

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



“PROCESOS TERMOMECÁNICOS Y PRECIPITACIÓN EN UN ACERO HSLA”

POR

FRANCISCO JAVIER MORENO GÓMEZ

**COMO REQUISITO PARA OBTENER EL GRADO DE MAESTRÍA EN CIENCIAS
DE LA INGENIERÍA AUTOMOTRIZ**

NOVIEMBRE, 2016

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



TESIS

“PROCESOS TERMOMECAÑICOS Y PRECIPITACIÓN EN UN ACERO HSLA”

POR

FRANCISCO JAVIER MORENO GÓMEZ

**COMO REQUISITO PARA OBTENER EL GRADO DE MAESTRÍA EN CIENCIAS
DE LA INGENIERÍA AUTOMOTRIZ**

NOVIEMBRE, 2016

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

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis “**Procesos termomecánicos y precipitación en un acero HSLA**” realizada por el estudiante Francisco Javier Moreno Gómez, con matrícula 1757846, sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestría en Ciencias de la Ingeniería Automotriz.

COMITÉ DE TESIS

Dra. Flor Esthela Palomar Pérez
Asesor

Dr. Jacobo Hernández Sandoval
Revisor

Dr. Omar García Rincón
Revisor

Dr. Simón Martínez Martínez
Subdirector de Estudios de Posgrado

San Nicolás de los Garza, N. L., Noviembre 2016

DEDICATORIA

A mi familia; quienes son los principales impulsores de mis sueños.

AGRADECIMIENTOS

A la universidad Autónoma de Nuevo León y la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica por abrirme las puertas y permitirme ser parte de su alumnado de posgrado.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por el soporte económico brindado durante mi estancia en el posgrado.

A los docentes del programa de Maestría en Ciencia de la Ingeniería Automotriz por su paciencia, tiempo y dedicación, pero sobre todo por el conocimiento que me transmitieron.

A la Doctora Flor Esthela Palomar: por contagiarme de su entusiasmo y actitud siempre positiva que me permitieron concluir este proyecto.

A los Doctores Omar García, Jacobo Hernández y Sergio Haro; por sus consejos y orientación durante estos años.

A mis amigos; que siempre me brindaron su apoyo incondicional e hicieron de esta una muy agradable e inolvidable experiencia.

TABLA DE CONTENIDOS

RESUMEN	8
Objetivo general	9
Objetivos específicos.....	9
 CAPÍTULO I. INTRODUCCIÓN	10
 CAPÍTULO II. ANTECEDENTES	12
2.1 Microestructura, procesamiento y propiedades de los aceros.	12
2.2 Aceros de alta resistencia y baja aleación.	12
2.3 Aceros microaleados.	13
2.4 Los primeros desarrollos.....	13
2.5 Elementos de aleación.....	15
2.5.1 Efecto de los elementos aleantes.....	15
 CAPÍTULO III. FISICOQUÍMICA DE LOS ACEROS	22
3.1 Segregación de los microaleantes.....	22
3.2 Solubilidad.	22
3.3 Efectos microaleantes niobio, vanadio, titanio, zirconio y boro.....	25
3.4 Carbonitruros.	32
3.5 Solubilidad de los carburos y nitruros.	33
3.5.1 Nitruro de Titanio (TiN).....	34
3.5.2 Carburo de Titanio (TiC).....	34
3.5.3 Nitruros de Niobio (NbN).....	34
3.5.4 Carburo de Niobio (NbC).....	35
3.5.5 Nitruros de Vanadio (VN).....	35
3.5.6 Carburos Vanadio (VC).....	35
3.6 Composición química de la austenita.....	37

3.7 Temperatura de recristalización.	38
3.8 Temperatura de no-recristalización.	39
3.9 Precipitación en aceros HSLA.	49
3.10 Precipitación en austenita.	50
3.10.1 Precipitación durante la descomposición de austenita.	51
3.11 Precipitación en ferrita.	54
3.12 Control de laminación.	55
3.13 Proceso termomecánico.	57
3.14 Proceso termomecánico para los aceros HSLA.	60
3.15 Recalentamiento del planchón.	61
3.16 Programa de laminado.	61
3.17 Velocidades de enfriamiento y temperaturas de embobinado.	63
CAPÍTULO IV. DESARROLLO EXPERIMENTAL	65
4.1 Selección del material.....	67
4.2 Análisis Químico.	68
4.3 Preparación de la probeta.	68
4.4 Difracción de Rayos X.	70
4.5 Caracterización del material.	72
4.5.1 Caracterización Óptica.	72
4.5.2 Caracterización Mecánica.	73
4.5.3 La prueba Jominy.....	75
4.5.4 JMatPro.....	78
CAPÍTULO V. ANÁLISIS DE RESULTADOS	79
5.1 Introducción.....	79
5.2 Análisis químico a través de espectrometría de emisión de chispa.....	79
5.3 Difracción de rayos X.	81
5.4 Análisis microestructural a través de microscopía óptica.	83
5.4.1 Micrografías de la placa HSLA grado 70.....	86
5.4.2 Micrografías de tubo HSLA grado 70.	89

5.5 Análisis del tamaño de grano.....	92
5.6 Microdureza.....	94
5.6.1 Microdureza HSLA grado 70.....	94
5.5.2 Microdureza acero HSLA grado 50.	96
5.7 JMatPro.....	99
5.7.1 Análisis JMatPro acero HSLA grado 50.	100
5.7.2 Análisis JMatPro acero HSLA grado 70.	101
5.8 Prueba Jominy.....	103
CAPÍTULO VI. CONCLUSIONES	108
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	109
ÍNDICE DE FIGURAS.....	115
ÍNDICE DE TABLAS.....	117

RESUMEN

Se han estudiado dos aceros HSLA (High Strength Low Alloy) que presentan composiciones químicas similares, a excepción del contenido en elementos microaleantes. El propósito del estudio es determinar el efecto del proceso termomecánico y su efecto en la formación de precipitados en cada uno de los dos aceros así como la influencia de estos sobre la microestructura y propiedades mecánicas de los aceros producidos por la industria local.

Se realizaron diversos ensayos ópticos, mecánicos y mediante software para lograr una caracterización óptima del material bajo estudio. Dicha caracterización se realizó a partir de un análisis químico a cada uno de los aceros, además se utilizó el microscopio óptico para determinar las características microestructurales, tamaños de grano así como analizar las fases que presenta cada uno de los aceros.

A su vez se realizaron ensayos mecánicos en los aceros seleccionados, estos partieron de la determinación y análisis de la microdureza, así como la realización de la prueba Jominy, la cual consiste en calentar una probeta de acero HSLA hasta su temperatura de austenización, la probeta previamente maquinada según lo marca la norma que rige prueba Jominy es enfriada rápidamente por uno de sus extremos mediante un flujo de agua constante para así obtener diferentes velocidades de enfriamiento, todo esto con la finalidad de desarrollar una metodología que nos permita caracterizar los materiales de interés a nivel laboratorio.

Mediante el análisis de rayos X (DRX) se determinaron las fases presentes en el material HSLA y finalmente mediante el Software JMatPro se logró determinar el tamaño de grano austenítico del material así como la creación de los diagramas de transformación bajo enfriamiento continuo (CCT) y determinar las fases presentes en el material bajo estudio.

MOTIVACIÓN

El presente trabajo tiene su origen por el gran interés y demanda actual por los aceros HSLA en la industria y mercado automotriz, no solo por su ventaja en las propiedades mecánicas sino también por que ofrecen menores costos de producción respecto a otros aceros.

HIPÓTESIS

Al estudiar el efecto que tiene el proceso termomecánico y los elementos microaleantes, podremos predecir los diagramas TTT y CCT así como determinar los mecanismos de precipitación presentes en los aceros HSLA para poder aplicarlos en la industria.

Objetivo general

- Evaluar y aplicar un método para lograr la caracterización del acero HSLA a nivel laboratorio.

Objetivos específicos.

- Determinar el efecto de los microaleantes sobre el acero a estudiar.
- Determinar las fases presentes y mecanismos de precipitación.
- Generar los diagramas CCT & TTT del acero HSLA.

CAPÍTULO I

INTRODUCCIÓN

El hombre, los materiales y la ingeniería han estado sujetos a un cambio constante de mejora continua con el transcurso del tiempo, y continuarán haciéndolo. El mundo actual demanda cambios dinámicos en la sociedad y los materiales que utilizamos no pueden ser la excepción. Se puede observar con facilidad que el bienestar social a través de la historia ha dependido en muchos casos de los progresos que se adquieren en los materiales con los que trabajamos.

El acero es de los más importantes materiales de ingeniería y construcción, obtiene este grado de importancia debido a su combinación de resistencia, facilidad de fabricación y un amplio rango de propiedades con bajo costo [1].

El acero se ha convertido en una parte integral de la vida de los países desarrollados industrialmente, lo cual resulta más evidente en la industria automotriz. Al crecer la industria automotriz crecen también las demandas y requerimientos para los productores de acero, los cuales a su vez para lograr ser competitivos controlan muy estrechamente la calidad superficial, las tolerancias dimensionales y la uniformidad de las propiedades mecánicas de sus productos [2].

En el siglo XX, los fabricantes de automóviles reconocen que el secreto está en poner el acero correcto en el lugar correcto [3]. Ahora, la metalurgia moderna puede producir una gran variedad de grados de acero. La formabilidad y estética fueron la máxima prioridad durante mucho tiempo; la resistencia no era una preocupación, ya que si era necesaria una mayor resistencia se incrementaba el espesor de la lámina. La industria del automóvil y manufacturera están dentro de un constante cambio y cada vez son más los retos que éstas deben de superar, tales como desempeño de seguridad, disminución de costos y reducción de peso para mejorar la eficiencia y reducir el consumo de combustible. También se ha incrementado la demanda por nuevos aceros [2].

El 75% del consumo de energía utilizada en la industria automotriz está relacionado con la masa total del vehículo, por lo que estructuras automotrices ligeras pueden reducir el consumo de combustible y por consiguiente la emisión de contaminantes. Excepto por la resistencia aerodinámica, todas las demás resistencias generadas en el desplazamiento de un vehículo están relacionadas con su masa total como la resistencia al rodar los neumáticos, la resistencia de la gravedad durante la cuesta de una pendiente, la resistencia a la aceleración, etcétera. Ante este tipo de requerimientos el desarrollo del acero ha sido de suma importancia para lograr los parámetros de interés a partir del desarrollo de distintos grado de acero utilizados en la fabricación de automóviles [2].

El acero de alta resistencia y baja aleación (HSLA) fue uno de los primeros ampliamente utilizados por la industria automotriz para superar estos retos ya que están diseñados para proveer mejores propiedades mecánicas que los aceros al carbono convencional. Las aplicaciones típicas de los aceros HSLA incluyen la industria marina, tuberías de aceros, construcción y acero para maquinaria [4,5].

Los aceros microaleados contienen pequeñas cantidades de elementos aleantes como vanadio (V), titanio (Ti), y niobio (Nb) para mejorar las propiedades mecánicas del material a través del control del tamaño de grano y el endurecimiento por precipitación [2].

Los aceros de alta resistencia baja aleación incluyen muchos grados estándar designados para proveer combinaciones de propiedades deseadas como resistencia, tenacidad, formabilidad y soldabilidad.

CAPÍTULO II

ANTECEDENTES

2.1 Microestructura, procesamiento y propiedades de los aceros.

El desarrollo de los aceros microaleados es importante desde alrededor del año 1960 [7]. Estos aceros fueron aceptados rápidamente en todo el mundo debido a su excelente combinación de resistencia a la tensión, alta ductilidad, magnífica tenacidad al impacto, gran formabilidad y soldabilidad y todo aquello a un costo relativamente bajo [7].

El desempeño de los aceros depende de las propiedades asociadas con su microestructura, esto es, distribución, fracción, tamaño y morfología de las distintas fases que constituyen una sección macroscópica de acero con una composición química y condiciones de procesamiento. Las microestructuras de los aceros están compuestas por diversas estructuras cristalinas, algunas presentan hasta 4 estructuras distintas [6], las cuales son mezcladas físicamente por fenómenos de solidificación, cambios de fase en estado sólido, deformación en caliente, deformación en frío y tratamientos térmicos. Cada tipo de microestructura y producto es diseñado para distintos rangos de propiedades características a través de las rutas de procesamiento específicas que controlan y explotan cambios microestructurales [6].

2.2 Aceros de alta resistencia y baja aleación.

Porter y Repas [7] definieron los aceros HSLA, como aquellos con límites elásticos mayores de 275 MPa. Desafortunadamente no hay un acuerdo generalizado sobre lo que significa baja aleación, pero el término HSLA se ha empleado por muchos años para definir un amplio intervalo de composiciones de aceros con un total de aleantes menor del 4%.

El Instituto Americano del Hierro y del Acero (*American Iron and Steel Institute*), define los aceros HSLA como sigue:

“Los aceros HSLA conforman un grupo específico de aceros con la composición química especialmente diseñada para impartir altas propiedades mecánicas y en algunos de estos aceros tienen una resistencia a la corrosión atmosférica mayor que los aceros convencionales al carbono. Los aceros HSLA se diseñan pensando en las propiedades mecánicas, sin importar los límites en composición química. Los aceros HSLA no se consideran como aceros aleados, aun cuando la composición química puede ser alta” [8].

2.3 Aceros microaleados.

Este término fue introducido por primera vez por Noren [9] en 1962 dando la siguiente definición, “un acero microaleado es aquel cuya composición química básica es la de un acero estructural sin aleación, o bien que tenga manganeso, o un acero de baja aleación al cual se le ha agregado una pequeña cantidad de un elemento aleante, el cual deberá tener gran efecto sobre las propiedades del acero. La cantidad de los elementos microaleantes deberá ser mucho menor que los aleantes normales.

Considerando lo anterior, la industria planeó nuevos requerimientos y exigencias en relación a las propiedades mecánicas de los aceros, dando como resultado los desarrollos industriales, que han contribuido a cambios en las composiciones químicas. A partir de esto se adoptan las terminologías de refinamiento de grano, laminación controlada, y cada una de ellas encaminadas al desarrollo de los tratamientos termomecánicos. La laminación controlada como hoy la conocemos se inicia poco después del desarrollo de los aceros microaleados, como consecuencia de este proceso se logró un refinamiento de la microestructura; ayudando a incrementar la resistencia y tenacidad de los aceros [10].

2.4 Los primeros desarrollos.

Sin duda el primer empleo de microaleantes para aumentar las propiedades mecánicas de los aceros dulces se realizó en los E.U.A. Desde 1916, Bullens [11] menciona a aceros estructurales comerciales con adiciones de 0.12 a 0.20% de vanadio. Por su parte

Cone [12], en 1934, describe un acero con 0.2% C, 0.10 - 0.18% V, y 0.45 - 0.75 Mn el cual después de laminado en caliente dio un límite elástico entre 275 y 345 MPa. Este presentó un grano ferrítico más uniforme que lo normal en un acero estructural comercial. En esos años aún no se determinaba la tenacidad a impacto.

En 1945 Neumeister y Wiester [14] reportaron que la adición de 0.1% de vanadio a un acero con 0.18% C y 1.5% Mn podría dar límites elásticos mayores de 390 MPa. Los autores atribuyen esta mejoría en resistencia a la influencia de los carburos y nitruros de vanadio para refinar el grano ferrítico.

La importancia del nitrógeno como refinador de grano fue detectada en Alemania, Frame y Melloy [15] de la acería Bethlehem Steel Company describieron el efecto del vanadio y el nitrógeno para producir aceros laminados en caliente con límites elásticos en rango de 310 a 450 MPa.

Un estudio de la metalurgia física de los aceros dulces calmados (desoxidados) con aluminio los cuales al solidificarse no desprenden gases fue presentado en 1957 por Wiester y coautores, [16] estos consideraron la importancia de los productos de solubilidad y la influencia del nitrógeno, tanto soluble como combinado, sobre las propiedades mecánicas. Ellos demostraron la relación entre el tamaño de grano ferrítico y el límite elástico. La curva correspondiente se muestra en la siguiente figura 2.1.

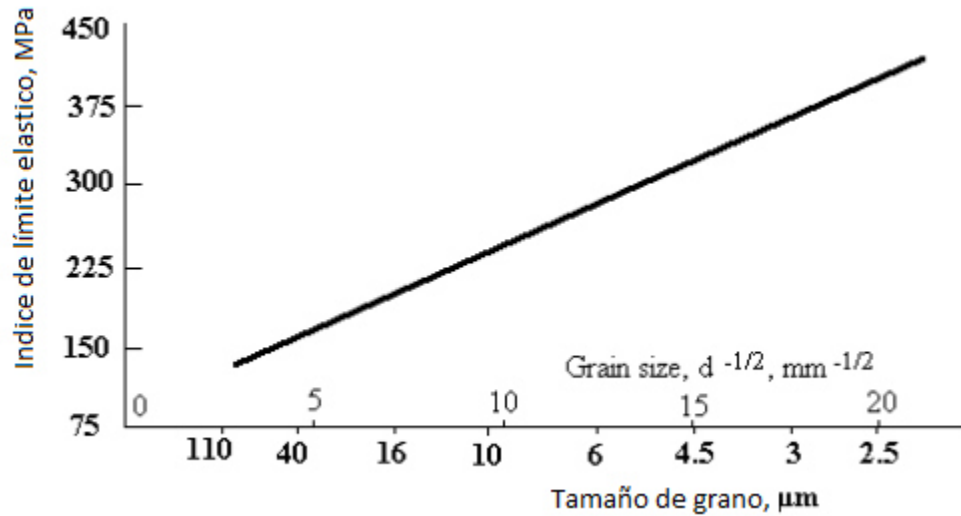


Figura 2. 1. -Relación entre tamaño de grano ferrítico y el límite elástico en aceros que contengan aproximadamente 0.17% C, 0.03% Mn, 0.07% Al, y 0.028% N. [16]

2.5 Elementos de aleación.

Los elementos de aleación proporcionan mejoras significativas en los aceros a través de refinamiento de grano, endurecimiento por solución sólida y precipitación. En los aceros al carbono, la principal función de los elementos microaleantes es el refinamiento de grano ferrítico y la contribución al endurecimiento por precipitación, los cuales dependen de los efectos complejos del diseño de la aleación y del tratamiento termomecánico [17].

2.5.1 Efecto de los elementos aleantes.

La principal función de los elementos aleantes es el fortalecimiento de los aceros el cual está relacionado con el contenido de aleación como lo muestra la Figura 2.2, el refinamiento de grano y endurecimiento por precipitación dependen de los complejos efectos del diseño de la aleación y tratamiento termomecánico [18].

Los aceros microaleados poseen elementos aleantes como parte de su composición química, que no son usuales en los aceros al carbono. Los cuales dependen de los niveles de concentración; estos pueden encontrarse formando compuestos como carburos, nitruros, óxido, sulfuro (inclusión), intermetálicos o solución sólida. La interacción de estos elementos con la matriz del acero, en C y N, da como resultado cambios en propiedades mecánicas, químicas y físicas de estos aceros [19].

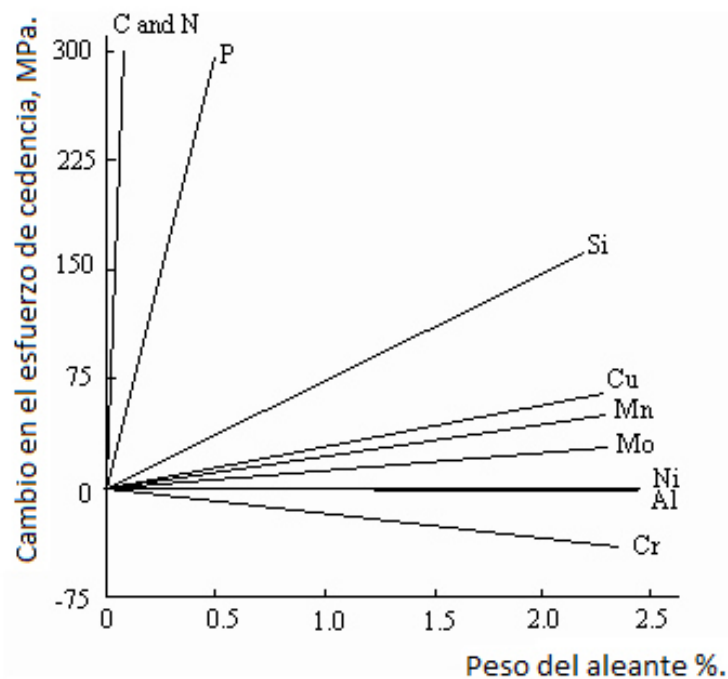


Figura 2. 2. -Endurecimiento por solución sólida de ferrita [18].

Estos elementos son seleccionados para influir en la temperatura de transformación de austenita a ferrita cuyos productos de transformación son de grano muy fino, que la mayor fuente de endurecimiento [18].

A continuación se resalta de manera integrada el efecto de los elementos de aleación que por lo general acompañan a los elementos microaleantes. Estos pueden producir principalmente tres efectos. Uno es aumentar la resistencia del acero por solución sólida,

otro es refinar el grano por la transformación α / γ , y por último modificar la transformación microestructural. En general el último efecto es el más importante en el aumento de la resistencia [13, 20, 30].

