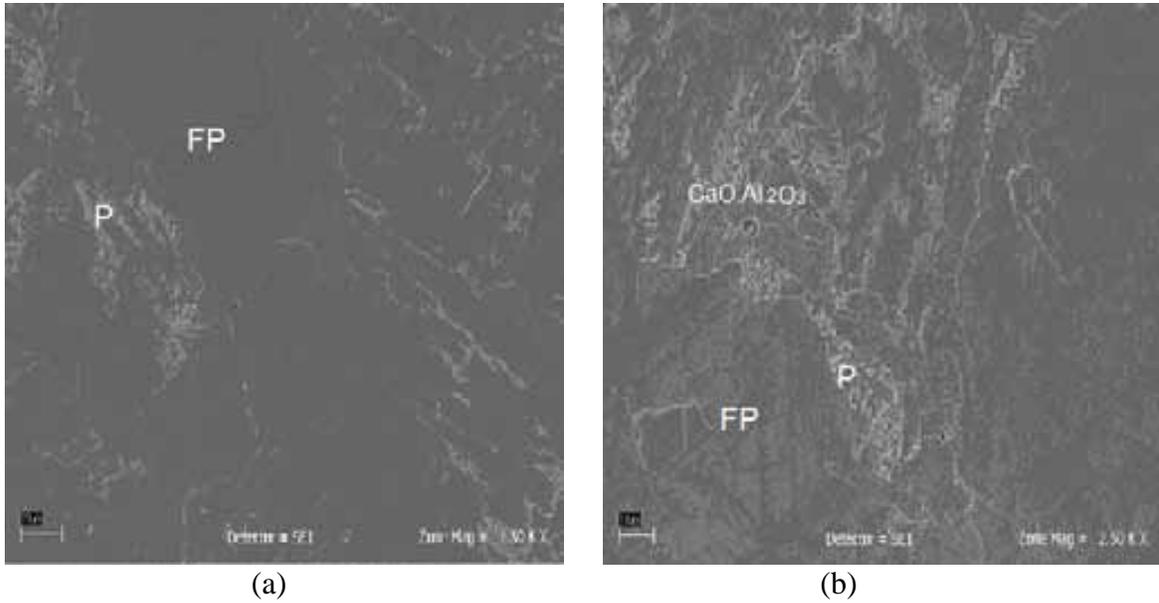


Figura 31. Fotografías tomadas en microscopio electrónico de barrido que muestran la microestructura de colada del acero grado API X-80, en donde FP (ferrita poligonal), P (perlita).

Las Figuras 31a y 31b muestra la microestructura del acero grado API X-80, en la condición de colada, en donde se muestra la presencia de perlita en los límites de grano de la ferrita poligonal. También se observa la presencia de partículas semiesféricas, las cuales fueron identificadas como inclusiones no-metálicas del tipo $\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$. El nivel de limpieza del acero, con respecto a la cantidad de inclusiones no-metálicas es mínima, por lo que la presencia de estas inclusiones no-metálicas, no afectarán sus futuras propiedades mecánicas.

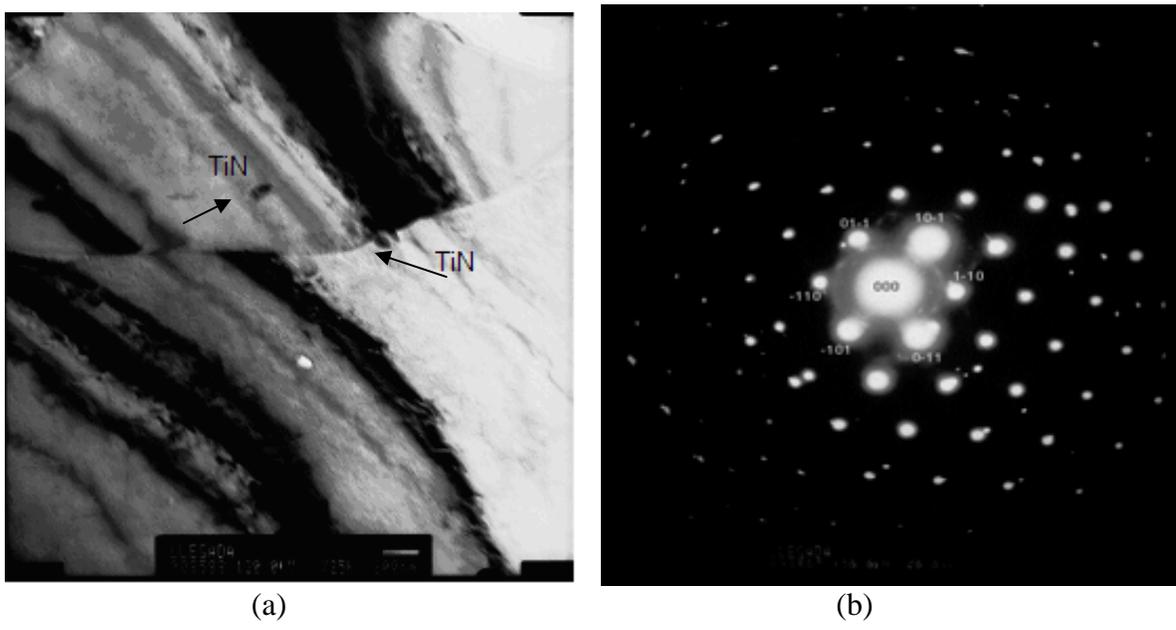


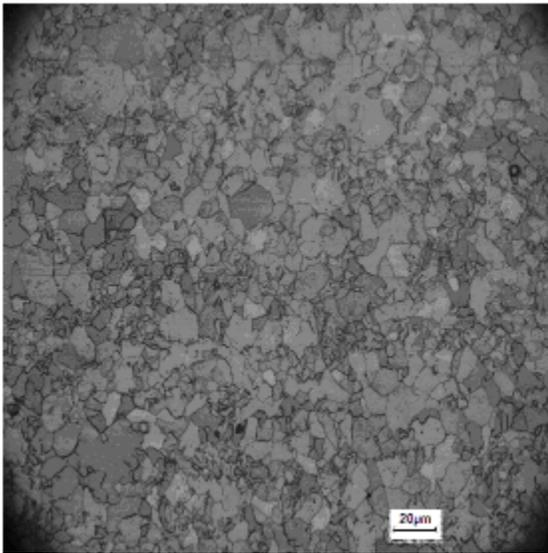
Figura 32. Fotografías tomadas en microscopio electrónico de transmisión que muestran la microestructura de colada del acero grado API X-80.

La figura 32a muestra precipitados de TiN cercanos a la frontera de grano, los cuales tienen un tamaño de $\approx 100-150$ nanómetros; la figura 32b muestra un patrón de difracción de la condición de colada, donde los puntos más intensos corresponden a la matriz ferrítica en donde se muestra la familia de planos $\{110\}$ con el eje de zona $[111]$.

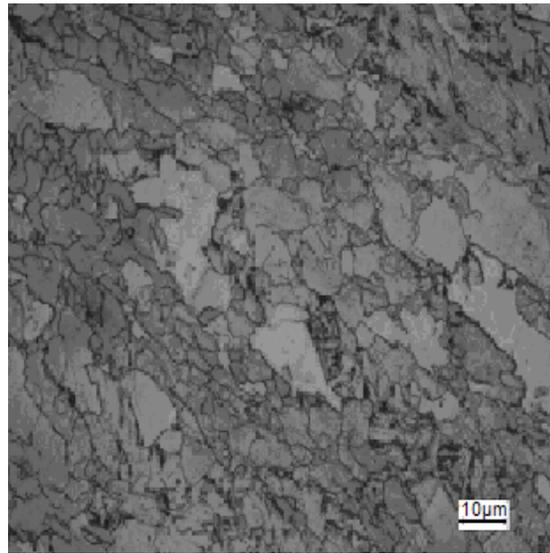
4.1.2 Microestructuras (microscopio óptico).

Las fotografías que se muestran a continuación, son las microestructuras obtenidas del acero después de haber sido trabajado termomecánicamente y sometido a diferentes velocidades de enfriamiento.