- **Carbono (C).**- Incrementa notablemente la cantidad de perlita en la microestructura y es uno de los más potentes y económicos elementos endurecedores, sin embargo, el alto contenido de este elemento reduce considerablemente la soldabilidad y la tenacidad al impacto del acero. El contenido máximo en los aceros HSLA en su condición de laminado es aproximadamente 0.20%.
- **Manganeso (Mn).**- Principal elemento endurecedor en aceros de alta resistencia al carbono presentes en cantidades de más de 1%, su función es como un endurecedor por solución sólida en ferrita, además de reducir la temperatura de transformación austenita – ferrita y mejorar el endurecimiento por precipitación de los aceros con contenido de vanadio.
- **Nitrógeno (N).**- Es utilizado en cantidades de hasta 0.02% para obtener la resistencia típica de los aceros HSLA a un bajo costo, su adición a aceros con contenido de vanadio mejora el endurecimiento por precipitación, la precipitación del nitruro de vanadio mejora el refinamiento de grano debido a su menor solubilidad en la austenita que el carburo de vanadio.
- **Fósforo (P).**- Segrega, pero en menor medida que el carbono y azufre. Es un efectivo endurecedor por solución sólida en la ferrita, también mejora la resistencia a la corrosión, pero con un decremento en la ductilidad, a bajos niveles (<0.005%) pueden causar fragilización por segregación a las fronteras primarias de grano austenítico.
- **Azufre (S).**- El incrementar el contenido de azufre disminuye la ductilidad transversal y resistencia al impacto, pero tiene solo un ligero efecto en las propiedades mecánicas longitudinales, a su vez la soldabilidad disminuye con el incremento de este elemento. Es perjudicial para la calidad superficial, particularmente en los aceros de bajo contenido de carbono y manganeso.

- **Silicio (Si).**- Es uno de los principales elementos desoxidantes utilizados en la fabricación de aceros; por lo tanto, la cantidad de silicio presente es relativa al tipo de acero que se pretende producir. Tiene un efecto significativo en el mejoramiento del esfuerzo de cedencia por endurecimiento por solución sólida, en cantidades superiores a 0.30% produce un deterioro en tenacidad y soldabilidad.
- **Cobre (Cu).**- Tiene una tendencia moderada a la segregación. El cobre en cantidades considerables es perjudicial para las operaciones de trabajo en caliente. Es agregado en cantidades de 0.20% para proveer resistencia a la corrosión atmosférica, la cual es mejorada cuando el fósforo está presente en cantidades de 0.05%. El cobre en cantidades de 0.50% mejora la resistencia del acero por endurecimiento de ferrita, acompañado de un ligero decremento en su ductilidad.

En cantidades por encima de 0.60% precipita en cobre ϵ , que endurece la ferrita. Con alrededor de 1% de cobre el esfuerzo de cedencia tiene un incremento de 70 a 140 MPa. (10 a 20 ksi), sin embargo por encima de 0.75% presenta efectos adversos en su tenacidad y soldabilidad. El endurecimiento por precipitación de cobre le da al acero una mejor capacidad de ser formado.

- **Plomo (Pb).**- Es adicionado en ocasiones a las aleaciones de aceros a través de dispersión mecánica durante el vertido del metal con el propósito de mejorar las propiedades de maquinado de aceros. Estas adiciones se encuentran presentes en rangos de 0.15% a 0.35%.
- **Boro (B).**- Es adicionado a aceros completamente desoxidados para mejorar su templabilidad. Aceros tratados al boro son producidos con un porcentaje de 0.0005% a 0.003%.
- **Cromo (Cr).**- Es generalmente adicionado a los aceros para incrementar su resistencia a la corrosión y oxidación, para incrementar su templabilidad, resistencia a altas temperaturas, o para mejorar su resistencia a abrasión en composiciones con alto contenido de carbono. Es un elemento altamente formador de carburos. Puede ser utilizado con elemento para mejorar la templabilidad de los aceros, es frecuentemente utilizado con elementos que mejoran la resistencia a la fractura

como el níquel para obtener propiedades mecánicas superiores. A elevadas temperaturas, el cromo contribuye en el incremento de la resistencia, en donde es utilizado de manera conjunta para estas aplicaciones en conjunto con el molibdeno.

- **Níquel (Ni).**- Cuando es utilizado como elemento aleante en aceros de construcción, es un elemento de refuerzo de la fase ferrita. Debido a que este elemento no forma carburos en el procesamiento del acero, permanece en solución en la fase ferrítica, por lo que refuerza la resistencia a la tensión y fractura en la fase ferrítica. Puede ser agregado en cantidades de hasta 1%.
- **Molibdeno (Mo).**- Es utilizado en aceros laminados para mejorar endurecimiento cuando se desean productos de transformación diferentes a la ferrita y perlita, además, incrementa la solubilidad del niobio en la austenita, por lo tanto mejora la precipitación de NbC(N) en la ferrita, esto incrementa el efecto de endurecimiento por precipitación de Nb(N, N).
- **Niobio (Nb).**- Pequeñas adiciones (hasta 0.05%) incrementa el esfuerzo de cedencia por una combinación de endurecimiento por precipitación y refinamiento de grano, el niobio es el elemento refinador de grano más efectivo debido a que el carburo de niobio es más estable en la austenita que el carburo de vanadio a las temperaturas típicas de laminación, la menor solubilidad del carburo de niobio en la austenita provee partículas de precipitado más estables que retardan el crecimiento de grano austenítico al estar presentes en su fronteras.
- **Aluminio (Al).**- Es ampliamente utilizado como un elemento desoxidante para el refinamiento de tamaño de grano. Cuando es adicionado a los aceros en cantidades específicas, controla el crecimiento del tamaño de grano de la austenita en aceros recalentados. De todos los elementos aleantes, el aluminio es el más efectivo en el control de crecimiento de grano previo al temple. El titanio, zirconio y vanadio también son efectivos en la inhibición del crecimiento de tamaño de grano; sin embargo para aceros con aplicaciones estructurales donde son tratados térmicamente estos tres aleantes pueden tener efectos adversos en la templeabilidad debido a que sus carburos son demasiado estables y difíciles de disolver en la austenita previo al proceso de temple.

- **Vanadio (V).**- Incrementa la resistencia de los aceros HSLA por endurecimiento por precipitación en la ferrita y refinamiento del tamaño de granos ferríticos, la precipitación del carbonitruro de vanadio en la ferrita puede desarrollar un aumento significativo en la resistencia que depende tanto del proceso de formado, como la composición base. La presencia de carbono (0.13% – 0.15%) y manganeso (1%) mejoran el endurecimiento por precipitación, mientras que el refinamiento del tamaño de grano depende de variables térmicas del procesamiento de rolado, así como del contenido de vanadio.
- **Titanio (Ti).**- Este elemento de aleación además de proveer endurecimiento por precipitación, ofrece control de forma de sulfuros. Pequeñas adiciones de este elemento limitan el crecimiento de grano austenítico, mientras que el endurecimiento por carburos se ve afectado con variaciones en el contenido del oxígeno, nitrógeno y azufre.
- **Zirconio (Zr).**- Puede ser agregado en los aceros HSLA calmados para mejorar las características de inclusiones, particularmente de sulfuros con cambios en su forma que mejoran la ductilidad.

El aluminio (Al) retarda la velocidad de recristalización dinámica; pero los mejores resultados se han manifestado cuando se añade en conjunto con el niobio (Nb), obteniéndose un comportamiento similar al de aceros microaleados que contienen molibdeno (Mo) y vanadio (V). La competencia entre el aluminio (Al) y el niobio (Nb) con el nitrógeno (N) a altas temperaturas puede cambiar la cantidad de precipitación de niobio (Nb) en austenita, produciendo un mayor potencial de precipitación en ferrita. También, se encuentra formando óxidos en inclusiones [21 - 24].

Por otro lado, el manganeso (Mn) y cromo (Cr) tienen un cierto factor significativo de refuerzo. No obstante, el cromo (Cr) y níquel (Ni) también presentan un menor efecto en este sentido. Mediante la adición simultánea de dos o tres elementos como los anteriores, siempre se genera un efecto sinérgico de esfuerzo, lo cual quiere decir que una combinación de cobre (Cu) y níquel (Ni) en cantidades de 0.15% en peso, puede endurecer por solución sólida, teniendo un mejor efecto que adicionados por separado [21-22].

El molibdeno (Mo), manganeso (Mn) y níquel (Ni) tienden a disminuir la temperatura de transformación, modificando el tamaño de grano y microestructura. El manganeso (Mn) incrementa la solubilidad de carburos en niobio (Nb) y vanadio (V) en austenita, induciendo una precipitación fina durante la transformación a ferrita, también causando un efecto de endurecimiento secundario [25]. El endurecimiento del manganeso (Mn) por arriba de 1.6% en peso con un contenido de carbono (C) menor 0.06% en peso, provoca una transición microestructural desde la perlita relativamente fina a una cierta acicularidad, la cual consiste en una mezcla de ferrita y cementita. La resistencia de esta estructura acicular de ferrita, depende principalmente de la fracción en volumen de bainita con alta densidad de dislocaciones, por esto se asocia con una disminución en la temperatura de transición austenita – ferrita en el acero. Por esta razón la resistencia de un acero con ferrita acicular depende considerablemente del contenido de carbono (C), manganeso (Mn) y molibdeno (Mo). Los efectos del cobre (Cu), níquel (Ni) y cromo (Cr) son complementarios. El nitrógeno (Ni) en combinación con cromo (Cr) y molibdeno (Mo) aumenta de forma considerable el endurecimiento, la resistencia al impacto y fatiga. Su presencia en solución sólida de la fase ferrítica la refuerza y aumenta su tenacidad [26, 27].

En la Tabla 1 se muestra el efecto de los principales elementos aleantes en la actualidad y que son ampliamente utilizados hoy en día.

Tabla 1. Efecto de elementos aleantes.

Efecto	Ti	Nb	V	Al	Mn	Mo	Cu	Cr	Ni
Forma nitruros	√	√	√	√					
Forma carburos	√	√	√		√	√		√	
Forma carbonitruros	√	√	√						
Refinadores de grano	√	√	√	√	√	√			
Resistencia a la corrosión				√		√	√	√	
Soldabilidad							√		√
Formador de inclusiones	√			√	√				

CAPÍTULO III

FISICOQUÍMICA DE LOS ACEROS

3.1 Segregación de los microaleantes.

Al estudiar la cinética de la precipitación de partículas se ha encontrado que la distribución de elementos microaleantes no es uniforme en los granos [28]. Algunos elementos tienen la tendencia a segregarse hacia los límites. Esta segregación puede ser responsable en parte por un retardo en la recristalización ocasionado por presencia de solutos. Pero aún más importante la segregación hacia los límites de grano puede afectar la templabilidad del acero, al afectar la velocidad de nucleación de la nueva fase.

3.2 Solubilidad.

El primer paso en el estudio de la metalurgia de los aceros microaleados es la determinación de los compuestos que pueden formarse a partir de los microaleantes niobio, vanadio, titanio, zirconio y boro. Los compuestos son nitruros, sulfuros, carburos y óxidos; algunos microaleantes pueden formar los cuatro compuestos. Además debe tomarse en cuenta la capacidad de endurecimiento de cada microaleante, puesto que esta capacidad es objetivo último para el uso de microaleantes, desde luego sin menospreciar el aumento de ductilidad.

Empleando la nomenclatura dada en la Figura 3.2, las posibilidades de los diferentes metales microaleantes y sus vecinos en la tabla periódica, quedaría como se muestra en la Figura 3.3 [33].

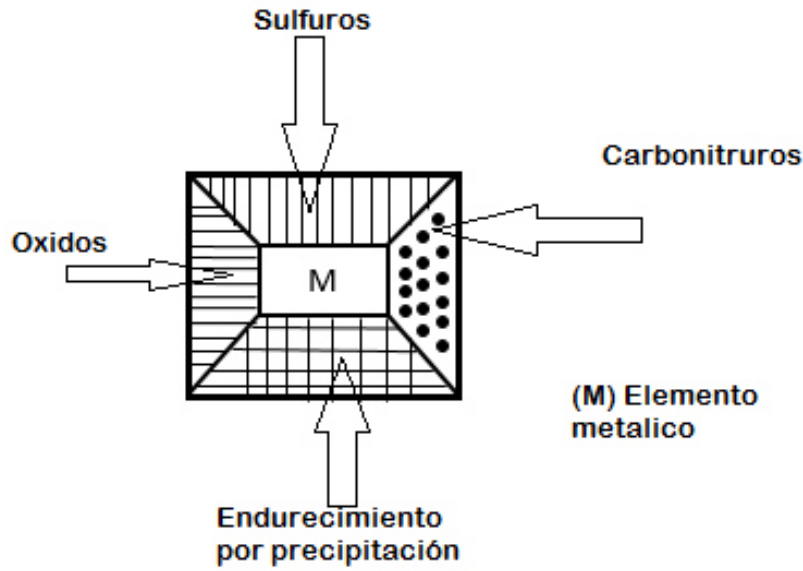


Figura 3. 1.- Se muestra la manera ya clásica de representar los potenciales de cada microaleante [33].

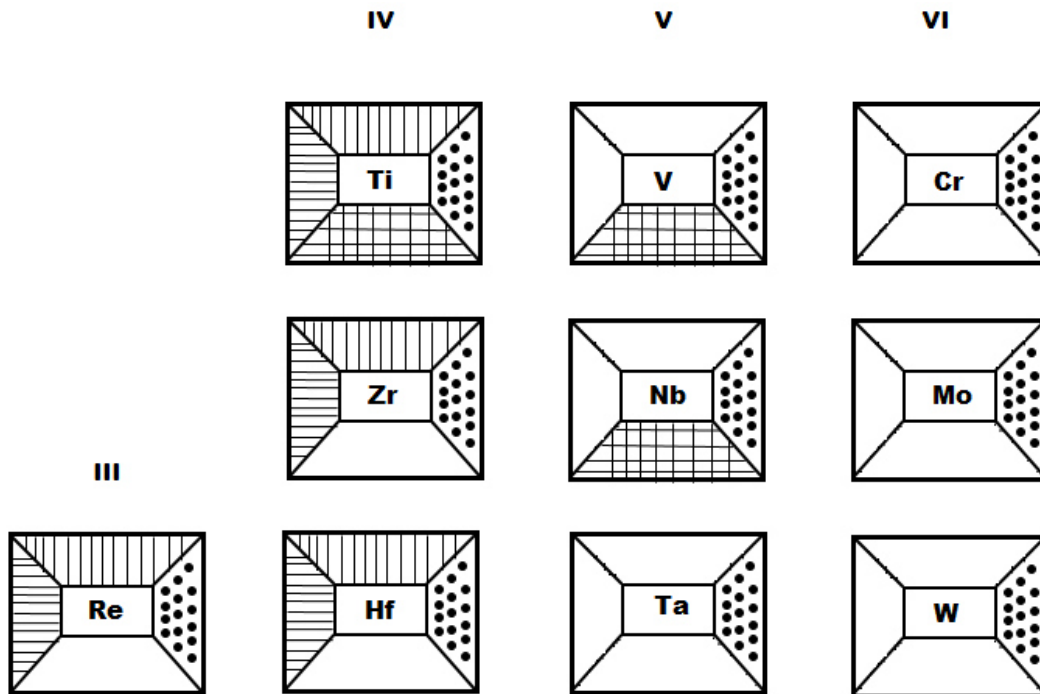


Figura 3. 2.- Diferentes posibilidades de formación de compuestos y de endurecimiento por precipitación para varios metales de transición [33].

De acuerdo con la Figura 3.3, únicamente el titanio, el vanadio y niobio son capaces de producir endurecimiento por precipitación. Por lo tanto el resto de los elementos mostrados no se consideran en este trabajo. Un elemento muy importante como formador de nitruros es el aluminio y que sin embargo no es mostrado en la Figura 3.3. El aluminio no forma sulfuros pero si forma óxidos y nitruros y sirve tanto como refinador de grano así como endurecedor por precipitación de nitruros y óxidos. Lo que nos indica la Figura 3.3 es la solamente la cinética de precipitación de carburos y nitruros, no nos predice si está presente la precipitación en la austenita o en la ferrita, o en ambas, además que también no predice el grado de endurecimiento de cada uno de los microaleantes tales como el: Vanadio, Niobio o Titanio.

Dos aspectos principales de los aceros microaleados, son refinamiento de grano y precipitación de partículas duras, como el resultado de relaciones de precipitación de compuestos de los microaleantes, ya sea en la austenita o en la ferrita. La efectividad de cualquier precipitado aumenta reduciendo el tamaño de partícula o aumentando la fracción de volumen. Por razones técnicas y económicas, el reducir el tamaño de partículas lo más posible es la ruta preferida [34].

Al comparar las soluciones de los carburos y nitruros, se encuentra que los nitruros tienen una menor solubilidad, lo cual es ventajoso. Para una cantidad dada de elementos microaleantes la precipitación de nitruros producirá una mayor fracción en volumen y una mayor estabilidad de partículas que la producida por carburos. Esto es cierto sobre todo para el titanio y el vanadio [34].

Por lo tanto, en aceros microaleados con titanio o vanadio, el nitrógeno puede ser considerable como un valioso elemento de aleación. Las partículas de Nitruro de titanio (TiN) son muy estables y precipitan en forma muy fina y uniformemente dispersas con lo cual evitan que crezca la austenita, esto si se cumple con una correcta ruta de procesamiento [34]. Por otra parte las partículas de Nitruro de Vanadio (VN) son más pequeñas y, por lo tanto más efectivas que las del Carburo de Vanadio (VC). Por consecuencia el endurecimiento deseado por precipitación puede ser logrado con una menor adición de vanadio que de titanio.

En el caso de adiciones de varios microaleantes puede precipitar partículas de composición compleja y encapsuladas, es decir que el centro de un compuesto con alta estabilidad térmica puede ser enriquecido superficialmente con otros compuestos que precipitan a una menor temperatura [34].

3.3 Efectos microaleantes niobio, vanadio, titanio, zirconio y boro.

El niobio es comúnmente usado para mejorar la resistencia y la tenacidad a baja temperatura en aceros procesados termomecánicamente, por la inhibición de la recristalización de la austenita [35, 36], por lo tanto aumenta el refinamiento de grano [36]. El rango mínimo del tamaño de ferrita es de 3 a 5 μm [35].

La deformación dentro del rango de temperatura más baja de austenita conduce a precipitación inducida por deformación de carburos de niobio finamente distribuidos, los cuales causan retardo en la recristalización. La Figura 3.4, muestra el efecto de retardo del niobio en la recristalización, la cual aumenta considerablemente con la deformación. El efecto causado por la laminación termomecánica, es la base para el refinamiento de grano ferrítico.

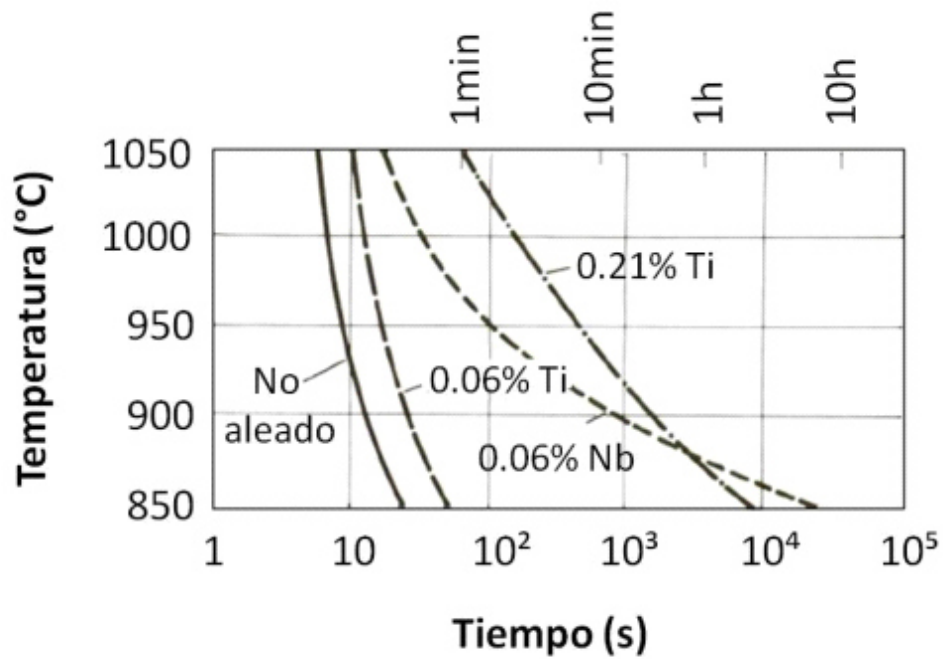


Figura 3. 3.- Retardo de recristalización por el Nb o Ti [37].

Entre los elementos microaleantes, el titanio puede ser denominado, como un elemento de aleación de múltiples propósitos. El gran número de funciones de rendimiento del titanio en el acero se muestra en la Tabla 2.

Tabla 2. El titanio (Ti) es el elemento microaleante con múltiples usos [37].

Estado de Ti	Efecto en la estructura/propiedades
$[Ti]_Y$, disuelto en Y	→ Retarda la transformación Y/ α
Ti como TiN	→ Refinamiento de grano en Y
Ti como TiC ϵ	→ Retardo de recristalización
Ti como TiC en α	→ Endurecido por precipitado
Ti como TiN, TiC	→ Ferrita libre de intersticiales
Ti como Ti ₄ C ₂ S ₂	→ Control de forma del sulfuro

Cuando se disuelve en la austenita, provoca un retardo sustancial de la transformación austenítica. Porcentajes menores de titanio son suficientes para unirse al nitrógeno en el acero y garantizar resistencia al envejecimiento. En caso de un ajuste estequiométrico de las concentraciones, los nitruros de titanio son finamente dispersados y capaces de reducir el tamaño de grano de la austenita. En rangos de temperatura de austenización, los precipitados de carburo inducidos por deformación, similar a los carburos de niobio, causan un retardo en la recristalización. Similar al niobio, una fina dispersión de carburos de titanio en la ferrita resulta en un endurecimiento por precipitación [37].

Un acero de bajo contenido de carbono laminado en caliente es usado como ejemplo para mostrar el efecto multifacético del titanio. Conforme se incrementa el porcentaje de aleación, el titanio toma sus funciones mencionadas anteriormente [37, 62]. Ver Figura 3.5.