Acero Normalizado

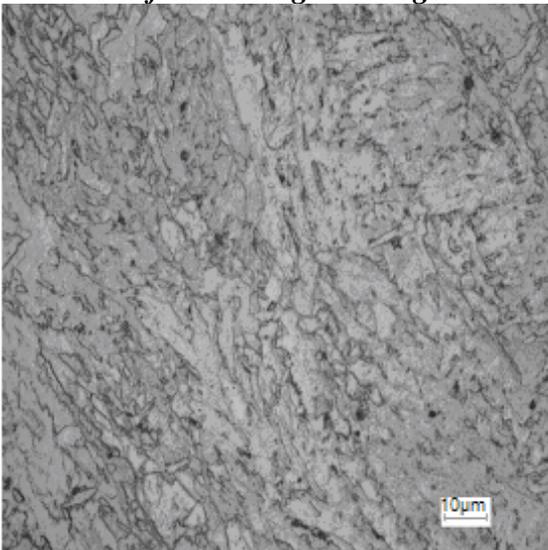


(a) Transversal

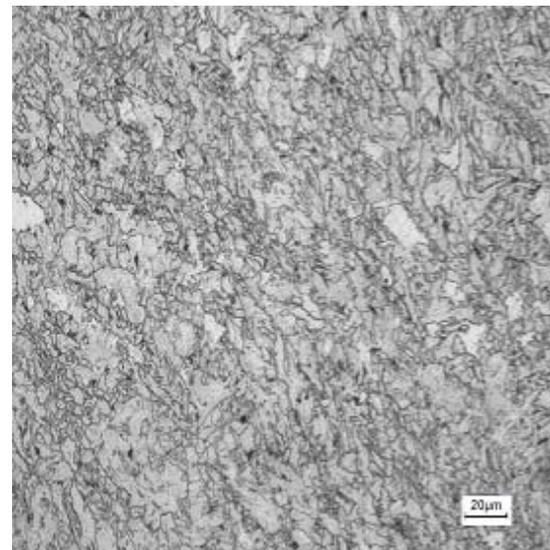


(b) Longitudinal

Acero enfriado con gas Nitrógeno

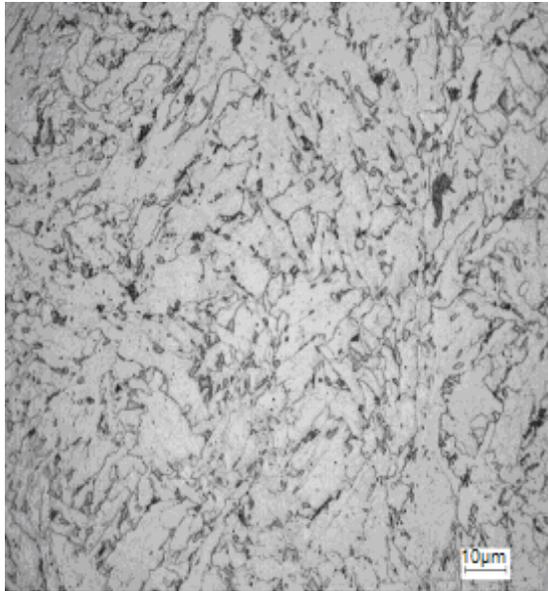


(a) Transversal

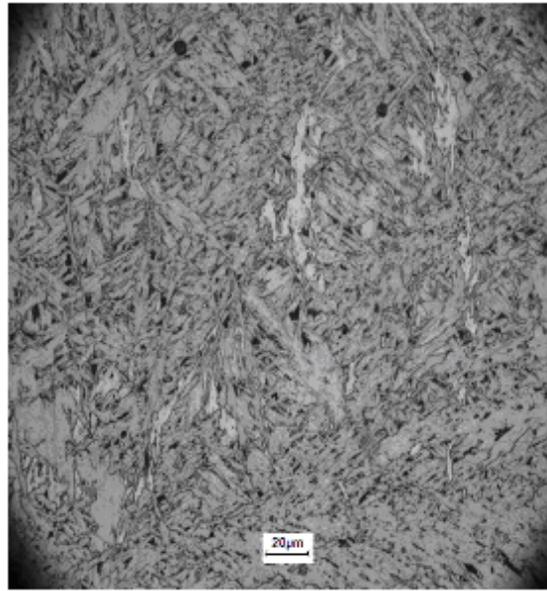


(b) Longitudinal

Acero enfriado con rocío de agua

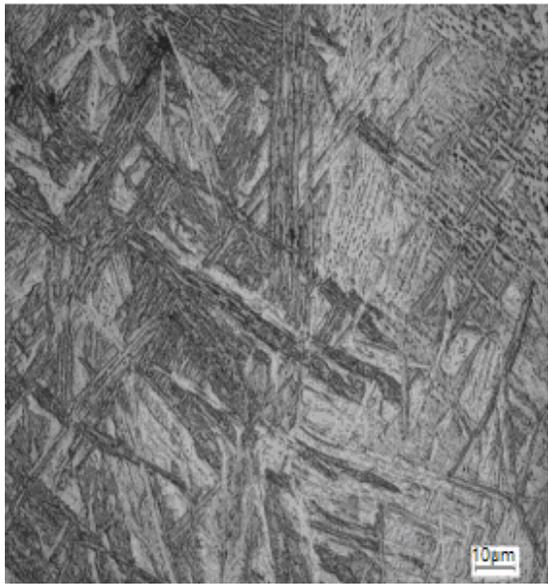


(a) Transversal

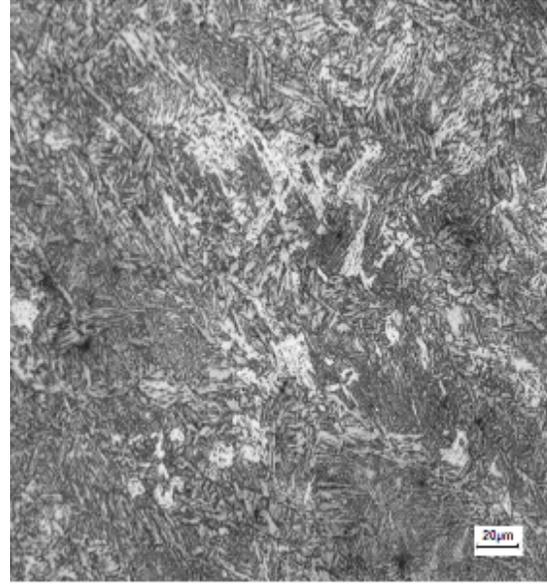


(b) Longitudinal

Acero Templado



(a) Transversal



(b) Longitudinal

Figura 33. Esta figura muestra las microestructuras obtenidas en el microscopio óptico del acero que fue sometido a diferentes velocidades de enfriamiento; Normalizada ($\approx 1^\circ\text{C/s}$), Gas Nitrógeno ($\approx 6.5^\circ\text{C/s}$), Rocío de agua ($\approx 13^\circ\text{C/s}$) y Templada ($\approx 40^\circ\text{C/s}$).

Se observa de las fotografías anteriores que el tamaño de grano disminuye conforme la velocidad de enfriamiento aumenta. Midiendo los tamaños de grano se obtuvieron los siguientes valores: *Normalizada* ($\approx 10\mu\text{m}$ transversal y $\approx 15\mu\text{m}$ longitudinal); *gas Nitrógeno* ($\approx 7\mu\text{m}$ transversal y $\approx 10\mu\text{m}$ longitudinal); *rocío de agua* ($\approx 5\mu\text{m}$ transversal y $\approx 7\mu\text{m}$ longitudinal); *Templada* ($\approx 22\mu\text{m}$ en ambas direcciones).

4.1.3 Microestructuras (SEM).

Las siguientes fotografías muestran las microestructuras obtenidas en el microscopio electrónico de barrido.

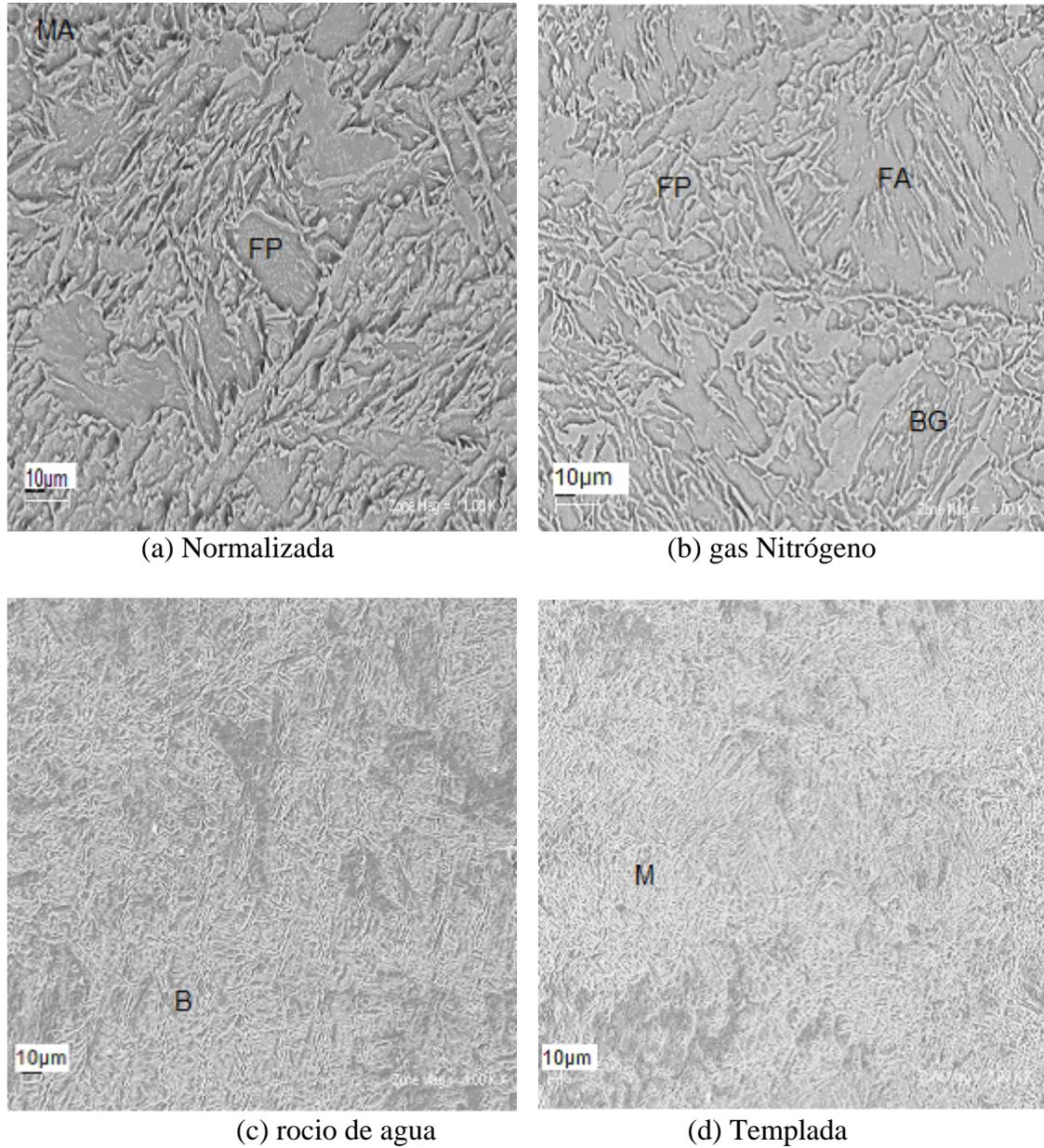


Figura 34. Esta figura muestra las microestructuras obtenidas en la dirección longitudinal de la laminación en el microscopio electrónico de barrido del acero que fue sometido a diferentes velocidades de enfriamiento ; (a) Normalizada ($\approx 1^{\circ}\text{C/s}$), (b) Gas Nitrógeno ($\approx 6.5^{\circ}\text{C/s}$), (c) Rocío de agua ($\approx 13^{\circ}\text{C/s}$) y (d) Templada ($\approx 40^{\circ}\text{C/s}$). En donde FP (ferrita Poligonal), MA (microconstituyente Martensita-Austenita), FA (ferrita Acicular), BG (bainita granular), B (bainita), M (martensita).