La unión del titanio con el nitrógeno, significa una disminución del índice de envejecimiento a cero. La unión de sulfuro causa la disminución de tenacidad anisotrópica

y un incremento en la relación transversal y longitudinal de la energía de impacto Charpy. La deformación inducida por los carburos de titanio logra una mejora definitiva en la temperatura de transición correspondiente al refinamiento de grano sobre la austenita. Finalmente, el porcentaje de titanio que es soluble en ácido presenta el potencial para un mayor endurecimiento por precipitación en la ferrita [37, 62].

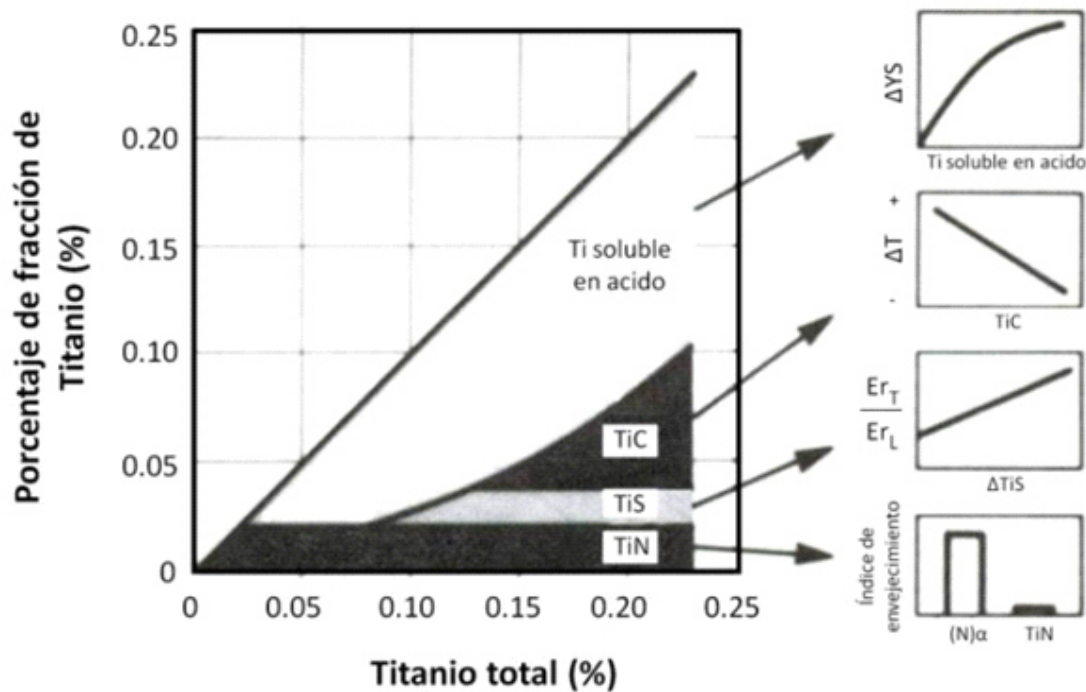


Figura 3. 4.- Distintos efectos del titanio en un acero de bajo contenido de carbono laminado en caliente. Donde Er , es energía de impacto, T es dirección transversal y L dirección longitudinal [37].

A diferencia del niobio y el titanio, el vanadio presenta una mejor solubilidad en el acero. Durante un tratamiento termomecánico, la sobresaturación relativamente baja de vanadio en rangos bajos de temperatura de austenización se refleja en un efecto débil de la recrystalización. La Figura 3.6, marca con relieves la diferencia entre los tres elementos microaleantes (Nb, Ti, V), conforme se aumenta el contenido de los elementos microaleantes, el rango de temperatura en el cual no hay recrystalización, la cual puede

ocurrir en cualquier tiempo si se eleva la relación de niobio, en caso del titanio se requiere un mayor porcentaje y el vanadio no tiene mayor efecto en la recristalización, pero los aceros al vanadio presentan la ventaja de no causar un incremento en la fuerza de laminación durante el laminado en caliente [37].

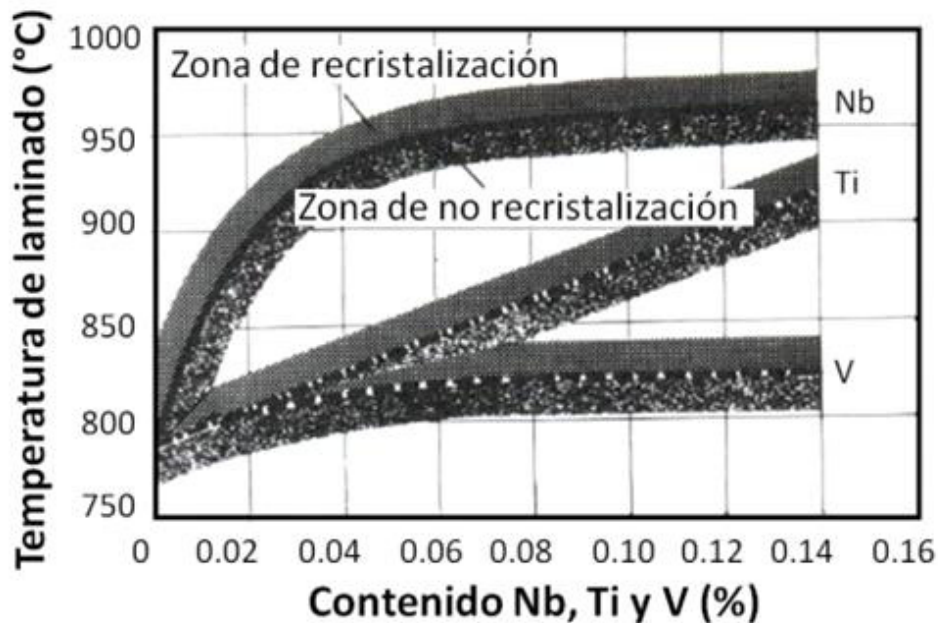


Figura 3. 5.- Efecto del Nb, Ti y V sobre la temperatura crítica de recristalización de la austenita (contenido de carbono 0.15%) [37].

El Zirconio (Zr), como elemento microaleante es caracterizado por su alta afinidad, particularmente con el nitrógeno y sulfuro. Nitruros de zirconio son formados antes o durante la solidificación del acero.

Los aceros deben su estructura de grano fino al efecto de nitruros de aluminio o nitruros de vanadio, pero son incomparables con el zirconio debido a que los nitruros que refinan el grano no pueden ser formados y el acero tiende a formar una estructura de grano grueso. Sin embargo el zirconio no es considerado un elemento microaleante [37].

Los carburos de zirconio (ZrC) son relativamente duros a temperatura de laminado en caliente, el zirconio es un elemento adecuado para el control de la formación de sulfuro. Los precipitados de carbono se forman hasta que las fases de nitruros están completas. El zirconio tiende a unirse con el nitrógeno y el azufre, también puede combinarse con otros elementos microaleantes, que sean capaces de satisfacer los requerimientos, tales como retardo de recristalización, endurecimiento por precipitados. Además se le puede dar el uso al zirconio como un socio eficaz para el boro, el niobio, o el titanio.

Igual a los elementos de aleación descritos hasta ahora, el Boro (B), tiende a formar nitruros, pero su comportamiento de difusión y segregación es completamente diferente, porque su radio atómico es 24% menor al hierro. Naturalmente, el efecto del boro depende decisivamente sobre sus condiciones, si está o no disuelta en la matriz o unido con el nitrógeno. La Tabla 3 muestra el rendimiento de la función más importante del boro como elemento microaleante. Si el boro actúa en su condición libre, debe ser preservado de la formación de nitruros con ciertos elementos tales como titanio o zirconio de los que se unen con el nitrógeno en una etapa anterior. El boro tiene una fuerte tendencia a la segregación en los límites de grano. En la austenita, conduce a un retardo sumamente efectivo a la transformación en concentraciones no mayores a 0.001% para una proporción de un átomo de aleación a 20,000 átomos de hierro, este es el más eficaz de todos los efectos de aleación.

La formación de nitruros de boro (NB), es usada en aceros laminados en frío. La Figura 3.7, muestra las propiedades mecánicas de un acero de bajo contenido de carbono laminado en frío y la recristalización del acero que puede ser obtenida con una concentración estequiométrica. El nitrógeno libre y el boro en exceso afectan adversamente a las propiedades mecánicas.

Tabla 3. Características del boro como elemento microaleante [37].

Estado de B	Efecto en la estructura/propiedades
$[B]_{\gamma}$, segregación en los límites de granos – γ	Retardo efectivo de transformación de γ/α
B como BN	Vinculado en el recocido continuo en láminas de acero
$[B]_{\alpha}$, segregación de los límites de granos – α	Prevención de fractura intergranular en aceros libres de intersticiales

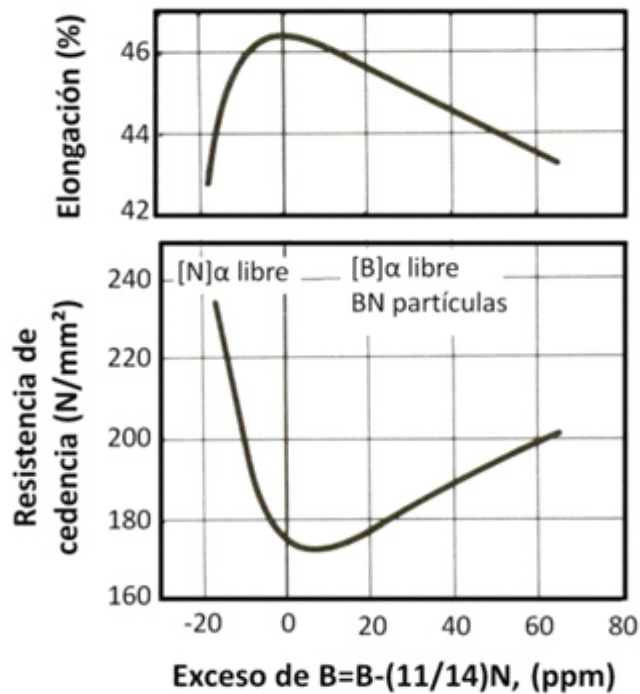


Figura 3. 6.- Relación entre el exceso de boro y el efecto de las propiedades mecánicas [37].

3.4 Carbonitruros.

La nucleación de precipitados depende de su saturación, la cual se incrementa a bajas temperaturas. Como resultado, el diagrama de tiempo de nucleación con respecto a la temperatura usualmente sigue una ley parabólica. En este contexto, la nucleación en las fronteras de grano ocurre antes de la nucleación homogénea en la matriz por sí misma.

El incremento en la resistencia dependiendo tanto en la cantidad de precipitados, como en el tamaño de partícula como se muestra en la Figura 3.8. Las partículas de alrededor de 1 a 2 nm en diámetro son muy efectivas en el endurecimiento por precipitación, la interfase de tales precipitados coherentes con la matriz de acero, estas partículas son típicamente formadas durante o después de la transformación de austenita (γ) a ferrita (α). Con altas temperaturas de formación y bajas velocidades de enfriamiento los carbonitruros tienden a crecer y convertirse en incoherentes con la matriz, estas partículas al ser más grandes e incoherentes son menos efectivas en el incremento de la resistencia [38].

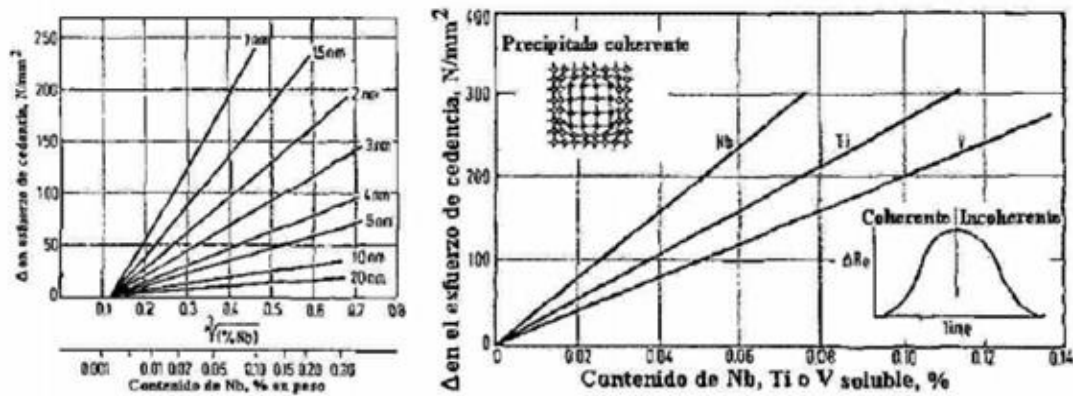


Figura 3. 7.- Efecto de la fracción volumen y tamaño de la partícula de NbC en el incremento de la resistencia por endurecimiento por precipitación [38].

3.5 Solubilidad de los carburos y nitruros.

El producto de solubilidad (K_s) está definido como la constante de equilibrio para la reacción de un elemento microaleante con un intersticial X disuelto en una fase de austenita (Y) formando un compuesto (carburo o nitruro) a una temperatura T. por lo tanto, expresa la solubilidad del compuesto en fase austenita (Y).

Es necesario entender los factores que controlan la disolución de los carburos y nitruros de titanio (Ti), vanadio (V), niobio (Nb), cuando el contenido de estos elementos disueltos excede el K_s a una temperatura dada. Los datos de solubilidad de los carburos y nitruros de microaleantes definen la cantidad de carburos y nitruros no disueltos, contenido de intersticiales que están en equilibrio con los carburos y nitruros, y temperatura a la cual la mayoría pueden ser disueltos.

Los productos de solubilidad en austenita para los carburos y nitruros de niobio (Nb), titanio (Ti) y vanadio (V), han sido evaluados mediante los cálculos termodinámicos clásicos y métodos químicos de disolución, considerando los valores obtenidos por Narita y Morita [2], los más empleados obtenidos mediante una relación de Arrhenius definida por la ecuación 1.

Ecuación 1:

$$\text{Log}_{10}K_s = -(Q/2.303RT) + c / 2.303$$

Dónde: K_s = producto de solubilidad (% peso)

Q= calor de disolución

R= constante de los gases

T= Temperatura (K)

C= constante para un sistema dado

3.5.1 Nitruro de Titanio (TiN).

Los estudios de solubilidad de TiN en acero indican que de todos los aceros y nitruros de Nb, V y Al, este es el más estable en el acero líquido y austenita (γ) desde 900 a 1350°C. La solubilidad del TiN es más alta en acero líquido que en austenita (γ) donde muestra una baja solubilidad. El TiN no se disuelve y tiene que precipitar en acero líquido, durante la solidificación y fase austenita (γ). El producto de solubilidad (K_s) de TiN es de 3.1×10^{-4} a 1500°C en acero líquido, mientras que en austenita (γ) es de 1.0×10^{-9} a 900°C, que son valores de varios órdenes de magnitud menor que los valores para carburos de Ti o V [62].

El uso del TiN como un agente refinador de grano a altas temperaturas del grano de austenita (γ), es una consecuencia directa de la estabilidad alta de TiN en austenita (γ) donde puede inhibir el tamaño de los granos austeníticos a tamaños grandes y anormales, mediante el anclaje en los límites de grano [62].

3.5.2 Carburo de Titanio (TiC).

El TiC presenta una solubilidad mayor que los TiN por cinco órdenes de magnitud, en el rango de temperatura de fase austenita (γ) de 900 a 1350°C. El K_s de TiC en austenita (γ) es de 2.8×10^{-2} a 1250°C, mientras que en la ferrita (α) es del orden de 10^{-5} a 700°C, por lo que se favorece la precipitación de estos carburos en el rango de la temperatura de fase ferrita (α) [62].

3.5.3 Nitruros de Niobio (NbN).

El NbN presenta una K_s en austenita (γ) de 1.7×10^{-3} a 1250°C por lo que estos nitruros presentan una mayor solubilidad que el TiN por cuatro órdenes de magnitud, para las mismas temperaturas en austenita (γ). El K_s de NbN en fase ferrita (α) es de 8.9×10^{-9} a 600°C, así que la solubilidad en ferrita (α) es menor que la obtenida en austenita (γ), por lo

que favorece la precipitación de NbN en ferrita (α). Además, el NbN ayuda a refinar el grano austenítico [62].

3.5.4 Carburo de Niobio (NbC).

El NbC muestra altas solubilidades en rangos de temperaturas de austenita (γ) (900 a 1350°C). El K_s en austenita (γ) es de 1.7×10^{-2} a 1250°C, mientras que en fase ferrita es del orden de 1.6×10^{-6} a 700°C favoreciendo la precipitación de estos carburos. De los datos de K_s se reporta que el NbC es más soluble en austenita (γ) que en fase ferrita (α) [62].

3.5.5 Nitruros de Vanadio (VN).

La solubilidad para el VN en fase austenita (γ) incrementa ligeramente el contenido de Mn en los aceros microaleados. Para un contenido de 1.6% Mn, el K_s en austenita (γ) es de 8.3×10^{-3} a 1250°C por lo que los nitruros presentan una mayor solubilidad que la de los TiN por cinco órdenes de magnitud, para las mismas temperaturas en austenita (γ). Han encontrado que no hay efecto del contenido de carbono sobre el K_s de estos nitruros, sugiriendo la formación de precipitados simples de VN [62].

3.5.6 Carburos Vanadio (VC).

Una característica importante de la solubilidad del VC en austenita (γ), es que esta es la más alta de todos los carburos y nitruros de titanio (Ti), vanadio (Vn) y nitrógeno (N), por lo que el VC en austenita (γ) es de 3.0 a 1250°C, mientras que en ferrita (α) es 1×10^{-4} a 700°C, por lo que este carburo se disuelve completamente en el rango de temperaturas de austenita, favoreciendo la precipitación en ferrita [62].

Resumiendo, la comparación de los productos de solubilidad de los carburos y nitruros de titanio (Ti), niobio (Nb) y vanadio (V), demuestran que los nitruros presentan

una gran estabilidad y baja solubilidad, mientras que los carburos presentan alta solubilidad, en el rango de temperaturas de austenita (γ) (900 a 1350°C) y fase ferrita (α) (900 a 900°C), para cada uno de los microaleantes, el nitruro es más estable que el carburo en austenita (γ).

Un resumen de los valores de los productos de solubilidad (K_s) de vanadio (V), titanio (Ti) y niobio (Nb) en carburo y nitruro en austenita, se presenta en la Tabla 4 y figura 3.9.

Tabla 4. Producto de solubilidad (K_s) de V, Nb y Ti en carburo y nitruro en austenita.

Temperatura (°C)	Vanadio		Niobio		Titanio	
	Carburo	Nitruro	Carburo	Nitruro	Carburo	Nitruro
900	4.2×10^{-2}	1.6×10^{-4}	4.8×10^{-4}	3.6×10^{-5}	2.5×10^{-4}	1.0×10^{-9}
950	9.0×10^{-2}	3.3×10^{-4}	9.1×10^{-4}	7.1×10^{-5}	5.8×10^{-4}	3.5×10^{-9}
1000	1.8×10^{-1}	6.2×10^{-4}	1.6×10^{-3}	1.3×10^{-4}	1.3×10^{-3}	1.0×10^{-8}
1050	3.5×10^{-1}	1.1×10^{-3}	2.8×10^{-3}	2.4×10^{-4}	2.6×10^{-3}	2.9×10^{-8}
1100	6.3×10^{-1}	2.0×10^{-3}	4.6×10^{-3}	4.1×10^{-4}	5.0×10^{-3}	7.6×10^{-8}
1150	1.1	3.3×10^{-3}	7.4×10^{-3}	6.7×10^{-4}	9.3×10^{-3}	1.8×10^{-7}
1200	1.9	5.3×10^{-3}	1.1×10^{-2}	1.1×10^{-3}	1.7×10^{-2}	4.2×10^{-7}
1250	3.0	8.3×10^{-3}	1.7×10^{-2}	1.7×10^{-3}	2.8×10^{-2}	9.1×10^{-7}
1300	4.8	1.3×10^{-2}	2.5×10^{-2}	2.5×10^{-3}	4.7×10^{-2}	1.9×10^{-6}
1350	7.4	1.9×10^{-2}	3.6×10^{-2}	3.7×10^{-3}	7.5×10^{-2}	3.7×10^{-6}

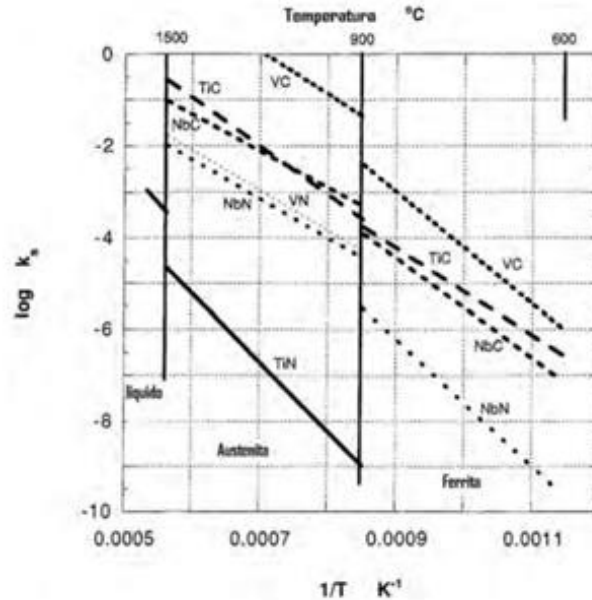


Figura 3. 8.- Productos de solubilidad de carburos y nitruros, en austenita y ferrita, en función de la temperatura [29].

3.6 Composición química de la austenita.

Con respecto a la disposición química de la austenita es necesario diferenciar entre la composición inicial y la composición que se tiene al momento de comenzar su transformación a la microestructura final. La composición inicial de la austenita es la que determina los niveles de solutos al inicio de la laminación mientras que la composición final determina el nivel de soluto al comenzar la transformación γ que es afectada por cualquier precipitación que pudiera haber ocurrido en la austenita durante el proceso [18].

Durante el proceso la laminación puede incluir principalmente compuestos de niobio, vanadio y titanio, mientras que los demás solutos sustitucionales permanecen esencialmente constantes. Estos solutos sustitucionales pueden afectar la solubilidad de los elementos microaleantes y con ello afectan las velocidades de precipitación en la austenita. También afectan a las temperaturas de transformación A_{r3} o la B_s las cuales controlan las características de precipitación en la ferrita, y por ultimo también imparten endurecimiento por solución sólida en la ferrita.

La cantidad de solutos intersticiales y elementos microaleantes en solución en la austenita antes de su transformación es también muy importante ya que tales cantidades determinan la fracción volumétrica de precipitados disponibles para endurecer la ferrita. Es decir, entre mayor sea la cantidad de microaleantes que queden en solución en la austenita, mayor será la fracción en volumen disponible para precipitación en la ferrita [72].

3.7 Temperatura de recristalización.

Los cambios microestructurales obtenidos durante los pasos de laminado en caliente, debido a la recristalización dinámica, son termodinámicamente indeseables. La temperatura de recristalización está implícitamente relacionada a la modificación realizada por un mecanismo de recristalización estática en el intervalo de laminado en caliente y el laminado final. Todo esto juega un papel importante en los cambios microestructurales que determinan las propiedades y microestructura final [40].

La recristalización estática se manifiesta con pequeñas deformaciones, provocando una disminución de la cantidad de dislocaciones, que a su vez, provoca una ligera pérdida de resistencia a la fluencia. La velocidad de recristalización incrementa con la deformación, presentando una homogénea y localizada distribución de la nucleación de grano, teniendo lugar en la unión triple de granos y en los límites de los granos deformados. En menor medida tenemos presencia de nucleación de forma inter granular [41, 42].

En esta etapa, al igual que en la etapa de recristalización dinámica, los elementos microaleantes (V, Ti, Nb) definen el tiempo para que tengan estos mecanismos. Este se debe al efecto retardante en la recristalización de austenita (γ), y al anclaje de los límites de grano por precipitación de carburos, nitruros y carbonitruros [43].

Los factores que controlan la recristalización estática son:

- 1.- La energía almacenada por deformación; de forma que incrementa el área de límite de grano, subgranos y dislocaciones, aportando proporcionalmente la fuerza motriz para la recristalización y aumentan su velocidad.

2.- La temperatura, el estado de nucleación y crecimiento son procesos activados térmicamente, que al incrementar la temperatura se incrementa la velocidad de acuerdo a la relación de Arrhenius.

3.- la energía almacenada que surge directamente de la deformación, pero la generación de velocidad del balance entre el trabajo de endurecimiento y el proceso de relación durante el periodo de deformación

4.- Por último, el efecto del tamaño de grano anterior, éste, tiene una influencia importante en el proceso y el tamaño de grano recristalizado [29,44].

3.8 Temperatura de no-recristalización.

La investigación relativa a los efectos retardados de las partículas de segunda fase sobre la migración de los límites de granos inició desde 1940, con el trabajo original de Zener [45]. Zener postuló que cuando hay partículas presentes muy cerca de un límite de grano, la energía efectiva del límite de grano disminuye. Esta reducción de la energía del límite de grano ocurre debido a que el área superficial de las partículas de segunda fase reemplaza una porción del límite de grano. Por lo tanto, el movimiento de un límite de grano alejándose de las partículas requeridas de trabajo o energía debido a un aumento en el área del límite de grano [46]. Este trabajo fue después ampliado [47] para considerar el movimiento de los límites de grano a través de un arreglo regular de partículas por unidad de área (N_s). Por lo tanto, la fuerza total de anclamiento (F_{anc}) de las partículas, corresponde a un arreglo de partículas con radio r , que se ejerce sobre los límites en movimiento se expresa como sigue:

Ecuación 2

$$F_{anc} = 4r\sigma N_s$$

Donde σ es la energía por unidad de área de límites de grano.

A partir de estos primeros trabajos se postularon tres modelos para explicar cómo las partículas microaleantes podían suprimir la recrystalización de la austenita [47-49]. Las ecuaciones resultantes se presentan en la Tabla 5.

Tabla 5. Comparación de las ecuaciones para N_s y F_{anc} para cada modelo de fuerza de anclaje por precipitado.

Modelo	N_s	F_{anc}	Ref
Límite rígido (R)	$\frac{3f_N}{2\pi r^2}$	$\frac{6\sigma f_N}{\pi r}$	47
Límite flexible	$\frac{3f_N^{2/3}}{4\pi r^2}$	$\frac{3\sigma f_N^{2/3}}{\pi r}$	48
Límite subgrano (S)	$\frac{3f_N L}{8\pi r^3}$	$\frac{3\sigma f_N L}{2\pi r^2}$	49
F_N .- Fracción de volumen precipitado. L .- Distancia medida de intercepción de límites de subgrano			

Aun cuando cada modelo representado en la Tabla 5, está basado en la ecuación general (2), difieren uno del otro por el método como se calcula N_s .

El modelo del límite rígido define N_s suponiendo que el movimiento de un límite de grano rígido es capaz de interactuar solamente con aquellas partículas de se encuentran dentro de más menos r del plano del límite [47]. Por su parte el modelo de límite flexible define N_s suponiendo que un límite infinitamente flexible es capaz de interactuar con cada partícula de radio r dentro de un solo plano de un arreglo tridimensional hasta que esté totalmente anclado [48]. El modelo de límite de subgrano considera el efecto de una distribución de precipitados que pudiera existir en los límites de subgrano de la austenita antes del inicio de la recrystalización.

No fue sino hasta inicios de 1980 cuando una serie de investigaciones [50, 48 y 49], mostraron directamente el efecto de los elementos microaleantes sobre la temperatura de no recrystalización (T_{nr}) de la austenita. En cada uno de estos estudios los aceros fueron sometidos a deformación plana por laminado a varias temperaturas. La temperatura de no recrystalización se determinó usando técnicas de metalografía óptica para cada temperatura de deformación. Los resultados de uno de tales estudios [48] se muestran en la Figura 3.10, en la cual se relaciona la temperatura de no recrystalización con la cantidad inicial de

microaleantes ya sea niobio (Nb), titanio (Ti), aluminio (Al) o vanadio (V) en solución en la austenita.

Los niveles iniciales de solutos en la Figura 3.10 fueron calculados usando los productos de solubilidad para los sistemas Nb(CN), TiN, AlN y VN, para determinar la cantidad de microaleante en solución a varias temperaturas de recalentamiento, despreciando cualquier precipitado durante el enfriamiento a temperaturas respectivas de deformación. Estos niveles de soluto fueron considerados constantes hasta antes de dicha deformación.

Los resultados de la Figura 3.10 muestran dos aspectos importantes. Primero, al aumentar la cantidad de adición de microaleante, se observa un aumento correspondiente en la temperatura de no recristalización. Esto puede entenderse por el hecho de que un aumento en la cantidad de microaleante dará lugar a precipitados más estables. Si se considera recalentamiento y temperaturas de deformación idénticas para un mismo nivel de soluto que produce un precipitado de cierta estabilidad en la austenita, una mayor sobresaturación de soluto y por lo tanto, una mayor fuerza motriz para precipitación producirán en el sistema un precipitado de más alta estabilidad, Esto se traduce en una mayor fracción de volumen de partículas de segunda fase que actúan para retardar la recristalización de la austenita, lo cual a su vez produce una mayor temperatura de no recristalización.

El segundo punto de interés se refiere a la efectividad de cada elemento microaleante para aumentar temperatura de no recristalización. De la Figura 3.10 se ve claramente para cualquier nivel de soluto, el niobio tiene efecto más grande sobre la temperatura de no recristalización. Este comportamiento puede entenderse en términos de la termodinámica de las especies precipitantes en conjunto con las condiciones de procesamiento del acero, como se muestra en la Figura 3.11 la cual presenta la sobresaturación como un por ciento del total de elemento microaleante (medido usando las relaciones de solubilidad o productos de solubilidad dados en la literatura), contra la temperatura de deformación.

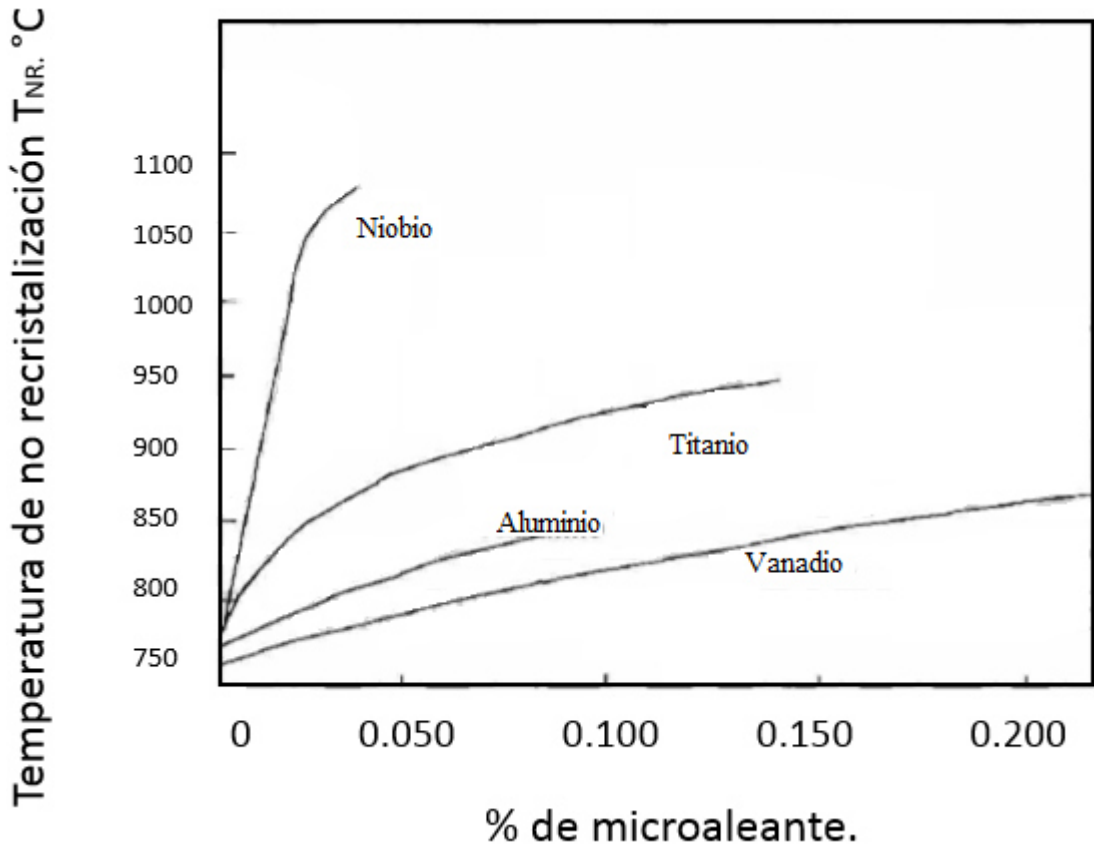


Figura 3. 9.- Retraso de la recrystalización por el Nb o Ti. [64].

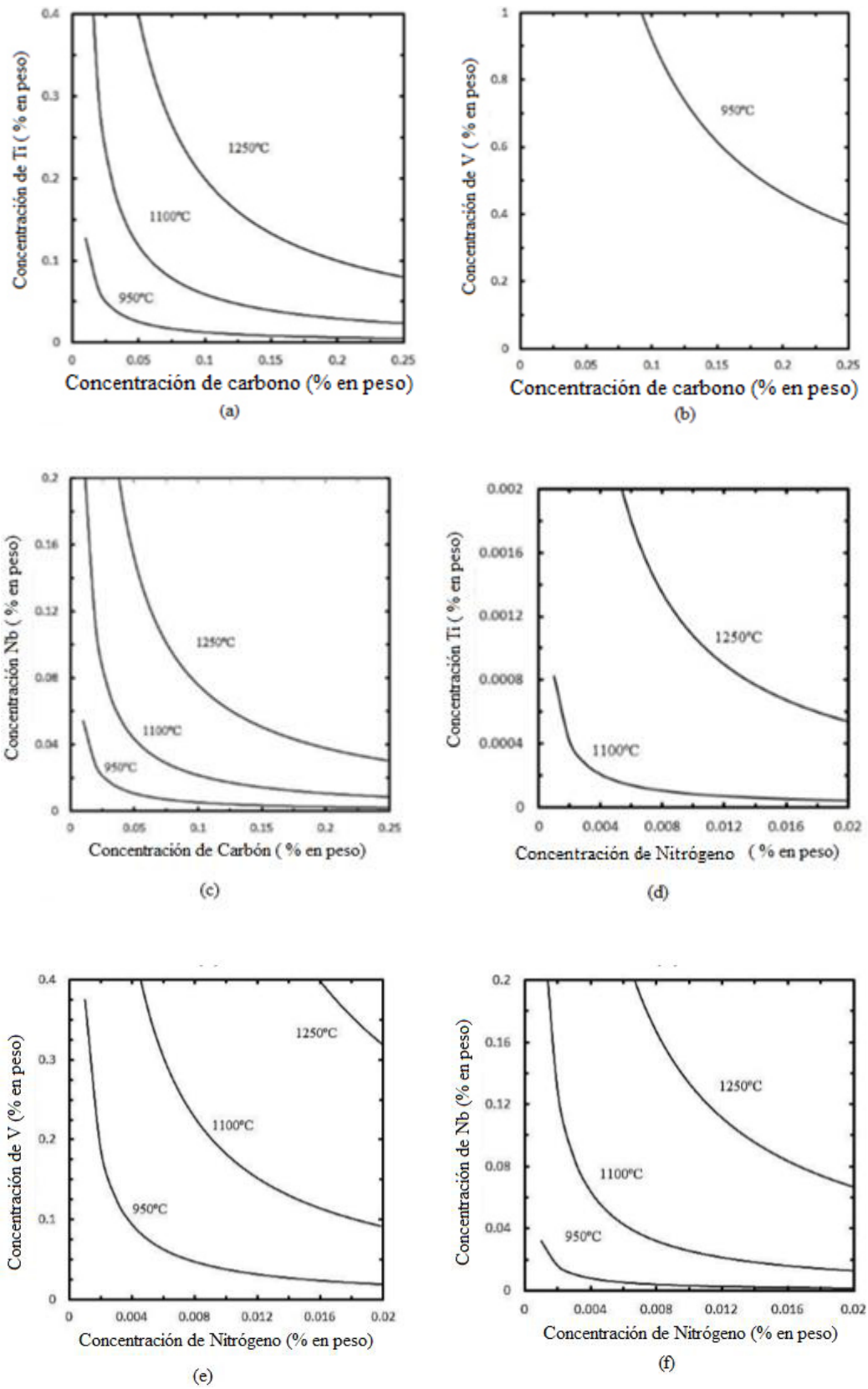


Figura 3. 10.- Potenciales de precipitación de varios sistemas de microaleantes [51].

Tabla 6. Relación de solubilidad de los carburos y nitruros en austenita [84].

Carbide/Nitride	Solubility in Austenite (element concentrations in wt pct)
TiC	$\log[Ti][C] = -\frac{7480}{T} + 3.21$
NbC	$\log[Nb][C] = -\frac{6770}{T} + 2.26$
VC	$\log[V][C] = -\frac{9500}{T} + 6.72$
TiN	$\log[Ti][N] = -\frac{15790}{T} + 5.40$
NbN	$\log[Nb][N] = -\frac{10150}{T} + 3.79$
VN	$\log[V][N] = -\frac{7700}{T} + 2.86$

También se muestra en la Figura 3.11 el intervalo de temperaturas de deformación que se usan en la práctica industrial para la laminación o el forjado. En ésta gráfica, se muestran cuatro sistemas de precipitados diferentes, cada uno mostrando además las composiciones representativas usadas en las aleaciones comerciales. La intersección de cada curva con 0% de sobresaturación debe de reflejar la temperatura de disolución para este precipitado. Los datos de la Figura 3.12 muestran que los sistemas de titanio exhiben altas sobresaturaciones a temperaturas mayores que la temperatura normal de deformación (Te), mientras que los precipitados de vanadio exhiben altas sobresaturaciones pero a temperaturas menores de Te [52].

Por su parte, el sistema basado en el niobio exhibirá altas sobresaturaciones dentro del intervalo de Te usado en la práctica industrial. El significado importante de este comportamiento es el que los precipitados de titanio pueden ser usados para control a altas temperaturas, es decir, control de temperatura de crecimiento de grano durante el recalentamiento, según la Figura 3.11. Los sistemas basados en el niobio pueden ser usados para control de temperaturas intermedias (temperatura de no recristalización). Con respecto a los sistemas basados en el vanadio, una gran parte del vanadio puede mantenerse en

solución en la austenita para un eventual endurecimiento por precipitación de los productos de transformación a bajas temperaturas [51].

Otros estudios [49 y 53], han demostrado que la precipitación en la austenita es acelerada aún más por la presencia de una alta densidad de defectos dentro de la estructura deformada en caliente. Se ha encontrado que la precipitación de Nb(CN) inducida por deformación dentro de la austenita deformada ocurre en dos etapas: inicialmente la precipitación se observa a lo largo de los límites de grano originales de la austenita y a lo largo de las bandas de deformación, pero después comienza la precipitación general en la matriz de la austenita no –recristalizada [53, 54 y 55].

La compleja interacción entre precipitación y recristalización fue estudiada con ayuda del diagrama generalizado de Recristalización-Precipitación- Temperatura-Tiempo, o diagramas RPTT, mostrados en la Figura 3.12. En este diagrama se define a la temperatura de solución (T_{sol}) por arriba de la cual los precipitados ricos en niobio se disuelven totalmente en austenita.

En la Figura 3.12. T es la temperatura por debajo de la cual tanto la recristalización como precipitación compiten entre sí y T_r es la temperatura por debajo de la cual la precipitación ocurre antes que la recristalización. La región 1 en la Figura 3.12 corresponde al caso en que las probetas fueron inicialmente austenizadas por arriba de T_{sol} , seguido por una deformación y mantenimiento isotérmico entre T_{sol} y T' .

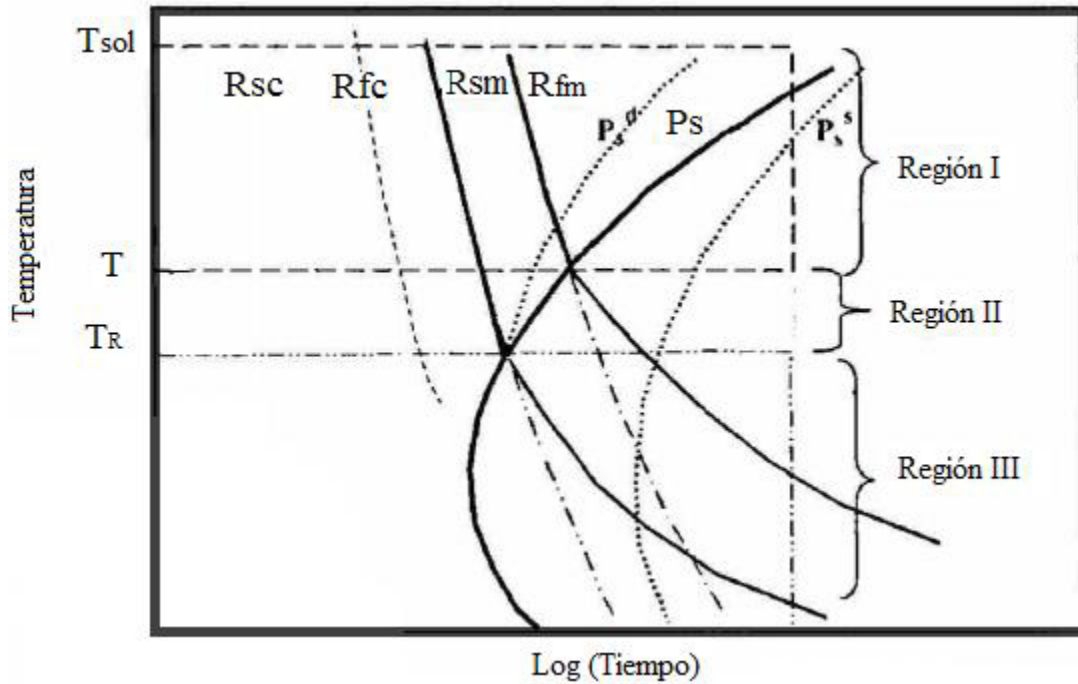


Figura 3. 11.- Diagrama RPTT que muestra la interacción entre la precipitación y la recristalización. R_{sm} y R_{fm} se refieren al inicio y fin de la recristalización respectivamente en aceros microaleados; R_{sc} y R_{fc} se refieren al inicio y fin de la recristalización, respectivamente, en aceros al carbono. P_s^d y P_s^s se refieren a los tiempos hipotéticos de inicio de la precipitación en austenita deformada y sin deformar, respectivamente. P_s es el tiempo de inicio de la precipitación [53].

En la región I la recristalización es determinada (R_f), antes de que suceda el inicio real de la precipitación (P_s) sin embargo dado que la precipitación ocurre en austenita completamente recristalizada, el inicio de la precipitación puede ser acelerada. Este cambio se nota en las curvas hipotéticas P_s^d y P_s^s . La primera representa el inicio de la precipitación en la austenita deformada y la segunda representa el inicio de la precipitación en la austenita gruesa sin deformar [53]. Este cambio se ha atribuido a la refinación de la microestructura de la austenita al disminuir la temperatura de deformación.