De las fotografías anteriores, se observa más claramente la reducción en el tamaño de grano conforme la velocidad de enfriamiento aumenta, así como una disminución en la cantidad de

ferrita poligonal y un aumento en la cantidad de ferrita acicular, también se observa la aparición de la fase bainítica y de la fase martensítica para la muestra templada

4.1.4 Microestructuras (TEM).

Las siguientes fotografías fueron tomadas en el microscopio electrónico de transmisión, en donde se muestran las microestructuras, junto con sus respectivos patrones de difracción de cada condición de enfriamiento a la que fue sometido el acero.

Acero Normalizado.

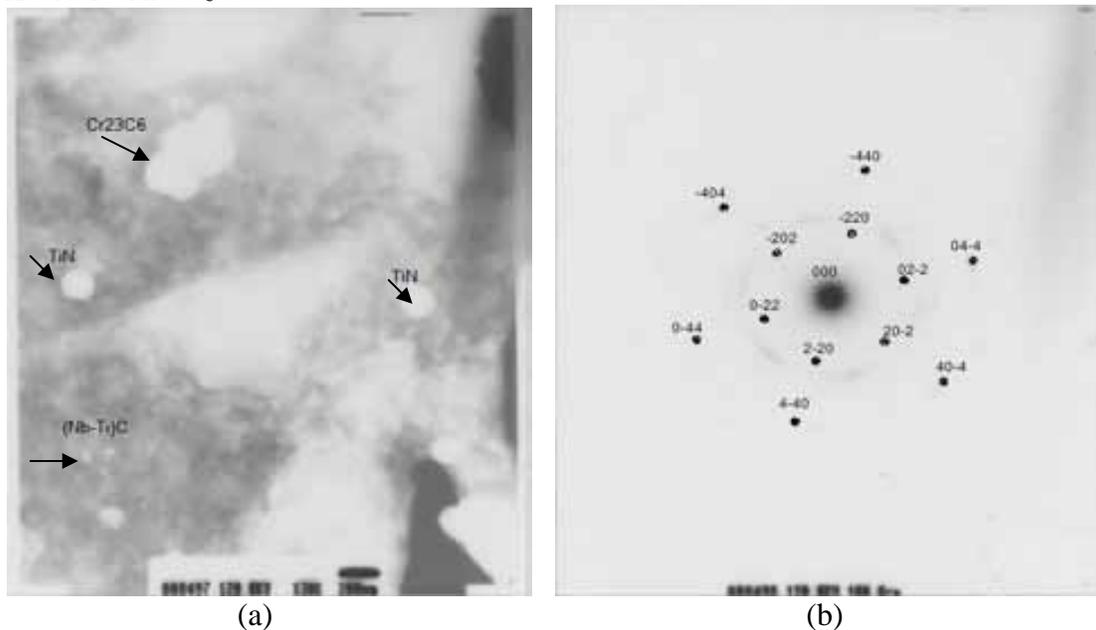


Figura 35. (a) se observan (Nb,Ti)C esféricos(≈5-15nm) y TiN (≈150-200nm), nucleados dentro de la matriz ferrítica, (b) Patrón de difracción que muestra las familias de planos {220} y {440} de un carburo de Cromo (Cr₂₃C₆) con el eje de zona [111].

Se observa de la Figura 35a, la presencia de los nitruros de Titanio que se forman en la fase líquida del acero, precipitados de (Nb,Ti)C que contribuyen en mayor medida al endurecimiento por precipitación, ya que las dislocaciones no los cortan y carburo de cromo dentro de la matriz ferrítica.

Acero enfriado con Gas Nitrógeno.

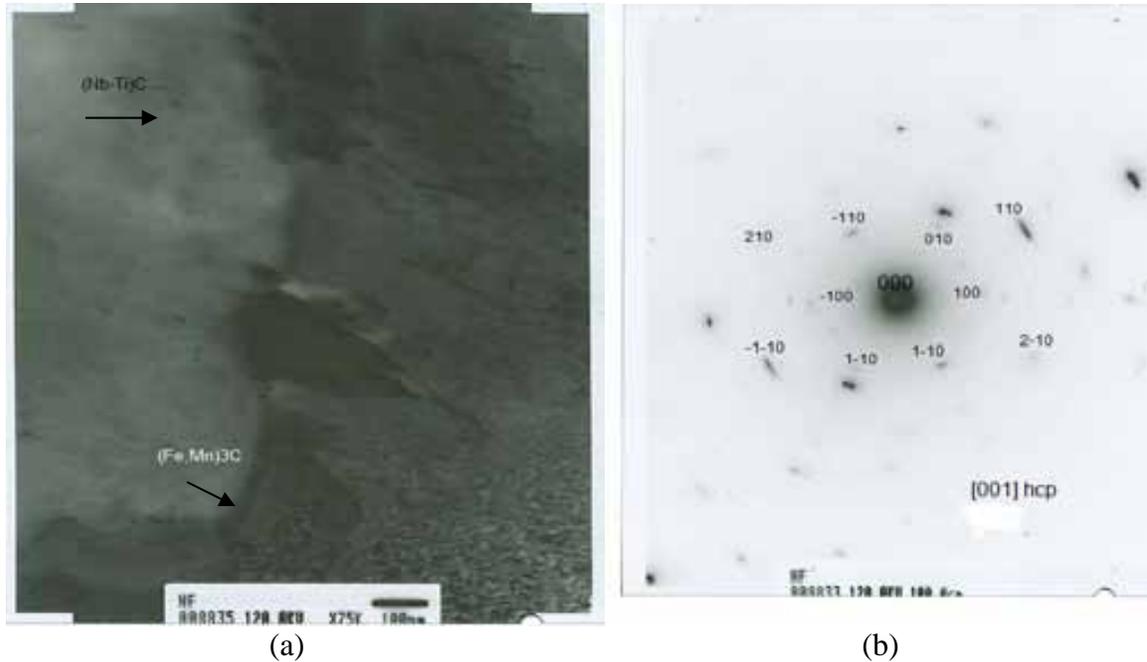
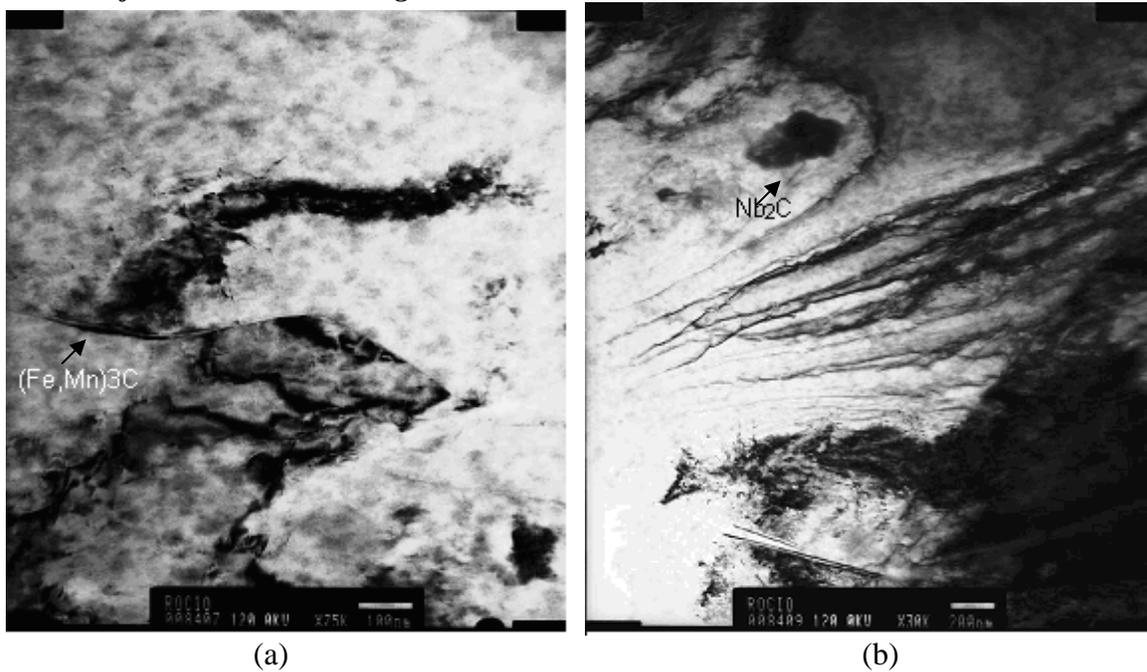
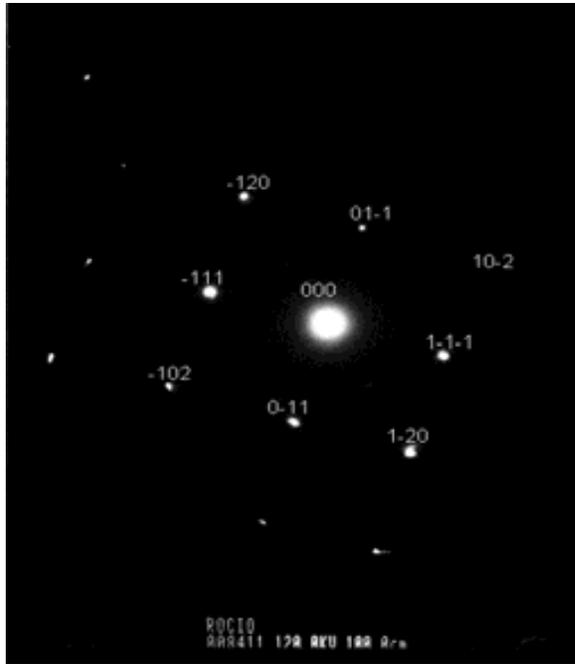


Figura 36. (a) se observa la presencia de $(\text{Nb,Ti})\text{C}$ ($\approx 1\text{-}5\text{nm}$) sobre la matriz y en el borde de grano, así como también un precipitado del tipo $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$ sobre el borde de grano, (b) patrón de difracción sobre la matriz que muestra las familias de planos $\{100\}$, $\{110\}$ y $\{210\}$ difractados de un carburo de Niobio con el eje de zona $[001]$.