La precipitación en la región II ocurre después de la recristalización parcial (durante el intervalo de tiempo entre R_s y R_f). Por lo tanto una aceleración de la cinética de la precipitación se observó en esta región debido a la presencia de heterogeneidades en la austenita parcialmente recristalizada. Deberán evitarse las deformaciones que pudieran

realizarse en esta región debido a las propiedades indeseables asociadas con una microestructura dúplex (mezcla de granos gruesos y finos) [50, 54-56].

Se ha visto que durante las deformaciones que se realizan bajo las condiciones de la región III, la precipitación comienza antes que la recrystalización [49]. Se pensó que la fuerza de anclaje por los precipitados, F_{anc} que resulta bajo estas condiciones sería lo suficientemente grande como para impedir el desarrollo de la recrystalización como realmente se observó.

Las ecuaciones dadas en la Tabla 6 fallaron en predecir una F_{anc} mayor de lo calculado, lo cual ha sido explicado de la siguiente manera por algunos investigadores [57]: “Una mayor fracción en volumen de precipitados pueden estar presentes en tamaños demasiados pequeños como para que puedan ser detectados por las técnicas de microscopía electrónica de transmisión”. Por lo tanto, un alto número de precipitados distribuidos uniformemente por toda la microestructura, combinados con pequeñas distancias interpartículas, producirán una mayor fuerza de anclaje. Esto parece ser una explicación válida dado el hecho de que cada modelo de F_{anc} supone una distribución uniforme de partículas en toda la matriz y en los límites de los subgranos. Las consecuencias de estos razonamientos pueden entenderse mejor con la ayuda de la Figura 3.13, la cual muestra un límite de subgrano (LSG) de austenita y se considera que está a una temperatura inferior a la de inicio de precipitación. Inicialmente ($t=0$), los átomos de Nb, C y N están formando una solución sólida con la austenita. Pero un poco después y a una temperatura un poco inferior durante el proceso de deformación puede ocurrir la precipitación de Nb(CN). Si se supone una distribución uniforme y de sus precipitados, la fracción volumétrica de precipitados en los límites de subgrano de la austenita (en donde serían más efectivos para retardar la recrystalización), sería idéntica a la fracción volumétrica de toda la matriz [52].

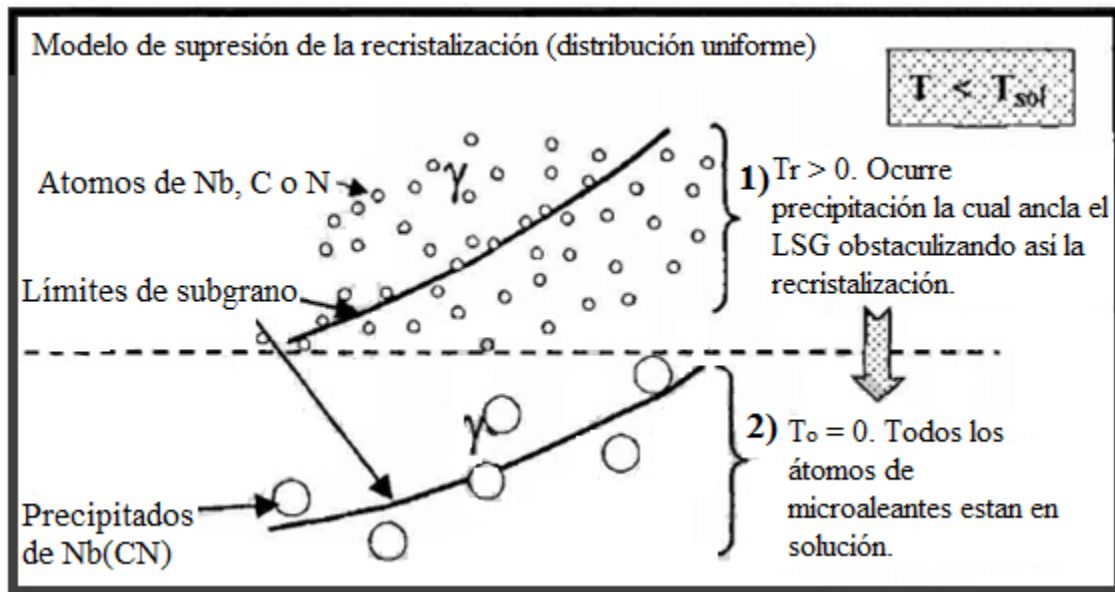


Figura 3. 12.- Representación esquemática de la posible distribución de los precipitados de Nb(CN), a lo largo de los límites de subgrano dentro de la austenita para el caso de una distribución uniforme de los microaleantes [58].

Sin embargo, algunos investigadores han encontrado que la distribución de los precipitados de Nb(CN), pareciera que está localizada o segregada, mostrando un mayor número de partículas en lo que parece que eran los anteriores límites de grano, límites de subgrano y bandas de deformación. Este caso se muestra en la Figura 3.14. Este diagrama difiere del mostrado en la Figura 3.13 en que antes los precipitados de los Nb(CN), puede ocurrir una segregación de microaleantes hacia dichas heterogeneidades microestructurales. Por lo tanto, después de la precipitación, una mayor fracción de volumen de Nb(CN) se encuentra localizada en los límites de grano y subgrano de la austenita, lo cual a su vez produce una mayor fuerza de anclaje, F_{anc} , que aquella que se calculó suponiendo una distribución uniforme de solutos y precipitados [58 y 60].

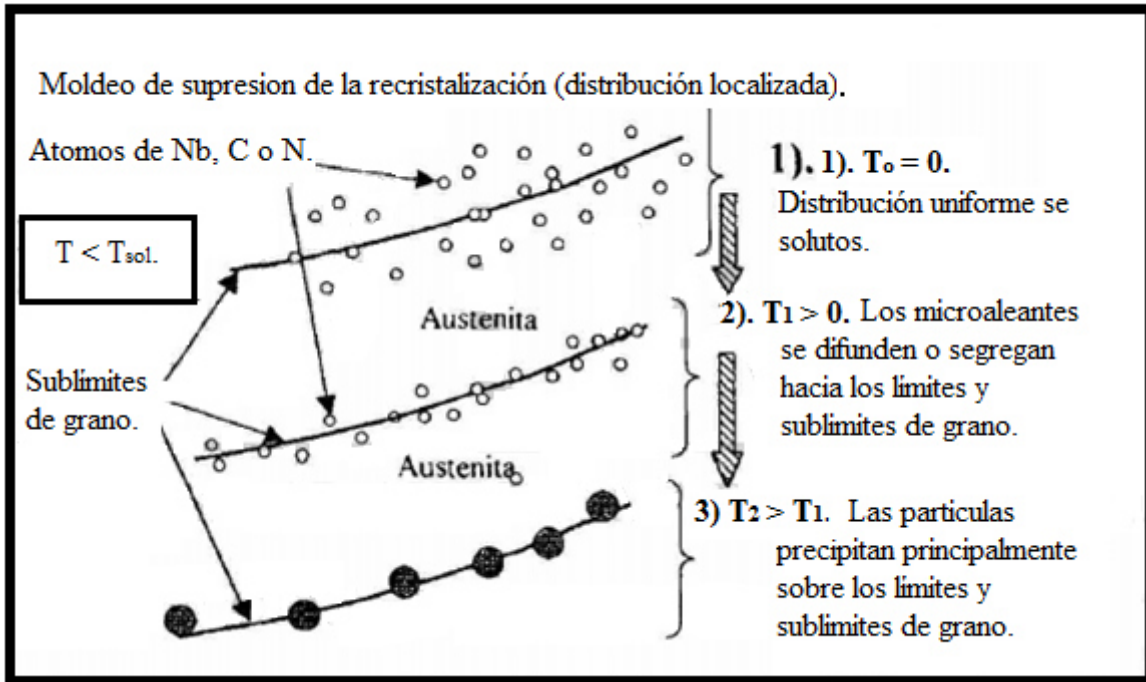


Figura 3. 13.- Representación esquemática de la posible distribución de los precipitados de Nb(CN) a lo largo de los límites de subgrano dentro de la austenita, para el caso de una distribución no-uniforme, o segregación de los microaleante [58].

3.9 Precipitación en aceros HSLA.

La precipitación en aceros microaleados puede ser clasificada dentro de tres tipos [61-63].

- Precipitación formada en la fase líquida y durante o después de la solidificación, en la interfase líquido-sólido. Esta precipitación es muy estable, los precipitados de gran tamaño tienen una gran influencia en la recristalización de austenita, mientras los más pequeños retardan el crecimiento en austenita (γ) durante el recalentamiento o durante un proceso de soldadura [64, 65, 66].
- Precipitación que se obtiene en austenita (γ) después o durante la deformación plástica en caliente, en el momento que la temperatura va disminuyendo. Estos precipitados son inducidos por deformación y pueden retardar la recristalización de

austenita (γ). A consecuencia de este tipo de precipitación se obtiene principalmente el refinamiento de grano en aceros microaleados [67, 68].

- Precipitación que se lleva a cabo durante o después de la transformación de la fase austenita (γ), nucleando en la interfase γ/α y en ferrita (α). A través de esta formación normalmente obtenemos el endurecimiento por precipitación ferrítica, observada como una fina dispersión de partículas [69].

3.10 Precipitación en austenita.

Los precipitados formados en austenita frecuentemente se producen a través de un mecanismo de precipitación inducida por deformación. Cuando la deformación es aplicada en la región austenítica, la introducción de dislocaciones durante el trabajo en caliente provee de espacios para la nucleación de precipitados de carburos o nitruros [62]. Un ejemplo común es la precipitación inducida por deformación de Nb (C, N), el cual es empleado en la laminación en caliente suprimir la recristalización y con esto obtener austenita “pancaked”. Sin embargo, la precipitación formada en austenita es relativamente burda y debido a esto tiene una limitada contribución al endurecimiento. Incluso, la precipitación en austenita puede consumir una porción substancial de los microaleantes (Ti, V, Nb), lo que reduce la cantidad disponible para que se dé la precipitación a menor temperatura en la región ferrítica.

En los procesos de deformación en caliente como laminado, la temperatura de trabajo y composición del acero son importantes para controlar la disolución de carburos y nitruros de microaleantes. El subsecuente comportamiento de precipitación depende de la extensión de la disolución en dos formas [49, 50]:

- Mayor contenido de soluto y calentamiento a temperaturas más altas se disolverán más carburos y nitruros de microaleantes de acuerdo con los datos de solubilidad, incrementando la sobresaturación en enfriamiento y mayor velocidad de precipitación a temperaturas más bajas.

- Disolución parcial de carburos y nitruros resulta en partículas disponibles como núcleos para el subsecuente proceso de precipitación en enfriamiento. Temperaturas de disolución bajas favorecen una precipitación acelerada de solutos sobre las partículas existentes.

Durante la formación en caliente a temperaturas por debajo de la línea de sólido, la introducción de las dislocaciones y límites de grano de ángulo bajo proveen numerosos sitios para la precipitación de carburos y nitruros. Por lo tanto la precipitación inducida por deformación en austenita se acelera.

De las curvas de precipitación de los carburos y nitruros de niobio (Nb) y titanio (Ti) en fase austenita (γ), el proceso de precipitación es rápido, puede ser completado en un minuto a temperaturas entre 900 a 1000°C y favorecido por un 50% de reducción en espesor por laminado en caliente.

La aceleración de la precipitación inducida por deformación depende del nivel de deformación, con 20% de reducción en caliente los tiempos de precipitación incrementan por un factor de 5 - 10 veces. Con temperaturas por debajo de la nariz de la curva C, el atraso en la precipitación controlada por difusión se espera y puede ser interrumpida por la transformación de austenita-ferrita a temperatura por debajo de 900°C. En aceros microaleados con 0.125% V y 0.0075%N, la alta solubilidad de carburos de VC resulta en carbono-nitruros siendo periódicamente el VN [29].

3.10.1 Precipitación durante la descomposición de austenita.

Una dispersión no aleatoria de precipitados alineados en filas se puede formar durante la transformación, conocida como precipitación interfase, toma lugar dentro de la interfase de transformación austenita – ferrita durante la descomposición de austenita.

El primer reporte de la precipitación interfase, fue descrito en un acero de bajo carbono microaleado con Nb (0.15 C-1.11Mn-0.02Nb en % peso) por W.B Morrison, J.H. Woodhead y otros [70-73]. Un fortalecimiento significativo fue descubierto en algunos aceros microaleados con Nb cuando se emplea una temperatura de austenización mayor en

transformación de austenita a ferrita. En estos aceros, una distribución de precipitados con forma de banda fueron detectados bajo el TEM (Figura 3.15) [72].

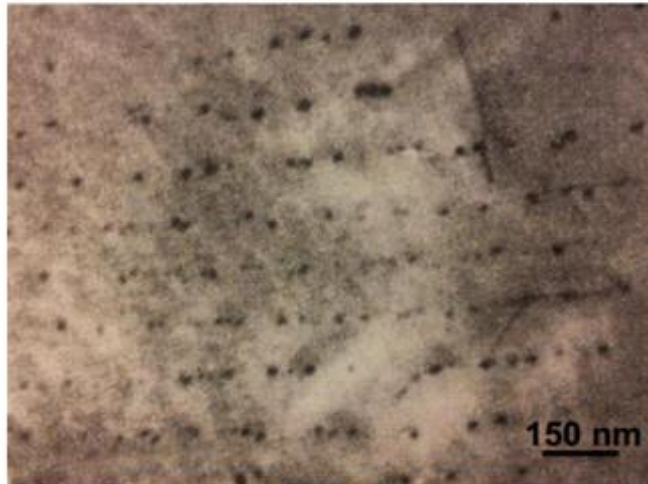


Figura 3. 14.- Micrografía TEM que muestra la precipitación de interfase en una aleación Nb [72].

Un gran número de investigaciones han sido realizadas para entender y describir el mecanismo de formación de precipitación interface. R. W. K. Honeycombe y colaboradores [24] llevan a cabo una investigación fundamental de precipitación interface en diferente micro aleaciones, como resultado se observaron varias morfologías de precipitación, estas pueden ser resumidas en tres tipos.

- 1.- Precipitación en interfase planar con una separación de hoja uniforme. Es la precipitación interfase mejor caracterizada.
- 2.- Precipitación interfase curva con separación de hoja uniforme o aleatoria. Comúnmente observada a altas temperaturas de transformación.
- 3.- Precipitación interfase fibrosa. Comúnmente observada en aceros con alto carbón.

Las características morfológicas de los precipitados interfaces tienen una relación directa con las condiciones del proceso termomecánico a las cuales se somete el acero, y es dependiente de la cinética de transformación termodinámica.

Existen cambios importantes en la solubilidad y comportamiento de precipitación cuando los aceros microaleados experimentan la descomposición de austenita en enfriamiento después del trabajo en caliente.

Con observaciones en el microscopio electrónico de transmisión de los aceros microaleados con niveles de microaleantes de 0.03-0.15%, se presentó una distribución en arreglos lineales de filas de precipitados de carburos y nitruros finos con espaciamentos definidos, formados durante la transformación austenita-ferrita ($\gamma \rightarrow \alpha$). Las filas de partículas fueron encontradas paralelas con la interfase entre la ferrita que crece y la matriz austenita. Por lo tanto, se presentó un proceso de precipitación en la interfase γ/α [51,52].

La formación de las partículas establece que estas son nucleadas periódicamente durante la transformación en la interfase γ / α . Este mecanismo se deriva del crecimiento de ferrita durante la transformación que proveen sitios de nucleación para los carburos y nitruros de microaleantes. La interfase γ / α permanece estacionaria y disponible para la nucleación y crecimiento de los carburos y nitruros hasta que la próxima ferrita se extienda en esta superficie obstaculizando las partículas precipitadas.

La morfología de las partículas en discos planos o cuadrados con caras coherentes es observada por los carbonitruros de V y Ti, mientras que la forma de los carbonitruros de Nb es menos definida. Estas diferencias pueden ser atribuidas a efectos de coherencia y precipitación incoherente en austenita (γ).

Conforme la temperatura de transformación es reducida por el incremento del contenido de microaleantes, una temperatura límite es alcanzada por debajo de la cual la difusibilidad de los microaleantes es insuficiente para permitir la precipitación en interfaces de los carburos y nitruros. Bajo estas circunstancias, los microaleantes son retenidos en solución sólida sobresaturada y no hay segunda fase dispersa que contribuya en la resistencia a la cedencia. Un efecto similar puede ser producido por incremento en la velocidad de enfriamiento en los aceros de bajo carbono, por lo que puede bajar la temperatura de transformación donde la precipitación es inhibida [29].

La reacción de precipitación en interfaces es observada en los aceros de bajo, medio y alto carbono, teniendo una microestructura perlítica predominante. El rango de

temperaturas de la transformación perlítica se extiende desde 500°C hasta la temperatura A_1 . Por lo tanto, muestra un traslape considerable con el rango del mecanismo de precipitación en interfase que ocurre en la microestructura ferrítica en los aceros al carbono. Como la interfase perlita-austenita consiste de interfases (α / γ y cementita / γ) debido a la naturaleza laminar de la estructura eutectoide perlítica, la posibilidad de un proceso de laminación de interfase ocurrirá en cualquiera de las dos interfases de perlita.

En los aceros con vanadio de medio y alto carbono, los carbonitruros de V precipitan exclusivamente en la ferrita interlaminar de la estructura perlítica. En aceros de medio carbono que muestran una estructura de ferrita y perlita, se observa la precipitación en la interfase de ferrita de ambos constituyentes microestructurales [47].

3.11 Precipitación en ferrita.

Las velocidades de enfriamiento rápidas aplicadas en los aceros de bajo carbono pueden suprimir la reacción de precipitación en interfase o cualquier precipitación de carburos y nitruros de microaleantes, manteniendo una microestructura ferrítica. Con recalentamiento en el rango de temperatura de ferrita (envejecimiento), tales aceros muestran los efectos de una relación del endurecimiento por precipitación con partículas de carburos y nitruros formadas sobre las dislocaciones [29].

La precipitación de ferrita super saturada ocurre siguiendo la transformación de austenita a ferrita. Este proceso puede ocurrir después de un rápido enfriamiento para la zona de bajas temperaturas, ya sea durante el embobinado o durante un recalentamiento subcrítico para un normalizado.

Un significativo fortalecimiento del metal puede ser obtenido de la precipitación en la fase ferrítica. La precipitación en esta fase ha reportado buenos resultados cuando se tienen precipitados finos y dispersos de manera homogénea en la matriz con un tamaño promedio de 10 nm [69].

3.12 Control de laminación.

El requerimiento de obtener el grano ferrítico más fino posible con el objetivo de aumentar la resistencia promovía también el aumento indeseable en la temperatura de transición en la prueba de impacto. La necesidad de evitar este aumento condujo al desarrollo de la laminación controlada. Por muchos años se había conocido que el terminar de laminar a bajas temperaturas producía un aumento en las propiedades mecánicas [75] incluyendo una disminución en la temperatura de transición. Sin embargo este conocimiento no se había aplicado en la industria debido sobre todo a que el terminar de laminar a bajas temperaturas propicia mayores fuerzas de separación, es decir mayor capacidad de los molinos, lo cual no se tenía en muchas plantas.

Vanderbeck [76] hizo un reporte sobre el laminado a bajas temperaturas en 1958, indicando que con esto se obtenían disminuciones importantes en la temperatura de transición. Wiester y colaboradores [77] describieron en 1962 los efectos de las condiciones de laminación sobre las propiedades de aceros calmados con aluminio, con diferentes contenidos de nitrógeno y, en algunos casos, con adicciones de vanadio.

Se ha realizado mucho trabajo acerca de las complejas interacciones entre deformación, precipitación de partículas y recristalización. La conclusión es que la recristalización puede ser retardada tanto por los elementos en solución sólida pero en particular por partículas muy pequeñas de precipitados que se forman durante la deformación. Entre los grupos de investigadores enfocados a la investigación sobre la laminación controlada se encuentra el grupo encabezado por J. J. Jonas en la universidad de McGill en Canadá, y por C. M. Sellars en la Universidad de Sheffield, en Inglaterra [78].

El proceso de laminación en caliente ha sido gradualmente un proceso que se ha convertido en una operación mucho más controlada y esto ha incrementado su aplicación a aceros microaleados con composiciones cuidadosamente seleccionadas para proveer condiciones mecánicas óptimas. El laminado controlado es un procedimiento en donde los pasos se efectúan a temperatura controlada, con una cantidad de reducción por pase predeterminada y una temperatura de acabado definida, resultando en una combinación

mejorada de resistencia y tenacidad reduciendo el contenido de carbono que a su vez mejora su soldabilidad [18].

El proceso tradicional de laminado en caliente para aceros de bajo carbono se muestra en la Figura 3.16, es una secuencia de recrystalización y crecimiento de grano de austenita durante la deformación con múltiples pasos a altas temperaturas. La parte principal del proceso de deformación toma lugar a temperaturas elevadas donde la recrystalización y el crecimiento subsecuente del grano son relativamente rápidos, resultando en un tamaño de grano grueso de austenita (D_γ), antes de la transformación. En el enfriamiento, los granos gruesos de austenita dan lugar a la formación de los granos de ferrita gruesos (D_α), por lo que se obtiene un producto indeseable. En consecuencia, una microestructura de ferrita fina puede ser obtenida por la adición de tratamientos térmicos, tal como un normalizada (Austenizado seguido de un enfriamiento al aire) [79].