Se observa de la figura 36a, una columna de precipitados $(\text{Nb,Ti})\text{C}$ que probablemente nuclearon sobre una frontera de grano ferrítico, la cual posteriormente emigró durante el subsecuente enfriamiento.

Acero enfriado con rocío de agua.





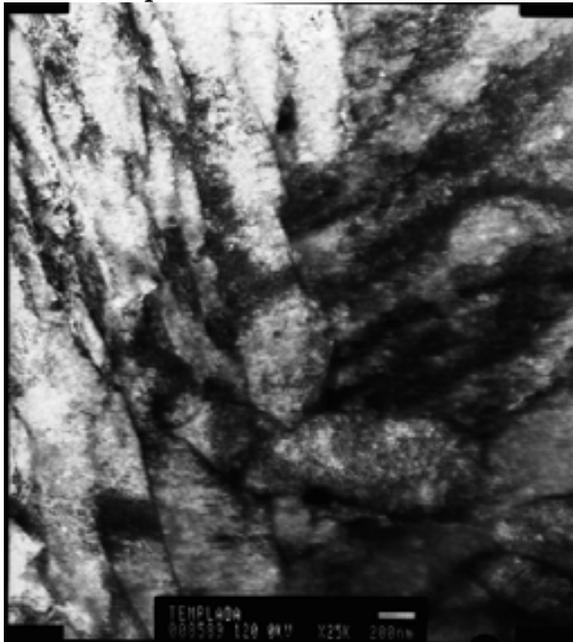
(c)



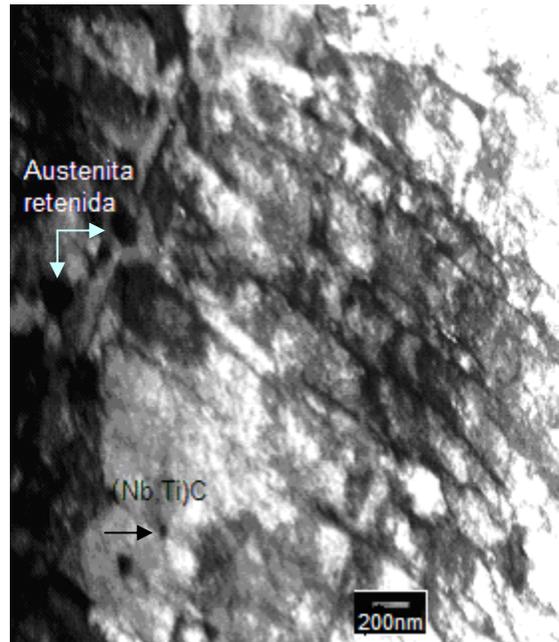
(d)

Figura 37. (a) se muestra la presencia de un precipitado del tipo $(Fe,Mn)_3C$ sobre el borde de grano, (b) se observa un precipitado Nb_2C ($\approx 500nm$), (c) El patrón de difracción muestra los puntos difractados del Nb_2C , mostrando las familias de planos $\{111\}$, $\{110\}$ y $\{210\}$ con el eje de zona $[211]$, (d) estructura bainítica del acero,

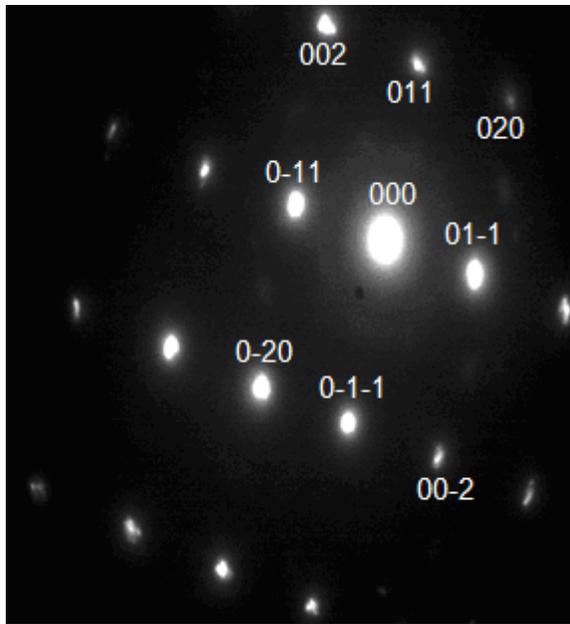
Acero Templado.



(a)



(b)



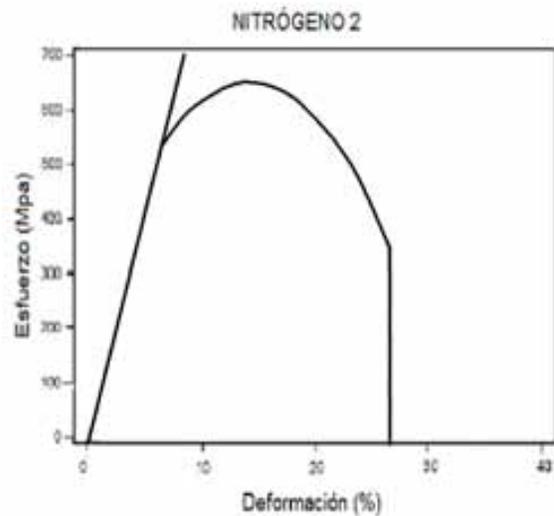
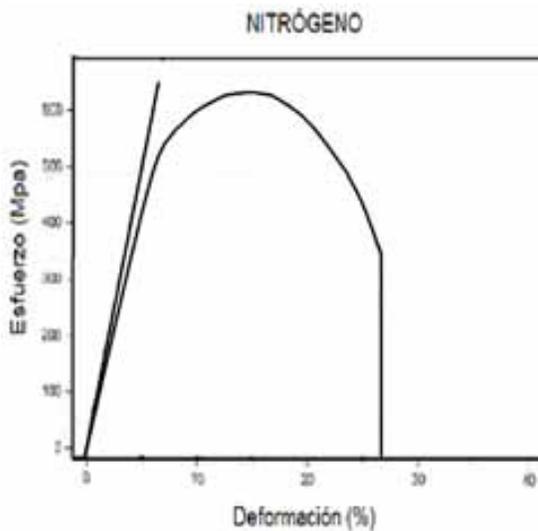
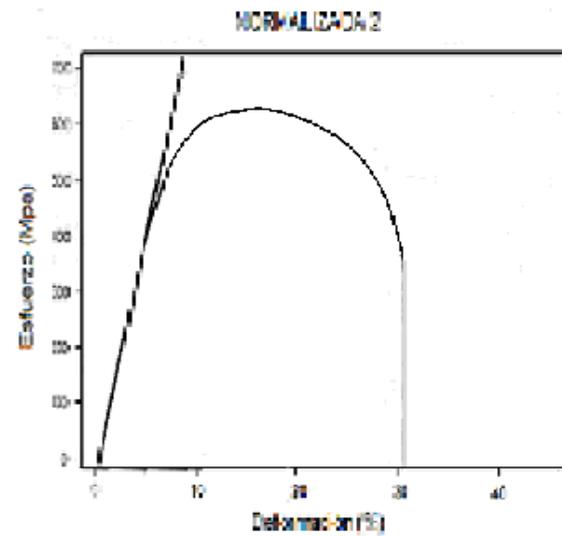
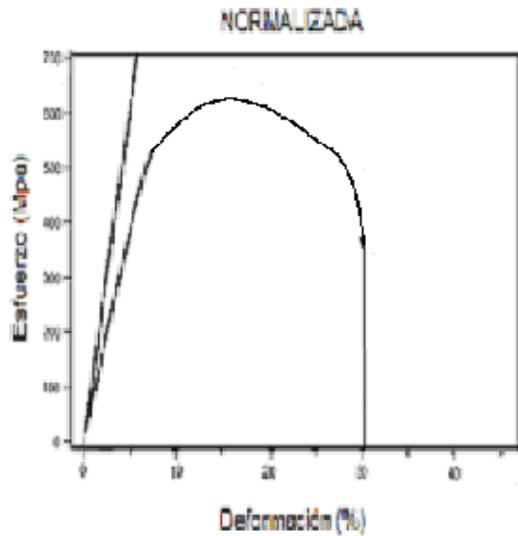
(c)

Figura 38. (a) estructura martensítica, (b) presencia de austenita retenida en la fase martensítica, así como precipitados (Nb,Ti)C sobre el borde de las placas martensíticas, (c) patrón de difracción de la martensita donde se difractan las familias de planos $\{110\}$ y $\{200\}$ con el eje de zona $[100]$.

4.2 PROPIEDADES MECÁNICAS

4.2.1 gráficas de los ensayos esfuerzo-deformación.

Después de realizar el procedimiento experimental, se prepararon probetas para ensayo de tensión siguiendo las indicaciones de la norma ASTM-E8, las cuales después de ser sometidas a los ensayos mecánicos arrojaron los siguientes resultados.



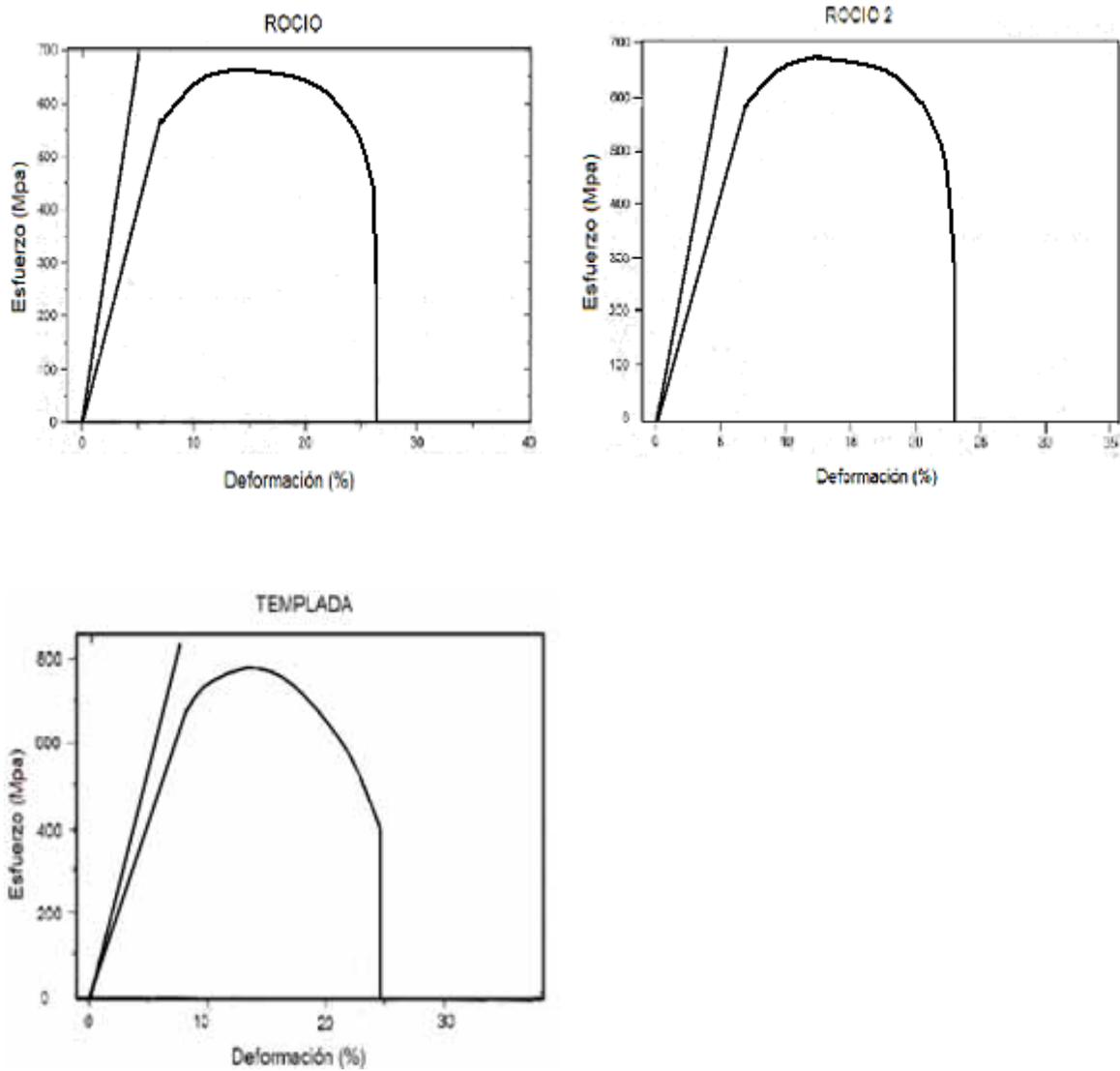


Figura 39. gráficas que muestran las tendencias de las curvas “esfuerzo-deformación” de los ensayos mecánicos realizados a las probetas de cada una de las velocidades de enfriamiento.

Tabla 2. Resultados numéricos de las curvas de “esfuerzo-deformación” mostradas en la Figura 39.

	YS (Mpa)	TS (Mpa)	YS/TS	Et (Lf-Lo/Lo) X100
N	510	607	0.83	25
N(2)	520	620	0.84	24.6
NF	530	631	0.82	20.3
NF(2)	520	648	0.83	20.6
R	560	660	0.86	20
R(2)	580	670	0.85	17.8
T	680	778	0.87	15.6

4.2.2 gráficas de valores de los ensayos mecánicos.

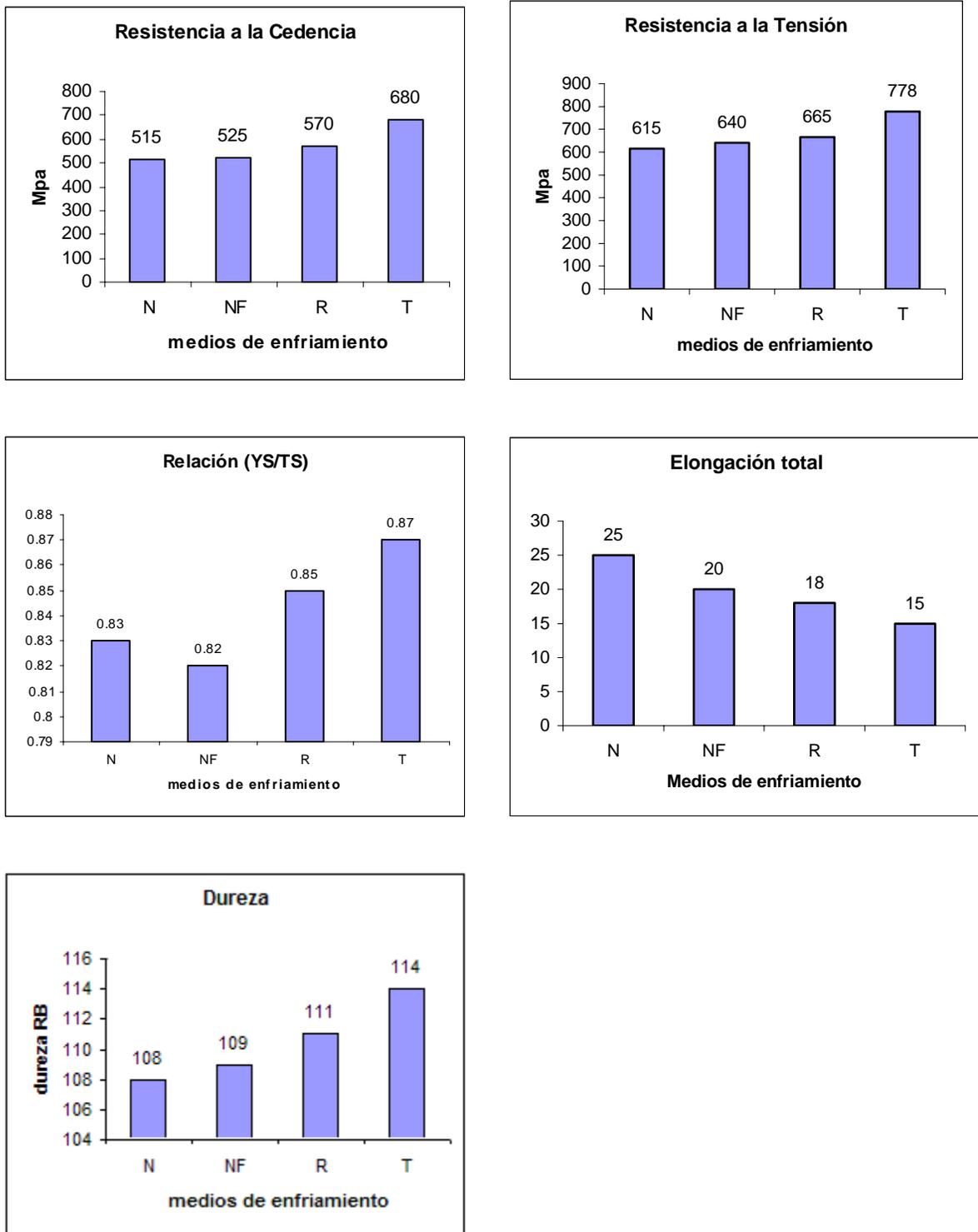


Figura 40. gráficas que muestran los valores de las propiedades mecánicas reportadas en la tabla 2, donde N= normalizada, NF= nitrógeno forzado, R= rocío de agua y T= Templada.

4.3 ANÁLISIS DE LOS MECANISMOS DE ENDURECIMIENTO.

4.3.1 Relación entre composición química, tamaño de grano, dislocaciones y precipitados con las propiedades mecánicas del acero bajo estudio.

La relación entre el límite de fluencia y la microestructura para los aceros microaleados no es directa, esta relación de microestructura y propiedades se debe de trabajar de tal forma que se relacionen sus valores de límite de fluencia con los siguientes mecanismos de endurecimiento:

- a) Endurecimiento por solución sólida de elementos sustitucionales (σ_{ss}) y endurecimiento, adicional por la adición de elementos intersticiales (σ_{in}).
- b) Endurecimiento por precipitación de carburos (σ_{ppt}).
- c) Endurecimiento por tamaño de grano
- d) Endurecimiento por dislocaciones.
- e) Transformación de fase

Tabla 3. Composición Química del acero API-X80

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%Ni	%Al	%Co
0.0510	0.1247	1.532	0.0066	0.0036	0.2040	0.0327	0.1250	0.0647	0.0056
%Cu	%Nb	%Ti	%V	%Pb	%Fe				
0.2325	0.0974	0.0144	<0.0000	0.0054	97.5				

Tabla 4. propiedades mecánicas obtenidas del acero bajo estudio.