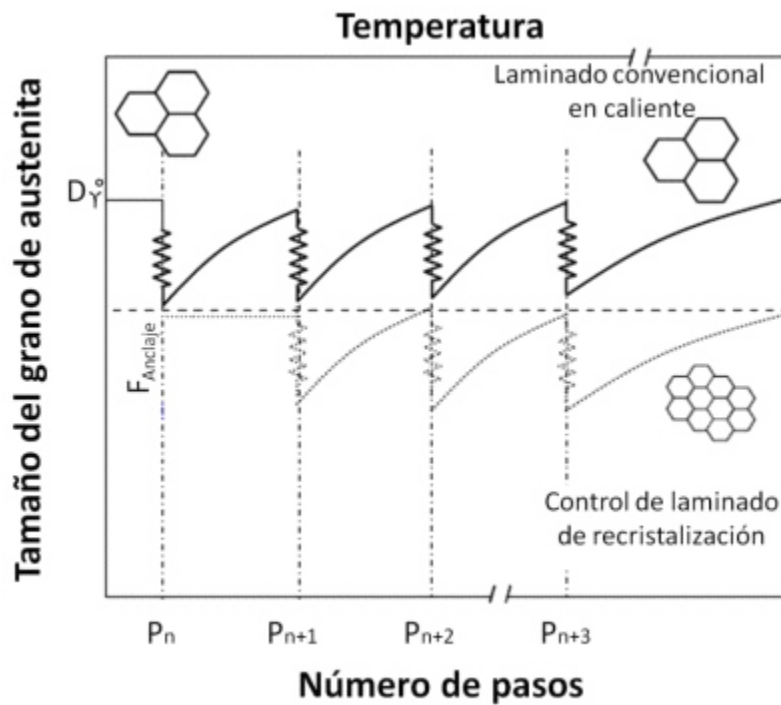


Figura 3. 15.- Ilustración esquemática de la diferencia en la evolución del tamaño de grano durante la deformación, en ambos controles de laminado convencional y recrystalización [79].

3.13 Proceso termomecánico.

El objetivo principal de un proceso termomecánico, es lograr una microestructura de austenita predeterminada antes de la transformación, para asegurar una microestructura de ferrita fina. El refinamiento del grano de austenita es un proceso termomecánico, se obtiene controlando la recrystalización y el engrosamiento de grano subsecuente de la programación de múltiples pasos de laminación.

Tanaka [79] muestra que un proceso termomecánico consiste en un control de proceso de laminado seguido de un enfriamiento acelerado interrumpido. El propósito principal del proceso del laminado es producir deformación en los granos de austenita para incrementar de densidad de sitios de nucleación de ferrita, mientras que el enfriamiento acelerado interrumpido, mejora la velocidad de nucleación de la ferrita.

En base a una deformación relativa que ocurre a temperaturas críticas del material y a las condiciones de austenita, el control de laminado puede ser dividido en tres tipos:

- Control de laminado de recrystalización
- Control de laminado convencional
- Control de laminado intensificado

En general, la deformación a temperaturas altas a un 95% de las temperatura de recrystalización completa, es representativa de un proceso de control de laminado de recrystalización, mientras que en un proceso de control de laminado convencional implica deformaciones a temperaturas bajas, esto por debajo de la temperatura del paro de recrystalización T_{RXN} o a un 5% de la temperatura de recrystalización completa, la microestructura de la austenita, cambia en función de la temperatura de deformación y el esfuerzo de deformación, ver Figura 3.17.

La laminación en caliente es un proceso de deformación a temperaturas altas, que cuando se consigue en una rápida recrystalización, se obtiene una inhibición de grano grueso, como se muestra en la Figura 3.16, En este proceso, la magnitud de la fuerza de anclaje, $F_{anclaje}$, de los precipitados de los elementos microaleantes deben ser lo suficiente

bajas para permitir que ocurra la recrystalización de la austenita, pero lo suficientemente grande para suprimir el engrosamiento de grano. En este caso, los granos originales equiaxiales de austenita son reemplazados por un nuevo grupo de granos pequeños recrystalizados durante cada paso. El valor de maximización de la densidad de los sitios efectivos de nucleación de ferrita por unidad de volumen S_v , aumenta como resultado de un incremento en el área de los límites de granos por unidad de volumen, el cual es causado por la disminución en el promedio del volumen de grano, como se muestra en la Figura 3.18.

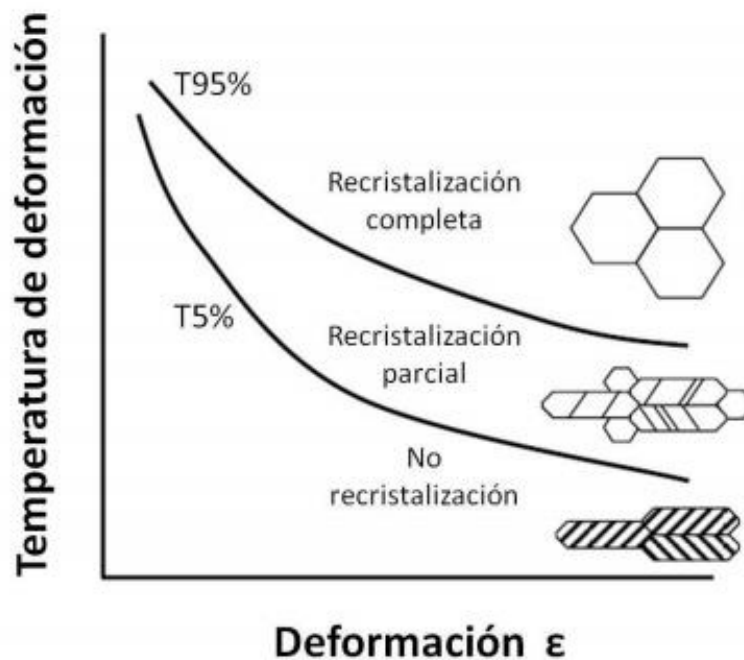


Figura 3. 16.- Ilustración esquemática de la microestructura de austenita, resultado de distintas condiciones de deformación [79].

Cuddy [80] y Sekine [81] muestran la limitación del refinamiento de grano en un proceso de control de laminación de recrystalización. Se requiere de arreglos adicionales en el proceso para incrementar los sitios de nucleación de la ferrita. El proceso de control de laminación convencional implica que el aplanamiento de los granos de austenita y la transformación de defectos intergranulares planares, tales como maclas y bandas de deslizamiento, como resultado de una deformación repetitiva en regiones de no

recristalización por debajo de 5% de temperatura de recristalización completa. En este caso, el valor de S_v aumento como resultado del incremento del área de límites de grano por unidad de volumen que surge de un cambio en la forma de grano y a través de la adición de los defectos intergranulares planares, como se muestra en la Figura 3.18 [79].

Por otro lado, la deformación que toma lugar en la región de dos fases austenita-ferrita es clasificada como proceso de control de laminado intensificado. La diferencia en la programación de deformación entre los procesos se muestra en la Figura 3.19 [79]

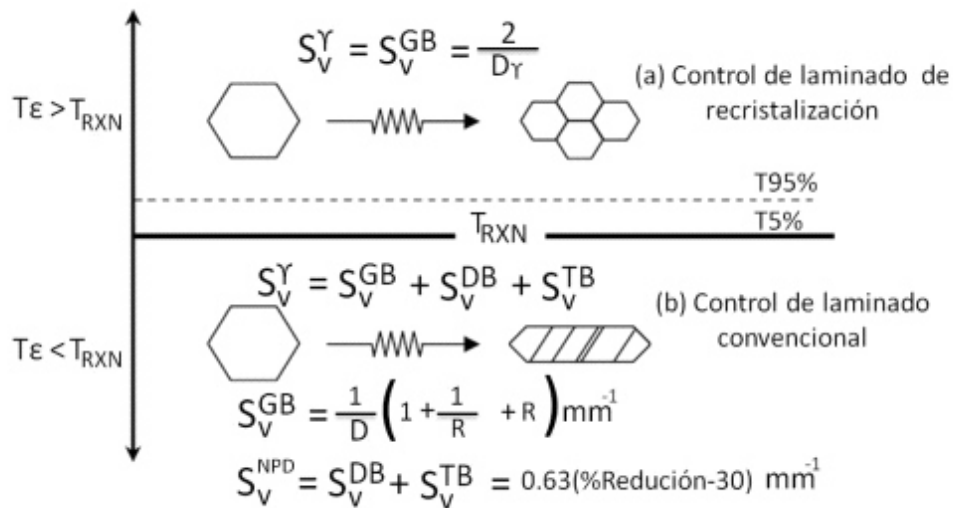


Figura 3. 17.- Representación esquemática de la microestructura austenítica, cuando la deformación es por abajo y por arriba de la temperatura de paro de recristalización T_{RXN} , de austenita, Nota GB, DB, TB y NPD denotan la contribución total S_v de los límites de grano, bandas de deslizamiento y maclaje. Por otra parte, D es la longitud del borde al cuadrado y R es la proporción de reducción de laminado [79].

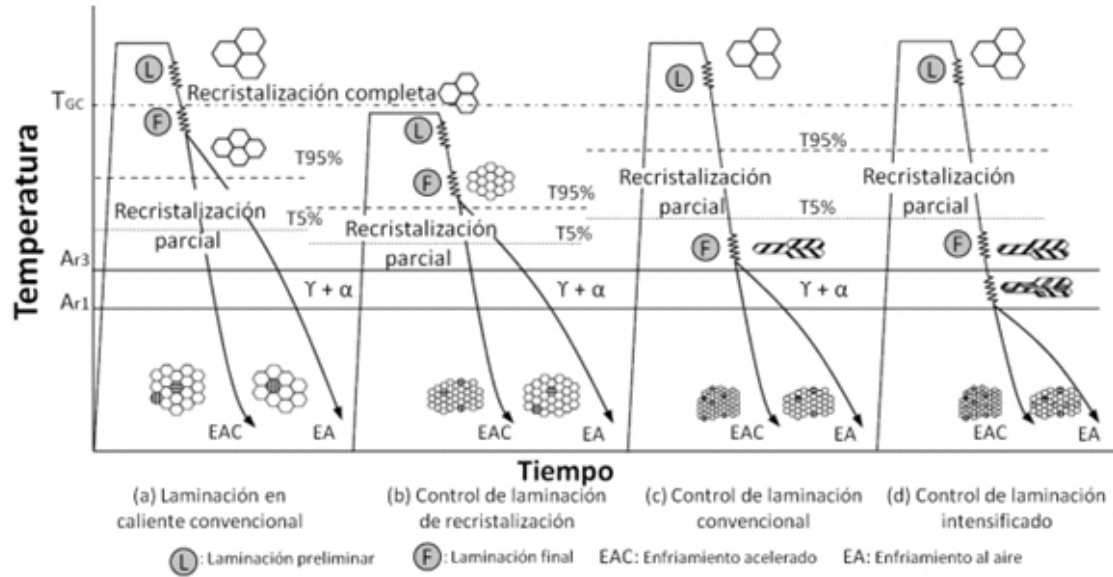


Figura 3. 18.- Ilustración esquemática del proceso de laminado. Nota T_{GC} es la temperatura de engrosamiento de grano [79].

3.14 Proceso termomecánico para los aceros HSLA.

Con el fin de obtener un estado de precipitación óptimo como se describe en sección anterior, es necesario un cuidadoso control del procesamiento termomecánico. La Figura 3.20 muestra esquemáticamente los principales procesos en un tren de laminación en caliente [82]. En esta sección, son revisados varios factores críticos en la obtención de microestructura final para ayudar a obtener los parámetros del molino de laminación en caliente.

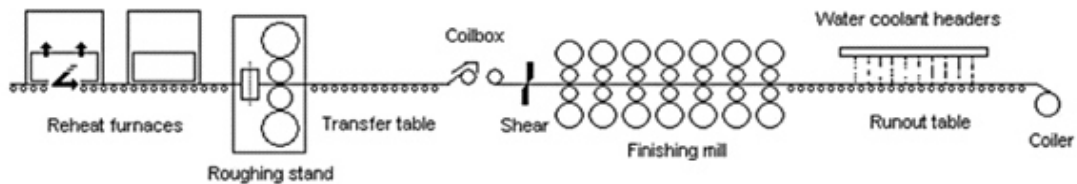


Figure 2.8 Layout of a semi-continuous hot strip mill

Figura 3. 19.- Ilustración esquemática de la salida de un molino de laminación en caliente semi-continuo [82].

3.15 Recalentamiento del planchón.

La etapa inicial de cualquier proceso de laminación en caliente es la etapa de recalentamiento del planchón, esta tiene una gran influencia en la resistencia, dureza y microestructura de los aceros microaleados [83]. Una temperatura lenta de recalentamiento sobre el planchón resulta en granos finos de austenita, que refina la microestructura final del material y por lo tanto mejora la tenacidad a baja temperatura.

El refinamiento se atribuye en parte a los precipitados que quedan después de un recalentamiento lento, lo que ayuda a suprimir el crecimiento de grano de austenita. Sin embargo, las temperaturas bajas de recalentamiento en el planchón pueden disminuir la resistencia a la fluencia y la resistencia a la tracción, esto ocasiona la disolución de algunos microaleantes en el material lo que ocasiona una disminución de endurecimiento por precipitación después del enfriamiento, y puede influir en el comportamiento de acondicionado austenita durante el laminado.

En condiciones industriales es deseable una alta fracción de precipitados finos, se aplica una temperatura de recalentamiento en el planchón lo suficientemente alta para disolver casi todos los carburos/nitruros en el material, con el fin de lograr la máxima precipitación en los procesos posteriores. Una temperatura de recalentamiento de planchón comúnmente adoptada en el tren de laminación en caliente es por encima de 1250°C.

3.16 Programa de laminado.

En la laminación en caliente, por lo general se emplea un programa de laminación de múltiples pasadas que incluye desde el material en bruto hasta el acabado final. Basado sobre varios factores, incluyendo la temperatura, la presión, la velocidad de deformación, el tiempo entre pasadas, velocidad de deformación, temperatura final de laminación, acabado final, etc., la laminación en caliente de aceros HSLA puede ser clasificada en tres tipos. Control de laminación convencional, control de laminación de recristalización y control de

recristalización dinámica. La Figura 3.21 muestra un esquemáticamente las deformaciones y diferentes rangos de temperatura para los tres tipos de laminación [85].

En el control de la laminación de recristalización, mostrada en la Figura 3.21 (a), El pase de lamiado final se lleva a cabo por encima de la temperatura de no recristalización, que permite la deformación de austenita para conseguir la recristalización completa si el tiempo entre pasadas es lo suficientemente largo y ninguna tensión se acumula. En control de laminación convencional, (Figura 3.21 b), pequeñas partículas de precipitados resultan de la precipitación inducida por deformación. Principalmente de Nb (carburo/nitruro), estos retardan o prevén la recristalización de la austenita creando así una microestructura austenítica de “pancake” o aplanada. Control de laminación convencional es comúnmente adopta en laminación de placas donde la austenita “pancaked” resulta en una fina microestructura. La precipitación inducida por deformación consume una considerable cantidad de microaleantes, esto reducirá el fortalecimiento por precipitación en el rango de bajas temperaturas. La recristalización dinámica (Figura 3.21 c) ocurre durante las pasadas de la laminación cuando la deformación total excede la deformación crítica [86, 87]. La deformación a la cual la recristalización dinámica es iniciada se nombra como deformación crítica, la cual se obtiene debajo de la temperatura de no recristalización por acumulación de tensiones [85]. La recristalización dinámica generalmente resulta en una microestructura final más fina que la de control de laminación de recristalización. En el control de laminación de recristalización las pasadas de tiempo cortas permiten poca precipitación, debido a esto muchos de los microaleantes permanecen en solución sólida dentro de la matriz. El programa de laminación influye directamente en el tamaño de grano. Las variaciones de tiempos entre pasadas, deformaciones y temperatura tienen influencia en la transformación de austenita a ferrita así como de la cinética de transformación, lo que podrá afectar los estados de precipitación (precipitación interfase y precipitación en ferrita) en las etapas de enfriamiento y embobinado.

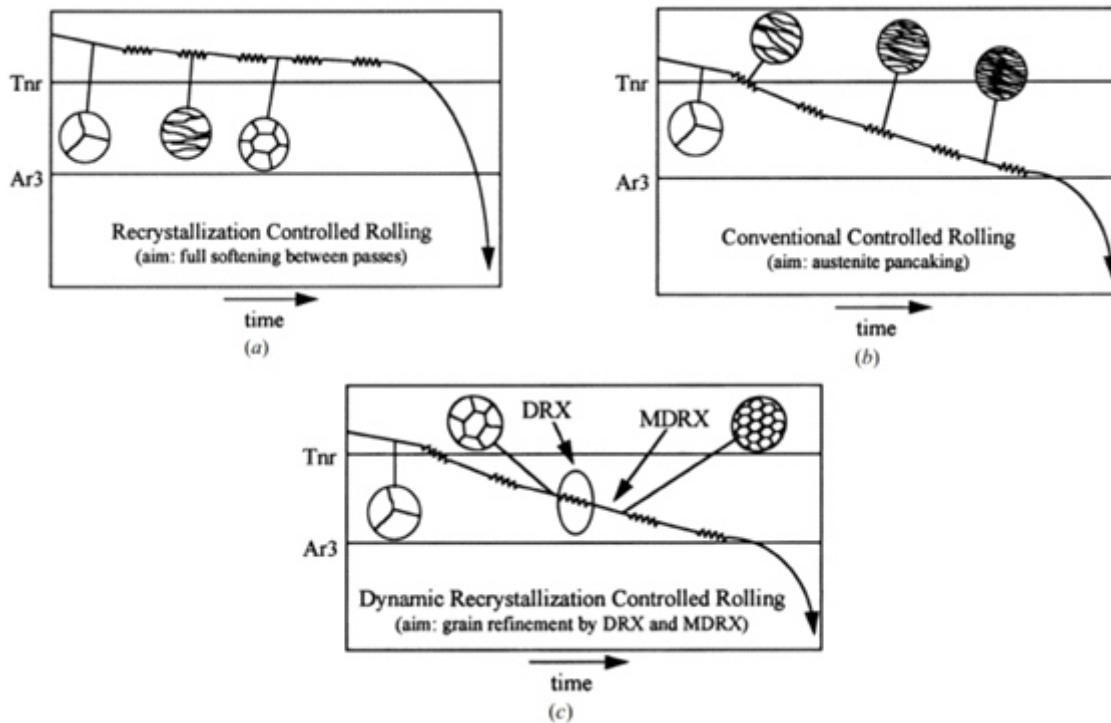


Figura 3. 20.- Ilustración esquemática tiempo – temperatura mostrando los 3 tipos de laminado: (a) Laminado de recristalización controlada, (b) Laminado convencional y (c) Laminación dinámica controlada [85].

3.17 Velocidades de enfriamiento y temperaturas de embobinado.

Las velocidades de enfriamiento y temperatura de embobinado determinará los tipos de productos de transformación producidos en la microestructura final. De hecho la mayoría de los precipitados que fortalecen al material se forman durante en el proceso de enfriamiento y embobinado. Por lo tanto las condiciones de enfriamiento y embobinado ejercen un efecto mayor sobre la microestructura y propiedades finales del material.

También debe de ser tomada en consideración la microestructura ferrítica resultante de diferentes velocidades de enfriamiento y temperaturas de embobinado, ya que ciertas microestructuras de ferrita pueden deteriorar algunas propiedades en el acero. Por ejemplo, a bajas temperaturas ($<600\text{ }^{\circ}\text{C}$) se forma ferrita Widmanstätten, la cual puede no ser

deseada en algunos aceros debido a consideraciones de tenacidad [63]. Generalmente la microestructura deseada es la de ferrita fina en la matriz teniendo en cuenta los requisitos para las propiedades de elongación. Se muestran las diferentes microestructuras típicas ferríticas para un acero HSLA en un diagrama CCT (Figura 3.22) [88]. Si se aplican las condiciones correctas de velocidad de enfriamiento y temperatura de embobinado se lograra obtener el tipo de ferrita deseada. Los elementos de micro aleación también afectan la microestructura de ferrita, por ejemplo alterando las temperaturas de transformación [62].

Debido a la sensibilidad de las propiedades a las condiciones de procesamiento, una correcta investigación de varias velocidades de enfriamiento y temperaturas de embobinado es clave para identificar los parámetros correctos del proceso que nos guiarán hacia la microestructura deseada y las óptimas propiedades mecánicas.

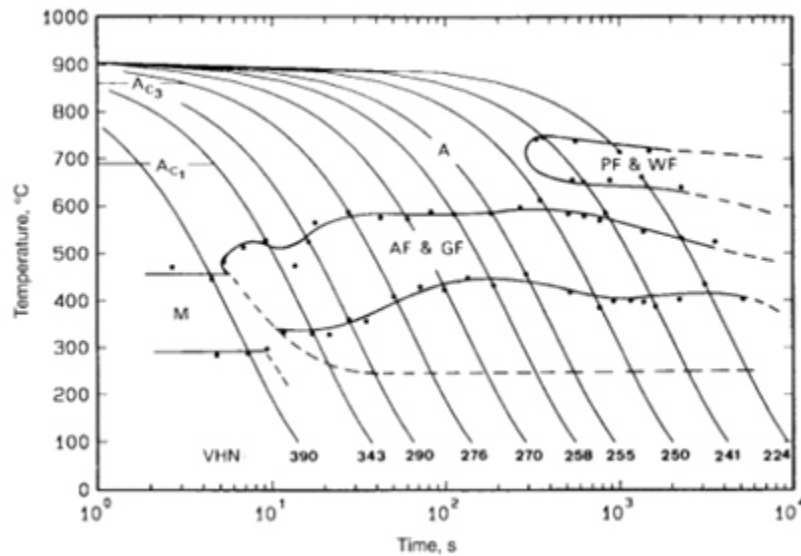


Figura 3. 21.- Diagrama CCT para un acero HSLA con 0.06C, 145Mn, 1.25Cu, 0.97Ni, 0.72Cr, y 0.42Mo, en % peso. PF Ferrita poligonal; WF, Widmanstätten ferrita; AF, Ferrita acicular; GF, Ferrita granular [88].