Acero API-X80	YS		UTS		E (%)
	(psi)	(MPa)	(psi)	(MPa)	
Normalizado	74695	515	95145	615	25
Enfriado con gas Nitrógeno	76145	525	92824	640	20
Enfriado con rocío de agua	82672	570	92099	665	18
Templado	98626	680	112840	778	15

Para determinar el endurecimiento por solución sólida debido a elementos sustitucionales y elementos intersticiales, se puede estimar el límite de fluencia base, en términos de su composición química (la cual nuevamente es mostrada en la tabla 3) y el tamaño de grano, de acuerdo con la Ec. (60) [30], la cual se ha utilizado para aceros al carbono y ha sido recientemente utilizada para estudiar el comportamiento de la precipitación en aceros microaleados de alta resistencia mecánica y baja aleación.

$$\sigma_{base} = \sigma_0 + [15.4 - 30C + 6.09 / (0.8 + Mn)] d^{-1/2} \quad (60)$$

donde

$$\sigma_o = 63 + 23Mn + 53Si + 700P$$

d = diámetro promedio de grano obtenido después del tratamiento termomecánico

Tabla 5. Valor de σ_o para el acero bajo estudio

Acero API-X80	C	Mn	Si	P	σ_o (MPa)
	0.0510	1.532	0.1247	0.0066	109.46

La Tabla 5 muestra la contribución de σ_o (MPa) en función de los elementos C, Mn, Si y P.

Tabla 6. Valor de σ_{base} para el acero bajo estudio

Acero API-X80	Diámetro promedio (mm)	σ_{base} (Mpa)
Normalizado	.015	244
Enfriado con gas Nitrógeno	.010	275
Enfriado con rocío de agua	.007	307
Templado	.022	221

La Tabla 6 reporta el valor de σ_{base} de cada una de las condiciones de enfriamiento, tomando en cuenta la composición química del acero y el tamaño de grano promedio final de cada una de las velocidades de enfriamiento.

Tabla 7. Contribución del σ_{base} al límite de fluencia (Y.S.)

Acero API-X80	YS (reportado) (MPa)	σ_{base} (calculado) (MPa)	Contribución de σ_{base} al Y.S (%)
Normalizado	515	244	47
Enfriado con gas Nitrógeno	525	275	53
Enfriado con rocío de agua	570	307	54

Templado	680	221	33
----------	-----	-----	----

Como se puede observar en la Tabla 7, se presenta la contribución del σ_{base} al límite de fluencia; en la muestra enfriada con rocío de agua se observa la mayor contribución con 54% y en la muestra templada se observa la menor contribución con 33%.

Se ha reportado que la contribución del endurecimiento por dislocaciones, se puede calcular de acuerdo con la ecuación (61):

$$\sigma_{dis} = \alpha M G b \rho^{1/2} \quad [31 \text{ a } 36] \quad (61)$$

donde α es un factor geométrico que depende del tipo de interacción de la dislocación, M es el valor promedio del factor de Taylor para policristales, G es el módulo de corte, b es la magnitud del vector de Burgers y ρ es la densidad de dislocaciones. Con el propósito de tener una estimación de la contribución del endurecimiento por dislocaciones, se han considerado los siguientes valores: $\alpha=0.3$, $M=3$, $G=81,600$ MPa, $b=0.248$ nm y la densidad de dislocaciones para aceros toma un rango de 1×10^{12} a $9 \times 10^{12} \text{ m}^{-2}$ [35,40]. Tomando en cuenta que para cada velocidad de enfriamiento la densidad de dislocaciones varía, se tomarán valores promedio dentro del rango anteriormente mencionado. Para la muestra normalizada se tomará un valor de $3 \times 10^{12} \text{ m}^{-2}$, para la muestra enfriada con gas nitrógeno se tomará un valor de $5 \times 10^{12} \text{ m}^{-2}$, para la muestra enfriada con rocío de agua se tomará un valor de $7 \times 10^{12} \text{ m}^{-2}$, y para la muestra templada se tomará el máximo valor de $9 \times 10^{12} \text{ m}^{-2}$.

Tabla 8. Contribución del σ_{base} , σ_{dis} al límite de fluencia (Y.S.)

Acero API-X80	YS (reportado) (MPa)	σ_{base} (calculado) (MPa)	σ_{dis} (calculado) (MPa)	$\sigma_{base} + \sigma_{dis}$ (calculado) (MPa)	% de contribución $\sigma_{base} + \sigma_{dis}$ (Mpa)
Normalizado	515	244	100	344	67
Enfriado con gas Nitrogeno	525	275	129	404	77
Enfriado con rocío de agua	570	307	153	460	80
Templado	680	221	174	395	58

En la Tabla 8 se muestra el porcentaje en que teóricamente contribuyen σ_{base} y σ_{dis} para cada velocidad de enfriamiento. Se observa que la muestra normalizada varía de 47 hasta 67%, la muestra enfriada con Nitrógeno varía de 53 hasta 77%, la muestra enfriada con rocío de agua varía de 54 hasta 80% y la muestra templada varía de 33 hasta 58%.

Información adicional se ha dado para calcular la contribución del endurecimiento por precipitación en aceros [37, 38], por ejemplo, de acuerdo con Gladman y colaboradores [33], el modelo de Ashby-Orowan, para la contribución de la precipitación al límite de fluencia puede expresarse de acuerdo con la ecuación (62):

$$\sigma_{pp} = (0.538 G b f^{1/2}/X) (\ln X/2b) \quad [33,41] \quad (62)$$

donde G es el modulo de corte = 81,600 MPa, b es el vector de Burgers = 0.248 nm, f es la fracción en volumen de los precipitados y X es el tamaño promedio del diámetro del precipitado.

Para evaluar la contribución de la precipitación al límite de fluencia, se tomarán como base para el cálculo, un rango de valores de entre 1×10^{-3} y 5×10^{-3} en fracción en volumen de precipitados [40,41], reportados para aceros trabajados termomecánicamente con un diámetro de entre 3 a 20 nm, ya que este promedio de tamaño es el óptimo para el endurecimiento por precipitación [34]. Tomando en cuenta las diferencias en las velocidades de enfriamiento utilizadas en cada una de las muestras, la muestra normalizada tendrá una mayor cantidad de precipitados y la muestra templada tendrá la menor cantidad de precipitados.

Tomando en cuenta que hay una gran variedad de tamaños de precipitados, se tomará en cuenta un tamaño de precipitado promedio de 20 nm, como se muestra en la tabla 9.

Tabla 9. Diámetro y fracción en volumen de precipitados.

Acero API-X80	Diámetro promedio de precipitado (nm)	Fracción en en volumen de precipitados
Normalizado	20	.005
Enfriado con gas Nitrogeno	20	.003
Enfriado con rocío de agua	20	.002
Templado	20	.001

Tabla 10. Contribución total de los mecanismos de endurecimiento a la cedencia.

Acero API-X80	YS (reportado) (MPa)	σ_{base} (calculado) (MPa)	σ_{dis} (calculado) (MPa)	σ_{pp} (calculado) (MPa)	$\sigma_{base} + \sigma_{dis} + \sigma_{pp}$ (calculado) (MPa)	% de contribución $\sigma_{base} + \sigma_{dis}$ (Mpa)
Normalizado	515	244	100	142.3	486.3	94
Enfriado con gas Nitrogeno	525	275	129	110.2	514.2	97
Enfriado con rocío de agua	570	307	153	92.3	552.3	96
Templado	680	221	174	63.7	458.7	68

Como se puede observar en la tabla 10, la contribución máxima del endurecimiento por precipitación para un tamaño promedio de precipitado de 20 nm casi alcanza el 100% de la resistencia a la cedencia total de las muestras normalizada, enfriada con gas y enfriada con rocío

de agua, no siendo así para la muestra templada. En la Figura 41 se puede observar gráficamente la variación de la resistencia a la cedencia con respecto a la fracción en volumen de los precipitados.

Se debe hacer énfasis en que los valores de fracción en volumen de precipitados y tamaño de los mismos, son valores “promedio”, es decir, se tomó en cuenta el rango de valores utilizados en otros trabajos, [33,36,40,41] para aceros trabajados termomecánicamente, similares a los reportados en este trabajo; no se cuenta con un valor exacto de estos, por lo que los resultados obtenidos son para esquematizar la más probable contribución de la precipitación a la resistencia a la cedencia.

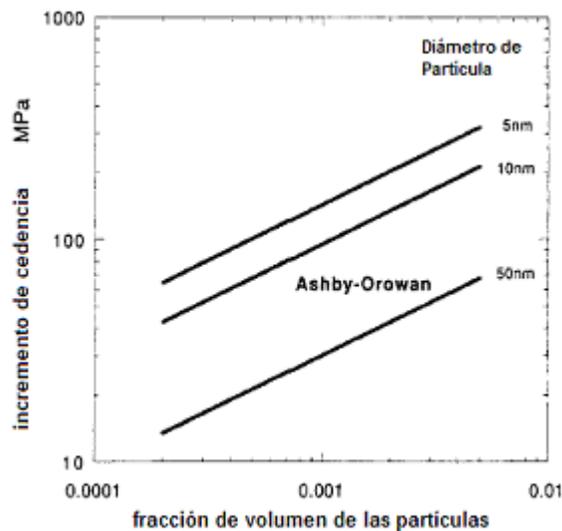


Figura 41. Incremento en la cedencia con respecto a la fracción en volumen de precipitados_[33].

Se puede observar que la contribución de la precipitación a la resistencia a la cedencia del acero templado es baja con respecto a los demás aceros, esto es debido a que el carbono en su mayoría se encuentra distribuido en la matriz como un soluto intersticial, lo cual provoca una gran distorsión tetragonal, y los precipitados no provocan un gran incremento en la solución sólida (martensita)_[33].

CAPITULO 5

ANÁLISIS DE RESULTADOS

Microestructura.

La estructura original del acero de colada, consta de ferrita con pequeñas islas de perlita, Figura 30, en donde se puede apreciar una gran cantidad de ferrita poligonal $\approx 90\%$, Figuras 31(a) y 31(b).

Después de que el acero fue tratado termomecánicamente, se pueden observar los cambios en la microestructura, Figura 33. Se puede apreciar una mezcla de ferrita y bainita; conforme la velocidad de enfriamiento aumenta, la cantidad de ferrita disminuye, la bainita aumenta, así como el tamaño de grano disminuye [2,42]. En un acero hipoeutectoide, como el que se analizó, a una temperatura justo por debajo del diagrama TTT, la difusión es muy lenta y aumenta el tiempo total de transformación. A bajas temperaturas de transformación las laminillas en la perlita tendrían que ser muy delgadas y, en consecuencia, el área interfacial entre la ferrita y las laminillas de cementita sería muy grande. Debido a la energía asociada en la interfaz ferrita-cementita, la energía total del acero sería muy elevada. El acero puede reducir dicha energía al permitir que la cementita precipite en forma de partículas discretas y redondas en la matriz de ferrita. Este nuevo microconstituyente, o nuevo arreglo de ferrita y cementita es la bainita [16]. Esto da como resultado el aumento en la bainita conforme la velocidad de enfriamiento aumenta.

Hay una gran cantidad de ferrita poligonal para la muestra normalizada, Figura 34(a), con pequeñas islas de microconstituyente de M-A y bainita granular. Para la muestra enfriada con gas nitrógeno la microestructura fue predominantemente bainítica, con una notable disminución de la ferrita poligonal y se aprecia la ferrita acicular, Figura 34(b). En la muestra enfriada con rocío de agua se observa una mayor cantidad de ferrita acicular (bainita), Figura 34(c). En la muestra templada se observa una microestructura martensítica, Figura 34(d).

Cuando el carbono es rechazado durante la formación de ferrita, este difunde entre la austenita remanente, provocando así un aumento en la concentración de la austenita. Esto conlleva a un aumento en la dureza de la austenita no transformada. Por lo tanto, un aumento en la velocidad de enfriamiento, la disminución del tiempo disponible para la transformación por difusión, la mayor cantidad de austenita disponible para la transformación de fase con módulo de corte, provoca que esta austenita con alta concentración de carbono al ser enfriada se transforma en microconstituyente M-A (martensita-austenita) [42].

Este tipo de microestructuras coinciden con lo descrito en un diagrama de transformación de enfriamiento continuo (CCT), que nos dice que a bajas velocidades de enfriamiento se obtiene

ferrita, conforme se aumenta la velocidad de enfriamiento, la ferrita disminuye y la bainita aumenta y a grandes velocidades de enfriamiento se obtiene una estructura martensítica_[42].

En la Figura 32(a), se observan precipitados de TiN, que nuclearon de una manera heterogénea sobre el borde de grano y su patrón de difracción que confirma la estructura ferrítica.

En la figura 35(a) se observan precipitados con un tamaño ($\approx 150-200\text{nm}$) con distribución aleatoria sobre la matriz del tipo de TiN, pequeños precipitados ($\approx 5-15\text{nm}$) de (Nb-Ti)C y un precipitado de Cr_{23}C_6 . El titanio invariablemente forma carbonitruros tanto en el acero líquido o durante la solidificación, previniendo el crecimiento de grano durante las etapas previas y posteriores del proceso termomecánico. El TiN es termomecánicamente estable en la austenita y la ferrita. La Figura 35(b) nos muestra el patrón de difracción del carburo de Cromo.

En las Figuras 36(a) y 37(a) se observan precipitados del tipo $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$, nucleados en las fronteras de grano, su morfología es alargada, estos precipitados se forman en fronteras de gran ángulo en donde la orientación de la matriz es diferente, también en la Figura 36(a) se observan pequeñas hileras de precipitados de Nb y Ti que posiblemente nuclearon sobre un borde de grano, pero cuando el grano creció, los precipitados quedaron dentro de la matriz. La Figura 36(b) nos muestra el patrón de difracción de un carburo de niobio presente en la microestructura.

Precipitados con un tamaño ($\approx 1-5\text{nm}$) del tipo (Nb,Ti)C, Figura 36(a), situados dentro de la matriz y en subfronteras de grano. Se considera que este tipo de precipitados nuclean de una manera coherente con la matriz _[20]. Las subfronteras de grano y dislocaciones son los sitios preferenciales en donde se forman estos precipitados. Anclándose las subfronteras debido a la presencia de estos precipitados durante el proceso de laminación, se retarda el proceso de recuperación y recristalización.

Precipitados con un tamaño ($\approx 1-5\text{nm}$) del tipo (Nb,Ti)C, Figuras 39(a) y 41(d), se forman principalmente sobre dislocaciones.

Los precipitados con un rango de tamaño (3-20nm) son considerados óptimos para el endurecimiento por precipitación, ya que el espaciamiento interpartícula es óptimo para el endurecimiento.

Los precipitados de diferentes tamaños son formados en diferentes etapas del procesamiento. Precipitados ($> \approx 100\text{nm}$) formados a altas temperaturas en la región austenítica, precipitados finos ($> \approx 20-50\text{nm}$) producidos por la precipitación inducida por deformación después de la laminación en la zona no recristalizada, precipitados de ($\approx 10-20\text{nm}$) formados en la región ferrítica de alta temperatura y precipitados muy finos de ($\approx 1-10\text{nm}$) formados durante el enfriamiento. Los precipitados de ($\approx 10-50\text{nm}$) preferencialmente se forman en dislocaciones y en interfases de austenita-ferrita y son incoherentes con la matriz. Los precipitados de ($\approx 1-10\text{nm}$) deberían ser coherentes con la matriz ferrítica y su precipitación provoca gran endurecimiento en los aceros. Lo anterior sugiere que la nucleación de los precipitados del tipo (Nb,Ti)C, ocurre heterogéneamente en fronteras de grano, subfronteras y dislocaciones _[20].

Propiedades Mecánicas.

El efecto de las velocidades de enfriamiento sobre la dureza, resistencia a la cedencia (YS), resistencia a la tensión (TS) y elongación, es reportado en la Tabla 2 y las gráficas se muestran en la Figura 40.

Se puede observar que a menores velocidades de enfriamiento los valores de las propiedades mecánicas como lo son, la dureza (Rockwell B), la resistencia a la cedencia y la resistencia a la tensión, adquieren sus valores más bajos, en contraste la elongación adquiere sus valores más altos. Estos valores concuerdan con la microestructura obtenida a bajas velocidades de enfriamiento que es la ferrita poligonal.

El incremento de la dureza, la resistencia a la cedencia y la resistencia a la tensión, así como la disminución de la elongación conforme la velocidad de enfriamiento aumenta, compete a la formación de microestructuras multifásicas consistentes de ferrita poligonal, bainita granular, ferrita acicular y microconstituyente M-A. Como se mencionó anteriormente, conforme la velocidad de enfriamiento aumenta la cantidad de ferrita poligonal disminuye al mismo tiempo que la cantidad de ferrita acicular aumenta.

La presencia de austenita retenida en la microestructura obtenida a diferentes velocidades de enfriamiento tiene un importante efecto sobre las propiedades mecánicas. La austenita retenida estable puede transformarse posteriormente en martensita. Debido al enriquecimiento de carbono, la dureza de la austenita retenida es mucho mayor que en la ferrita y esto también contribuye a incrementar la resistencia de las muestras que presentan bainita. La presencia de bainita y microconstituyente M-A conlleva a un decremento en la ductilidad del acero, por lo que los valores de elongación disminuyen como se muestra en la gráfica de elongación de la Figura 40.

En la muestra templada ($\approx 40^\circ\text{C/s}$), la microestructura es predominantemente martensítica. La dureza y la resistencia alcanzan sus valores máximos, así como la ductilidad alcanza su valor mínimo. Esto concuerda con lo anteriormente dicho, la austenita retenida rica en carbono transformó en martensita dándole al acero una gran resistencia.

La muestra enfriada con rocío de agua presenta el valor más alto en la relación YS/TS. Un incremento en dicha relación o un decremento de la capacidad de endurecimiento por deformación, reduce en el acero la capacidad de redistribuir tensiones a lo largo de los defectos.

Hemos visto como contribuyen diferentes factores al endurecimiento de un acero cuando este es procesado termomecánicamente. Un factor que contribuye a incrementar la resistencia del acero es la resistencia a la cedencia base (σ_{base}), tomando en cuenta la composición química del acero así como el tamaño de grano final después de haber sido procesado. Los resultados obtenidos concuerdan con la teoría de que a menor tamaño de grano mayor será la resistencia del acero. En la muestra templada se esperaba que se presentara el menor tamaño de grano debido a que la velocidad de enfriamiento fue la mayor de todas; al momento de medir el grano, se toma en cuenta que la microestructura martensítica se presenta por “paquetes”, es decir, son los paquetes orientados en una misma dirección los que se miden, dichos paquetes contienen una gran cantidad de Carbono disuelto en la matriz, lo cual provoca que la red tetragonal de la

martensita sea fuertemente distorsionada por este elemento intersticial, lo cual provoca una gran resistencia.