CAPÍTULO IV

DESARROLLO EXPERIMENTAL

En el presente capítulo se describen los diversos pasos seguidos durante el proceso experimental, especificando cada una de las etapas y las técnicas de caracterización aplicadas para el análisis de los aceros HSLA grado 50 y HSLA grado 70.

Para cumplir con los objetivos de este estudio se desarrolló un procedimiento experimental con las técnicas de investigación actualmente reportadas en la literatura. En la Figura 4.1 se muestra en forma simplificada un diagrama de flujo de los pasos realizados durante dicho desarrollo.

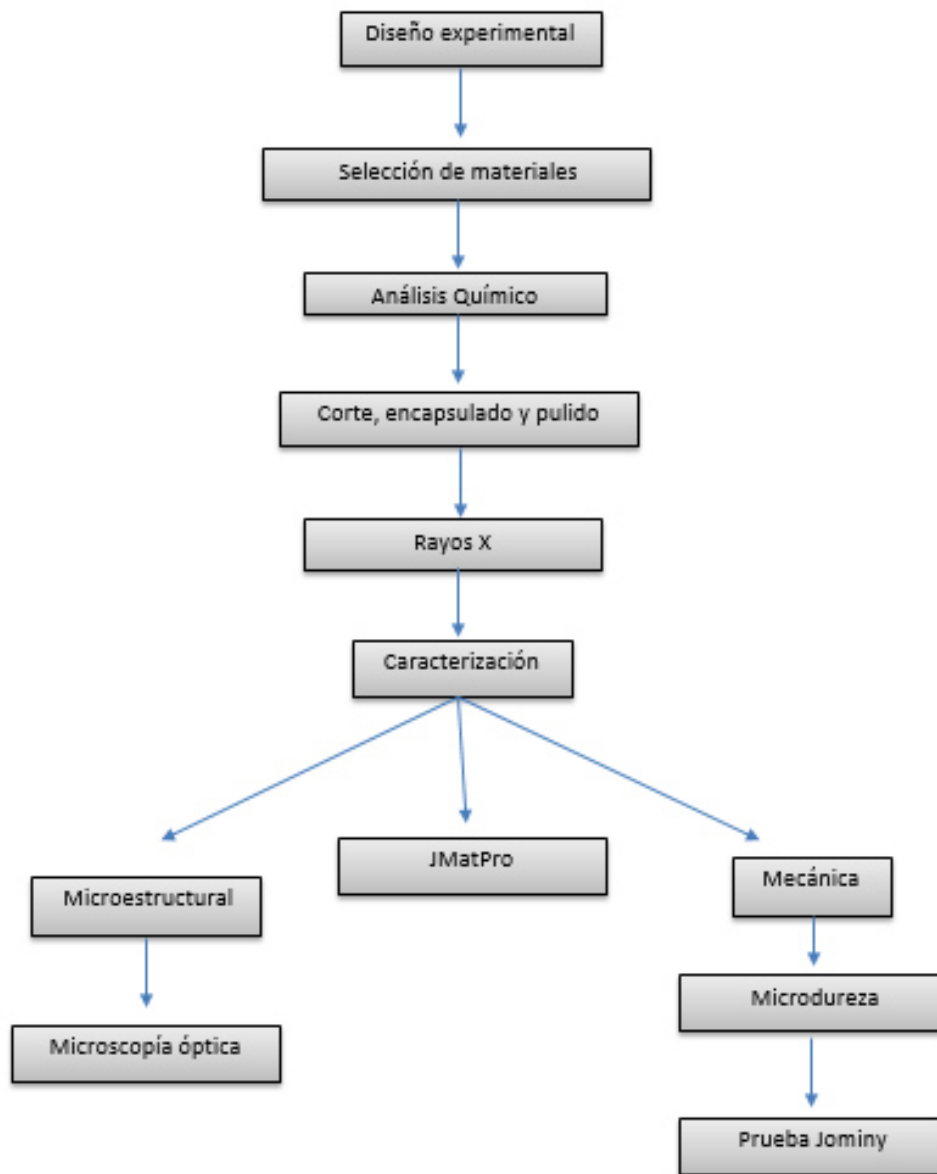


Figura 4. 1.- Diagrama de flujo del desarrollo experimental.

4.1 Selección del material.

Acero HSLA procesado industrialmente grado 50 y grado 70, cada uno con especificaciones diferentes:

- El primero acero HSLA, está catalogado como grado 70 debido a la naturaleza de su composición química y propiedades mecánicas, fue proporcionado en su condición de producto final (Figura 4.2) después del ser laminado en caliente.
- El segundo acero está catalogado dentro de la familia de los HSLA grado 50 debido a la naturaleza de su composición química y propiedades mecánicas, este fue entregado en condición original de planchón antes de ser laminado (Figura 4.3).

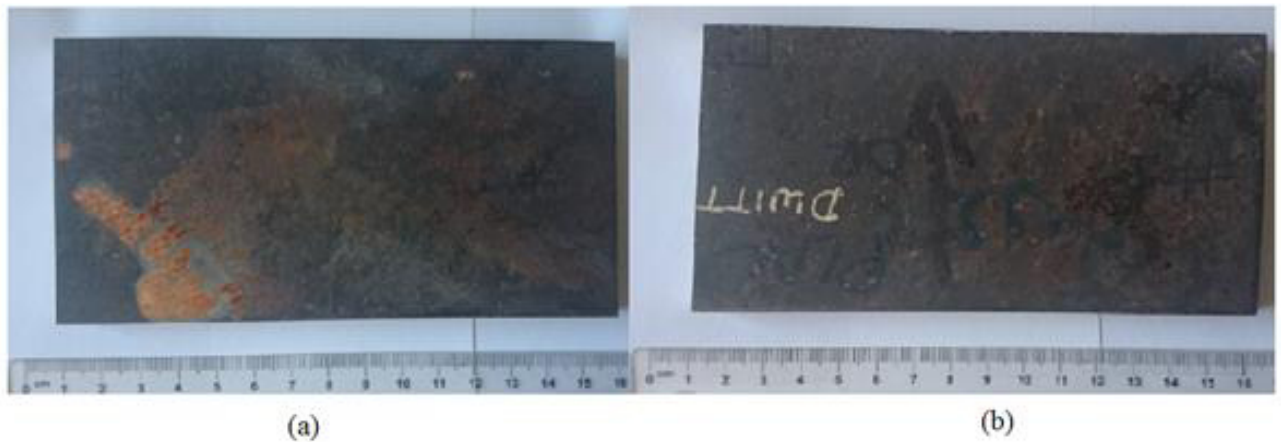


Figura 4. 2.- Aceros HSLA grado 70 (a) tubo, (b) placa.



Figura 4. 3.- Acero HSLA grado 50 en condición original de planchón antes de ser laminado.

4.2 Análisis Químico.

Se realizó un análisis químico cuantitativo mediante espectrometría de chispa de acuerdo a los estándares y lineamientos de la norma ASTM E-415 y ASTM E-1009, el espectrómetro con el cual se llevó a cabo la medición fue un espectrómetro de emisión atómica manual marca Spectro CSP-HO-G06-02 y un determinador de combustión de carbono Leco CS844 AP-LQ-G07-07.

4.3 Preparación de la probeta.

La preparación incorrecta de la probeta tendrá efectos indeseables en el trabajo de estudio, tales como, destrucción de los bordes de grano y alterar la microestructura original.

La preparación de la probeta, consiste en obtener una superficie plana y semipulida, para esto se realizó en los aceros HSLA grado 70 y HSLA grado 50 proporcionados en su

condición de planchón, tubo y placa, esto con el fin de analizar la microestructura del lado longitudinal y transversal según lo indica la Figura 4.4 para obtener una mejor interpretación de los resultados y observar la dirección de laminado. El corte se realizó con un disco abrasivo Struers 20S30 en una cortadora Metkon modelo Servocut 301- MA a una velocidad nominal de corte de 2850 RPM/min. Teniendo la precaución de evitar el sobrecalentamiento de la pieza para no generar ninguna distorsión en la microestructura, se utilizó un refrigerante soluble aplicado de manera directa y continua sobre la zona de corte.

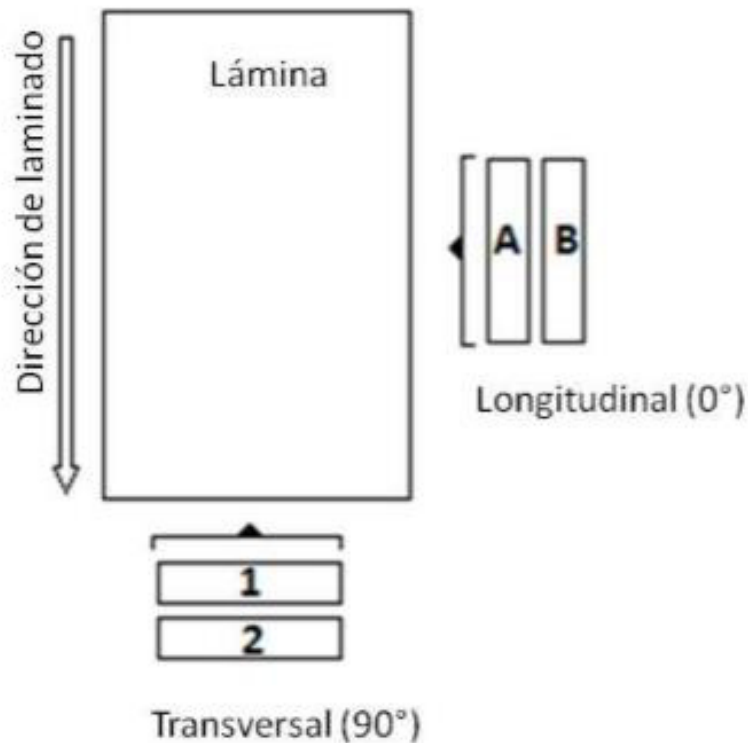


Figura 4. 4.- Esquema representativo de la obtención de probetas.

El montaje de las probetas se realizó en un equipo Metkon Ecopress 100 en baquelita para facilitar su manejo durante la experimentación.

Con el metal ya montado en baquelita, se procedió a lijar sobre una pulidora Metkon con lijas carburo de silicio Struers comenzando con la número #220, #500, #800, #1200 y #2000, se realizó por último un pulido final en paño y alúmina Micro Polish con un tamaño

de partículas de 1 micra para obtener un acabado espejo y realizar el análisis microestructural y de tamaño de grano.

Posteriormente se preparó un reactivo de Nital al 2% cuya relación fue de 2 ml de HNO_3 diluidos en 98 ml de alcohol etílico, el ataque hacia las piezas se realizó a manera de inmersión en una caja de Petri durante 45 segundos.

A continuación se presenta una imagen del equipo utilizado para observar la microestructura.

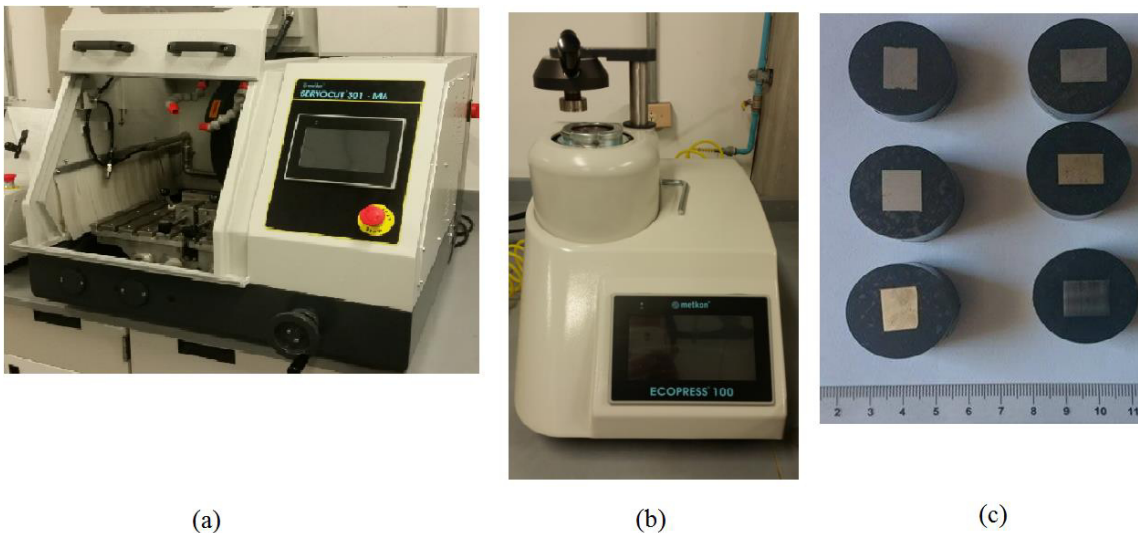


Figura 4. 5.- Preparación de las probetas (a) cortadora Metkom, (b) encapsuladora, (c) probetas encapsuladas.

4.4 Difracción de Rayos X.

Se realizó un análisis por difracción de rayos X en polvos, colocando las muestras en un equipo Bruker X-ray Diffraction Max 2000, con $\text{Cu-K}\alpha$, 1.541874 \AA como el que se muestra en la Figura 4.6, los datos obtenidos del difractómetro se analizaron con ayuda del software MATCH para la identificación de fases por comparación del patrón de difracción obtenido de cada uno de los aceros sobre patrones de referencia preestablecidos en la base de datos del software.



Figura 4. 6.- Equipo de rayos X Bruker.

4.5 Caracterización del material.

La caracterización del material se realizó en 3 etapas: Óptica, mecánica y mediante JMatPro.

4.5.1 Caracterización Óptica.

El análisis del metal base por medio de microscopía óptica se realizó para analizar la microestructura presente en el metal así como su tamaño de grano. Las microscopías se obtuvieron en el microscopio óptico ZEISS Axio Vert.A1 (Figura 4.7) y el tamaño de grano se determinó por el método de intersección. Este análisis se realizó mediante software incluido en el microscopio con según lo marca la norma ASTM E112 [89].



Figura 4. 7.- Microscopio óptico.

4.5.2 Caracterización Mecánica.

Los ensayos mecánicos en los aceros HSLA grado 70 y HSLA grado 50 se realizaron para conocer las condiciones y diferencias entre dichos aceros en su condición de producto final de laminado en caliente y condición de planchón antes de ser laminado en caliente.

La micro dureza Vickers de cada acero (grado 70 y grado 50) se realizó con un microdurómetro Shimadzu (Figura 4.8), utilizando un indentador de punta piramidal y de base cuadrada con una carga de 9.807 N y un tiempo de 15 segundos para obtener un total de 6 indentaciones por probeta y lograr asegurar una correcta medición, la Figura 4.9 muestra de manera esquemática el criterio utilizado para la obtención de estos datos.

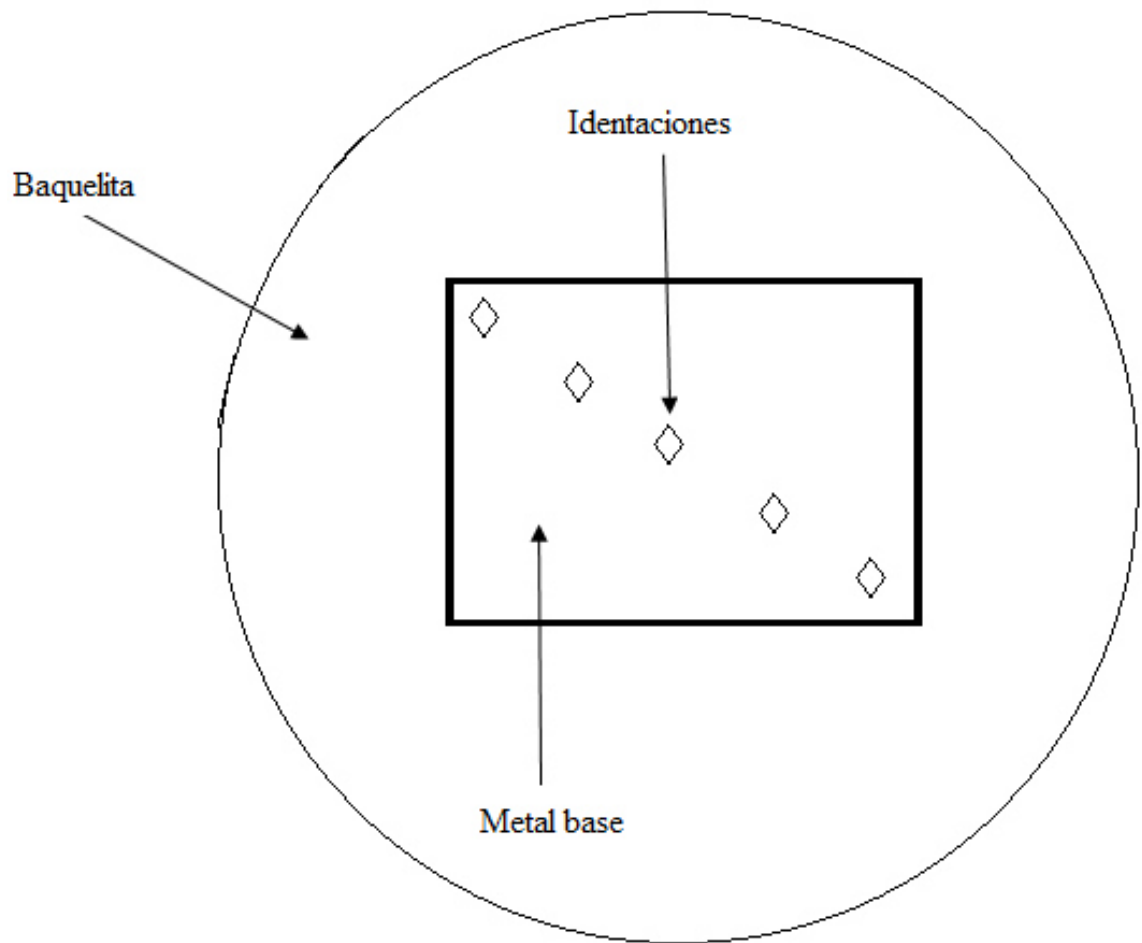


Figura 4. 8.- Esquema Representativo de la posición de las indentaciones por Microdureza.



Figura 4. 9.- Microdurómetro Shimadzu.

4.5.3 La prueba Jominy.

La caracterización se realizó bajo la norma ASTM designación A255 [90] en un banco de prueba diseñado para cubrir los requerimientos que establece dicha norma (Figura 4.10). Para disminuir la presencia de óxido en la superficie de la probeta, la mufla se precalentó a una temperatura de 500°C antes de introducir la probeta a la mufla y llevarla a una temperatura de 1033°C para dejarla homogenizar por un lapso de tiempo de 40 minutos a esta temperatura. Para asegurar la correcta lectura de temperatura en la probeta se utilizó

un termopar tipo K directamente contactado con la pieza, los datos fueron obtenidos por un termómetro FLUKE CNX t3000 (Figura 4.11), la pieza se extrajo de la mufla y se colocó en el banco donde se realizó la prueba Jominy. Cuando el material está en posición comienza su rápido enfriamiento por agua la cual fluye directamente hacia el extremo inferior de la probeta para lograr en un periodo de tiempo corto que la probeta alcance la temperatura ambiente.

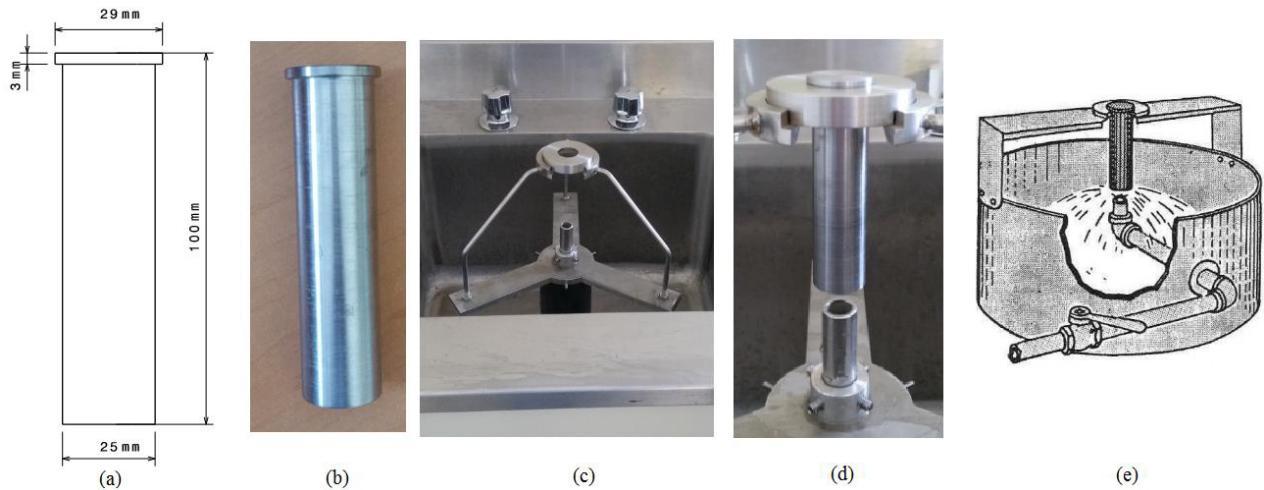


Figura 4. 10.- (a) Dibujo 2D de la probeta, (b) probeta Jominy maquinada, (c) mesa de prueba Jominy, (d) probeta Jominy instalada en la mesa de prueba y (e) vista del conjunto del dispositivo Jominy.

Una vez realizada la prueba Jominy, se procedió a limpiar la probeta de óxidos que se formaron en la superficie a alta temperatura, la probeta se maquinó según la Figura 4.12 para poder medir la dureza en distintas zonas de la pieza como lo marca la norma ASTM designación A255 [90].



(a)



(b)

Figura 4. 11.- Medición de temperatura (a) termómetro, (b) mufla.