Las dislocaciones desempeñan un papel importante en los mecanismos de endurecimiento de los aceros, ya que no solo contribuyen en el mecanismo de endurecimiento por deformación sino que también en el mecanismo de precipitación. Cuando el acero es deformado, la dislocación se mueve, y al momento de llegar a la frontera de grano ya no puede moverse más provocando endurecimiento por deformación, también la dislocación tiene asociada cierta cantidad de energía que debe ser minimizada para que el sistema esté en equilibrio, los elementos aleantes que circundan a la dislocación precipitan sobre ésta provocando una disminución en la energía del sistema. También cuando una dislocación se mueve y pasa por donde hay un precipitado, deja un lazo que rodea a dicho precipitado aumentando por consecuencia la resistencia del material.

La dislocación puede interactuar con dos tipos de precipitados, precipitados duros y precipitados blandos. Los precipitados duros fueron los que se consideraron para la evaluación de la contribución de la precipitación en la resistencia del acero, es decir, son aquellos en que la dislocación deja sobre ellos un lazo a la hora de que esta se mueve, y los precipitados blandos que son cortados por la dislocación cuando esta pasa sobre ellos, los precipitados blandos contribuyen en una mucho menor cantidad a la resistencia final del acero.

Tomando en cuenta la velocidad de enfriamiento se determinaron las cantidades promedio de dislocaciones presentes en cada muestra analizada, de aquí que la muestra templada presenta una mayor contribución con respecto a las demás muestras a la resistencia a la cedencia, presentando también la menor elongación debido a la mayor cantidad de dislocaciones presentes en la muestra.

La fracción en volumen de precipitados es un mecanismo también importante en la contribución a la resistencia del acero, ya que los precipitados provocan la recristalización del grano deformado aumentando la resistencia de este.

En la tabla 20 se observa la contribución teórica de los mecanismos de endurecimiento. Se observa que ninguna llegó al 100% de la resistencia a la cedencia total reportada en la Figura 40, esto es debido a que no se cuantificó la resistencia producida por cambio de fase, o en la muestra templada no se cuantificó que cantidad de distorsión provoca el Carbono en la red tetragonal.

CAPITULO 6.

CONCLUSIONES.

Se ha visto que en la producción actual de aceros, el control de proceso termomecánico es un proceso que ahorra tiempo y dinero. Debido a que se obtienen microestructuras que provocan una gran resistencia a los aceros. Anteriormente los aceros eran sometidos a un proceso de revenido para obtener dichas microestructuras y propiedades mecánicas deseadas.

Con el desarrollo del proceso termomecánico, se elimina el proceso de revenido a los aceros provocando un ahorro monetario a las industrias.

Existen una gran cantidad de cédulas para procesar un acero termomecánicamente, en este trabajo de tesis solamente se propuso una con el fin de mejorar las propiedades mecánicas de un acero grado API-X80 y demostrar el comportamiento de dicho acero a diferentes velocidades de enfriamiento.

Se ha visto que el proceso termomecánico provoca no solamente un tamaño de grano muy fino, sino que también favorece la precipitación de carburos de Nb, Ti, Cr, Fe, Mn, etc, que como ya se ha visto toda la variedad de tamaños y formas de los precipitados endurecen al acero.

La combinación de estos precipitados con microestructuras tales como ferrita o bainita provocan una gran resistencia en el acero. Entre mayor sea la cantidad de ferrita acicular en el acero, mayor será la resistencia de este.

La considerable disminución en el contenido de carbono en los aceros microaleados, hace que estos mejoren su soldabilidad.

Este tipo de aceros debido a su alta resistencia pueden ser utilizados en tuberías para conducción de gas y petróleo, en la industria automotriz, como aceros estructurales, etc.

BIBLIOGRAFÍA.

- [1] <http://es.wikipedia.org/>
- [2] Ming-Chun Zhao, Ke Yang, Yiying Shan. *Materials Science and Engineering A335* (2002) 14-20.
- [3] L.R. Underwood: "The rolling of Metals", vol. I, págs. 15-16, John Wiley & Sons, Inc., Nueva York, 1950.
- [4] P.M Cook: Proc. Conf. on the properties of Materials at High Rates of Strain, Institution of Mechanical Engineers, Londres, 1957, págs. 86-97.
- [5] G.T. Van Rooyen y W.A. Backofen: *J. Iron Steel Inst. (Londres)*, vol. 186, págs. 235-44, 1957.
- [6] P.W. Whitton y H. Ford: *Proc. Inst. Mech. Engrs. (Londres)*, vol. 169. pág. 123, 1955.
- [7] M.D. Stone: *Trans. ASME, ser. D*, vol. 81, págs. 681-86, 1957.
- [8] *Ibid.*; R.B. Sims y D.F. Arthur: *J. Iron Steel Inst. (Londres)*, vol. 172, págs. 285-95, 1952.
- [9] W.C.F. Hessenberg y R.B. Sims: *J. Iron Steel Inst. (Londres)*, vol. 168 págs. 155-64, 1951.
- [10] C.W. MacGregor y L.F. Coffin, Jr.: *Appl. Mech.*, vol. 10, págs. A13-A20. 1943.
- [11] E. Orowan: *Proc. Inst. Mech. Engrs. (Londres)*, vol. 150, págs. 140-67, 1943.
- [12] Dieter "Metalurgia Mecánica"
- [13] R.W. CAHN y P. HAASEN. "Physical Metallurgy". Part II. North-Holland Physics Publishing. 1983.
- [14] D.A. PORTER y K.E. EASTERLING. "Phase Transformations in Metals and Alloys. Second edition. 1992.
- [15] R. GÓMEZ-RAMÍREZ y G.M. POUND. "Nucleation of a Second Phase Along Dislocations". *Metallurgical Transactions. Volume 4* June 1973. pag. 1563.
- [16] D.R. Askeland, P.P. Phulé. "Ciencia e Ingeniería de los Materiales". 4ª. Ed.
- [17] <http://steeluniversity.org/>
- [18] J.E. Mancilla, L. Béjar, C. A. Hernández y F. Paraguay. "Estudio de los precipitados inducidos por deformación de un acero microaleado al niobio". *Jornadas SAM – CONAMET – AAS 2001*, Septiembre de 2001, pag. 271-278.
- [19] B. de Meester, *The Weldability of modern structural TMCP Steels*, ISIJ International, Vol. 37 (1997), No, 6, 537-551.
- [20] R.D.K. Misra, H. Nathani, J.E. Hartmann, F. Siciliano. *Materials Science and Engineering A* 394 (2005) 339-352.
- [21] J.L. Lee, M.H. Hon, G.H. Cheng, *Scripta Metall.* 21 (1987) 521.
- [22] Z. Nishiyama, *Sci. Rep. Tohoku Univ.* 23 (1934) 637.
- [23] G. Wassermann, *Arch. Eisenhüttenwes.* 6 (1933) 347.
- [24] S. Lee, B.C. Kim, D. Kwon, *Metall. Trans. A* 23 (1992) 2803–2816.
- [25] S. Takaki, *CAMP-ISIJ* 10 (1997) 1176–1178.
- [26] S. Torizuka, O. Umezawa, K. Tsuzaki, K. Nagai, *Mater. Sci. Forum* 284–286 (1998) 225–230.
- [27] J.H. Beynon, R. Gloss, P.D. Hodgson, *Mater. Forum* 16 (1992) 37–42.
- [28] P.D. Hodgson, M.R. Hickson, R.K. Gibbs, *Mater. Sci. Forum* 284–286 (1998) 63–72.
- [29] Y. Matsumura, H. Yada, *Trans. ISIJ* 27 (1987) 492–498.
- [30] P. Choquet, P. Fabrègue, J. Giusti, B. Chamont, J. N. Oezant and F. Blanchet: in *Mathematical Modeling of Hot Rolling of Steels*, S. Yue, ed., The Metallurgical Society of CIM, Montreal, 1990, pp. 34-43

- [31] A. J. DeArdo, J. M. Gray and L. Meyer: in Niobium, H. Stuart, ed., TMS-AIME, Warrendale, PA, 1984, pp. 685-759.
- [32] R. M. Brito and H. J. Kestenbach, *J. Mater. Scie.*, 6 (1981) 1257-1263.
- [33] T. Gladman, *Mat. Sci. and Tech*, 15 (1999) 30-36.
- [34] R. D. K. Misra, K. K. Tenneti, G. C. Weatherly and G. Tither, *Met. and Mater. Trans A*, 34A (2003) 2341-2351.
- [35] S. S. Campos, I. V. Morales and H-J Kestenbach, *Metal. and Mater. Trans A*, 32A (2001) 1245-1248.
- [36] A. S. Keh and S. Weissmann, in *Electron Microscopy and Strength of Crystals*, G. Thomas and J. Wasgurn, eds., Interscience Publishers, New York, NY, 1963, p. 231-258.
- [37] S. J. Basinski and Z. S. Basinski, *Dislocation in Solids*, Vol. 4, pp. 261-362, ed. F. R. N. Nabarro, North Holland, Amsterdam (1979).
- [38] A. J. DeArdo, *Proceedings of the International Conference on Processing, Microstructure and Properties of Microalloyed and Other Modern High Strength Low Alloy Steels*, The Iron and Steel Society, 1991.
- [39] W. Saikaly, X. Bano, C. Issartel, G. Rigaut, *Metall. And Mater. Trans A.*, 32A (2001) 1839-1947.
- [40] M. Charleux, W. J. Poole, M. Militzer, A. Deschamps, *Metall. And Mater. Trans A*, 3A (2001) 1635-1647.
- [41] I. Olivares, M. Alanís, R. Mendoza, B. Campillo y J.A. Juárez Islas. “Development of microalloyed steel for pipeline applications”. *Ironmaking and steelmaking* 2008.
- [42] P.C.M. Rodrigues, E.V. Pereloma, D.B. Santos, *Mat. Sci. and Eng. A283* (2000) 136-143.