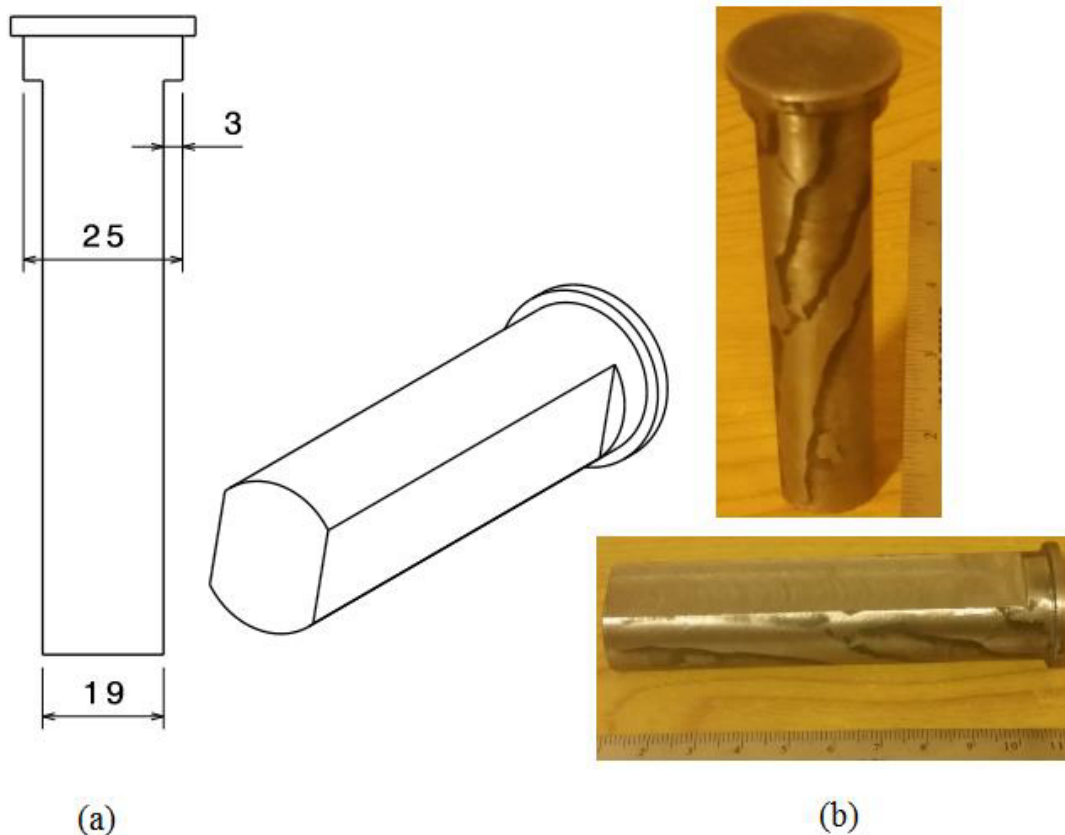


Figura 4. 12.- (a) Dibujo 2D de la probeta, (b) probeta después de prueba Jominy y maquinado.

4.5.4 JMatPro.

JMatPro es un software que permite realizar simulaciones de diagramas TTT (Temperatura-Tiempo-Transformación) y CCT (Transformación de Enfriamiento Continuo), mediante este software una gran variedad de aceros pueden ser sometidos a pruebas para objeto de estudio y mejor entendimiento de sus propiedades. Para las pruebas se utilizó JMatPro versión 7.0. Los datos de entrada importantes para el correcto funcionamiento del software son: la composición química de los aceros (HSLA grado 70 y HSLA grado 50), temperatura de austenización y por último el tiempo de permanencia a temperatura de austenización, con esto se logra predecir el tamaño de grano austenítico el cual es de gran interés para recalcular la curva CCT.

CAPÍTULO V

ANÁLISIS DE RESULTADOS

5.1 Introducción.

Se presentan y discuten los resultados obtenidos de las diferentes pruebas mencionadas en el capítulo anterior, para facilitar el análisis de las diferentes etapas se tomó como referencia la Figura 4.1 donde se especifica el orden de las pruebas realizadas.

5.2 Análisis químico a través de espectrometría de emisión de chispa.

Se obtuvieron las composiciones químicas de los aceros HSLA grado 70 y HSLA grado 50 a través de la técnica de espectrometría óptica y combustión, esta última técnica utilizada para la determinación de los porcentajes de carbono y azufre presentes en dichos aceros. Los datos obtenidos se proporcionan en la Tabla 7 a continuación mostrada.

Tabla 7. Composición química de los aceros HSLA mediante espectrometría óptica y combustión.

Elemento (% en peso)	HSLA grado 70		HSLA grado 50
	Tubo	Rollo	Planchón
%C	0.044	0.044	0.0674
%Mn	1.489	1.489	0.726
%P	0.011	0.011	0.016
%S	xxxx	xxxx	xxxx
%Cu	0.016	0.016	0.007
%Ni	0.013	0.013	0.017
%Si	xxxx	xxxx	xxxx
%Cr	0.203	0.203	0.016
%Nb	0.065	0.065	0.026
%Al	0.032	0.032	0.048
%Sn	0.001	0.001	0.001
%Mo	0.232	0.232	0.020
%Ti	0.018	0.018	0.001
%V	0.0517	0.0517	0.0010
%Ca	xxxx	xxxx	xxxx
%B	xxxx	xxxx	xxxx

La gran cantidad de elementos microaleantes presentes en cada uno de ellos es importante. El acero HSLA grado 70 contiene como microaleantes dominantes al manganeso (Mn), silicio (Si), molibdeno (Mo) y cromo (Cr) los cuales son responsables de formar carburos y refinar el tamaño de grano así como proveer al metal de una buena resistencia a la corrosión según se revisó en la Tabla 1. En el acero HSLA grado 50 observamos como elementos microaleantes mayoritarios al manganeso (Mn) y aluminio (Al), los cuales son afines a crear carburos y actúan como refinadores de grano.

5.3 Difracción de rayos X.

Comprender que fases cristalinas están presentes en el material de estudio es importante para entender mejor su comportamiento y propiedades físicas. Se realizó un análisis cuantitativo para revelar que fases y/o compuestos están presentes en las probetas de acero HSLA grado 70 mediante difracción de rayos X ya que es una de las técnicas más eficientes y ampliamente utilizadas. En las siguientes figuras se muestra y analizan los difractogramas obtenidos.

Se aprecia en el difractograma (Figura 5.1) del acero HSLA grado 70 en condición de tubo laminado tiene el 56.3% de cromo (Cr) con una estructura que pertenece al sistema cristalino cúbico, además de un 14.7% de hierro (Fe) cúbico, 11.6% de un intermetálico Mn_3Si con una estructura cristalina cúbica, 10.1% de óxido de magnesio (MgO) o magnesia además de un 9% de C_2BN . Estos resultados son de gran relevancia ya que se mencionó en la Tabla 1, el cromo (Cr) tiende a formar carburos y además brinda resistencia a la corrosión, el hierro en cantidades pequeñas brinda mejor dureza al material gracias a la formación de cementita (Fe_3C) en la matriz, el C_2BN proporciona al material una mejora en la templabilidad y resistencia mecánica.

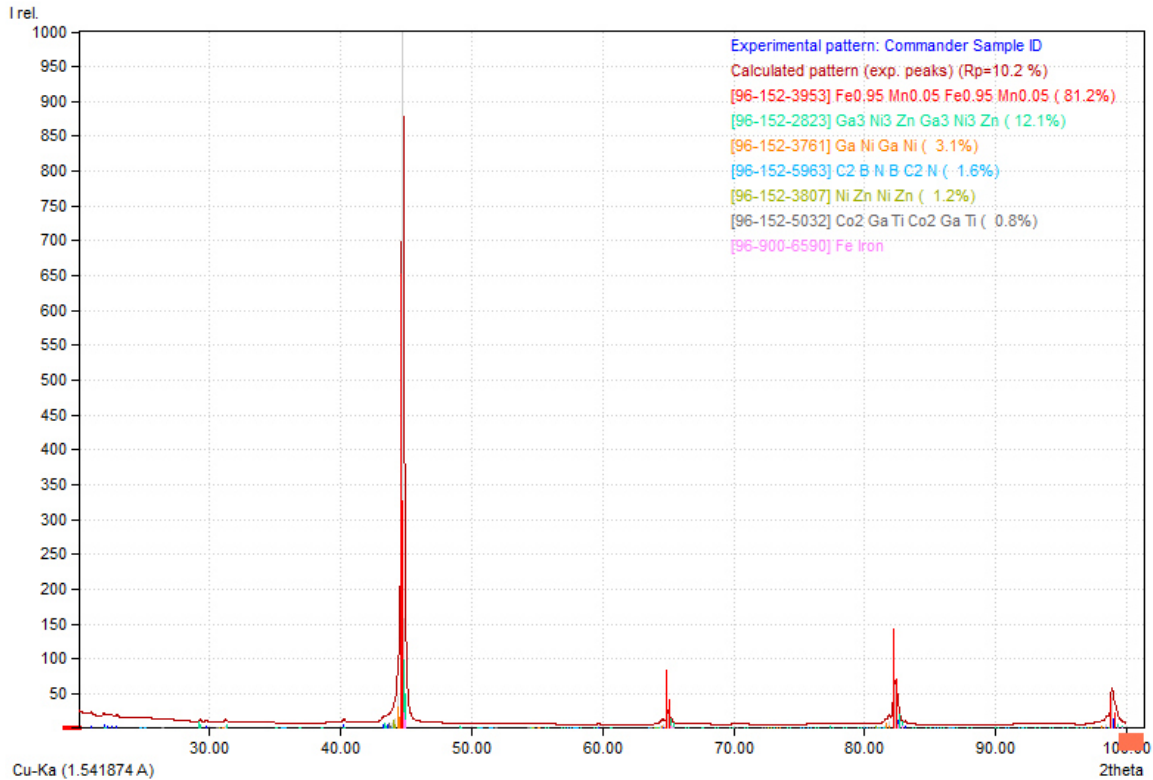


Figura 5. 1.- Difractograma del acero HSLA en condición de tubo laminado grado 70.

En la figura 5.2 se muestran los resultados obtenidos del difractograma de la placa de acero HSLA grado 70, en la cual se observa 43.7% de Ni₂Si Zn con una estructura cristalina cúbica, el cual otorga buena soldabilidad y tiene un efecto significativo en la mejora del esfuerzo a la cedencia gracias al endurecimiento por solución sólida, 31% de hierro (Fe) el cual endurece al metal y propicia la formación de cementita (Fe₃C) en su matriz, 17.1% de óxidos de magnesio (MgO) los cuales propician la formación de la ferrita acicular, también se observa un 6.1% de Cr_{0.2} Fe_{0.8} lo cual es una fase metálica con una estructura cúbica que se encuentra dispersa en la matriz del acero causando una mejora en la resistencia mecánica del acero HSLA grado 70.

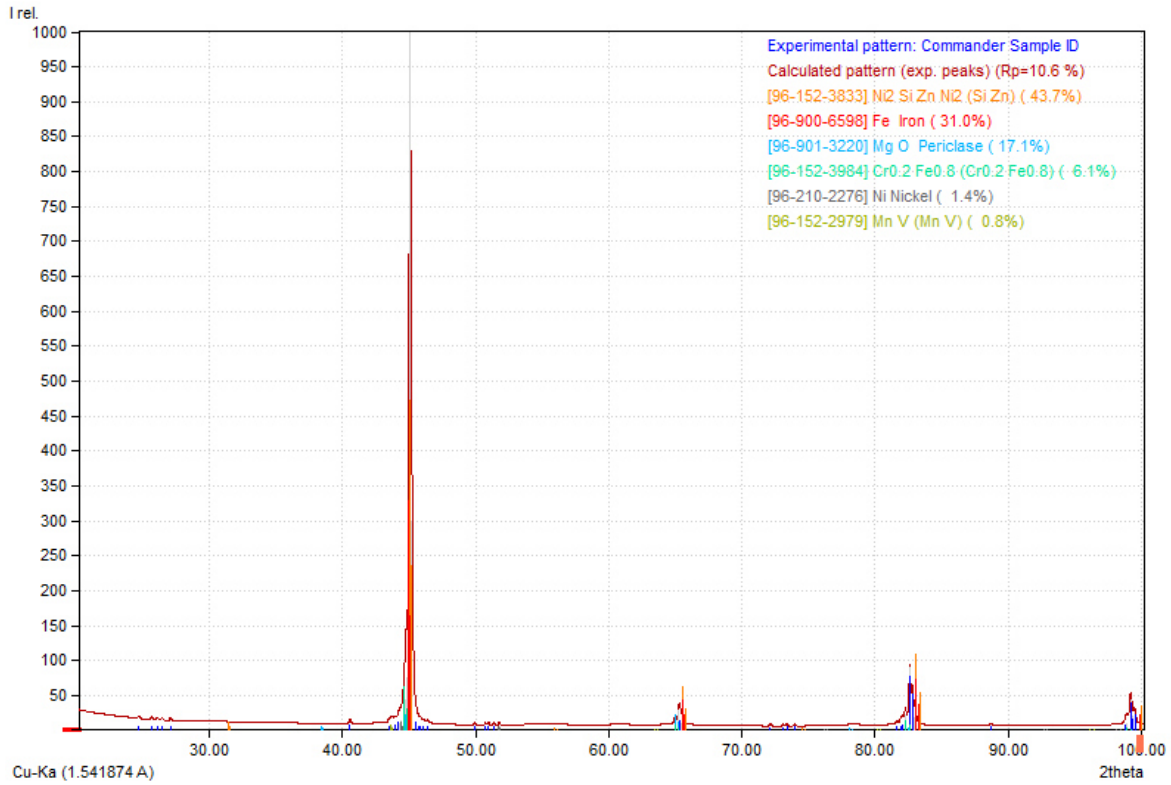


Figura 5. 2.- Difractograma del acero HSLA en condición de placa laminada grado 70.

5.4 Análisis microestructural a través de microscopía óptica.

En la Figura 5.3 se muestra un mapeo de la microestructura del acero HSLA grado 70 en su condición de placa y en la Figura 5.4 se muestra un mapeo de la microestructura del acero HSLA grado 70 en su condición de tubo.



Figura 5. 3.- Mapeo del acero HSLA grados 70 en su condición de placa.



Figura 5. 4.- Mapeo del acero HSLA grado 70 en su condición de tubo.

5.4.1 Micrografías de la placa HSLA grado 70.

Las micrografías se obtuvieron a 3 magnificaciones; 200X, 500X y 1000X respectivamente, además, se tomaron micrografías en distintos puntos de la probeta.

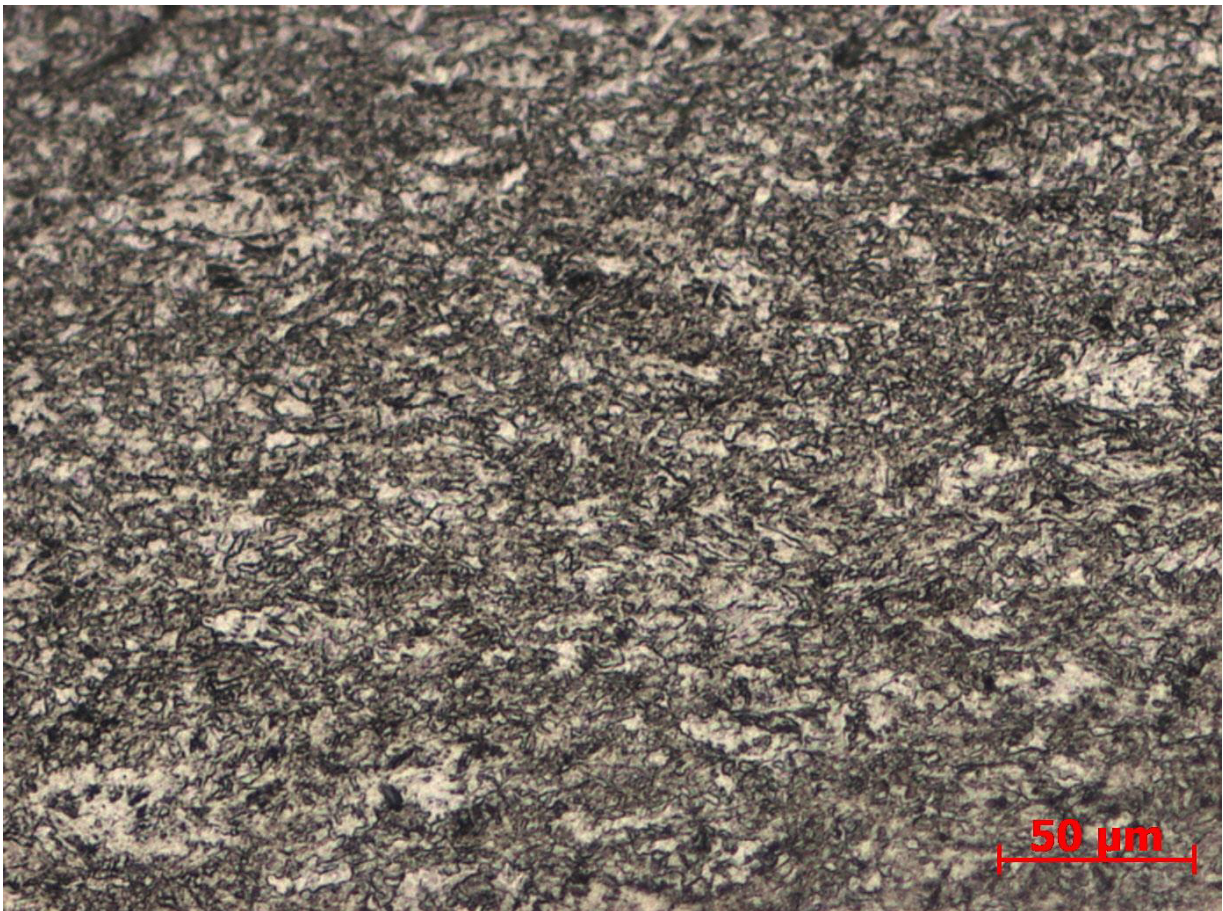


Figura 5. 5.- Placa HSLA grado 70 a 200X.

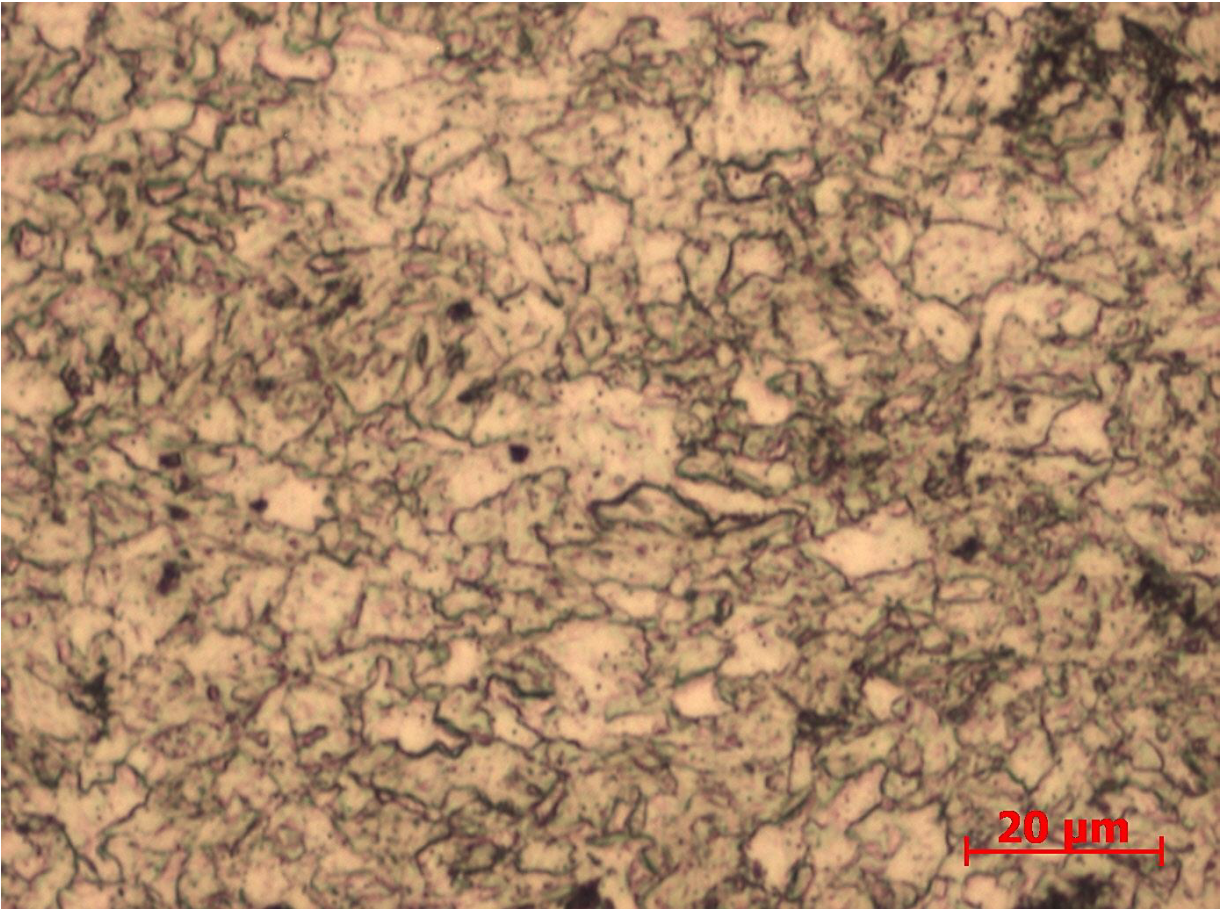


Figura 5. 6.- Placa HSLA grado 70 a 500X.

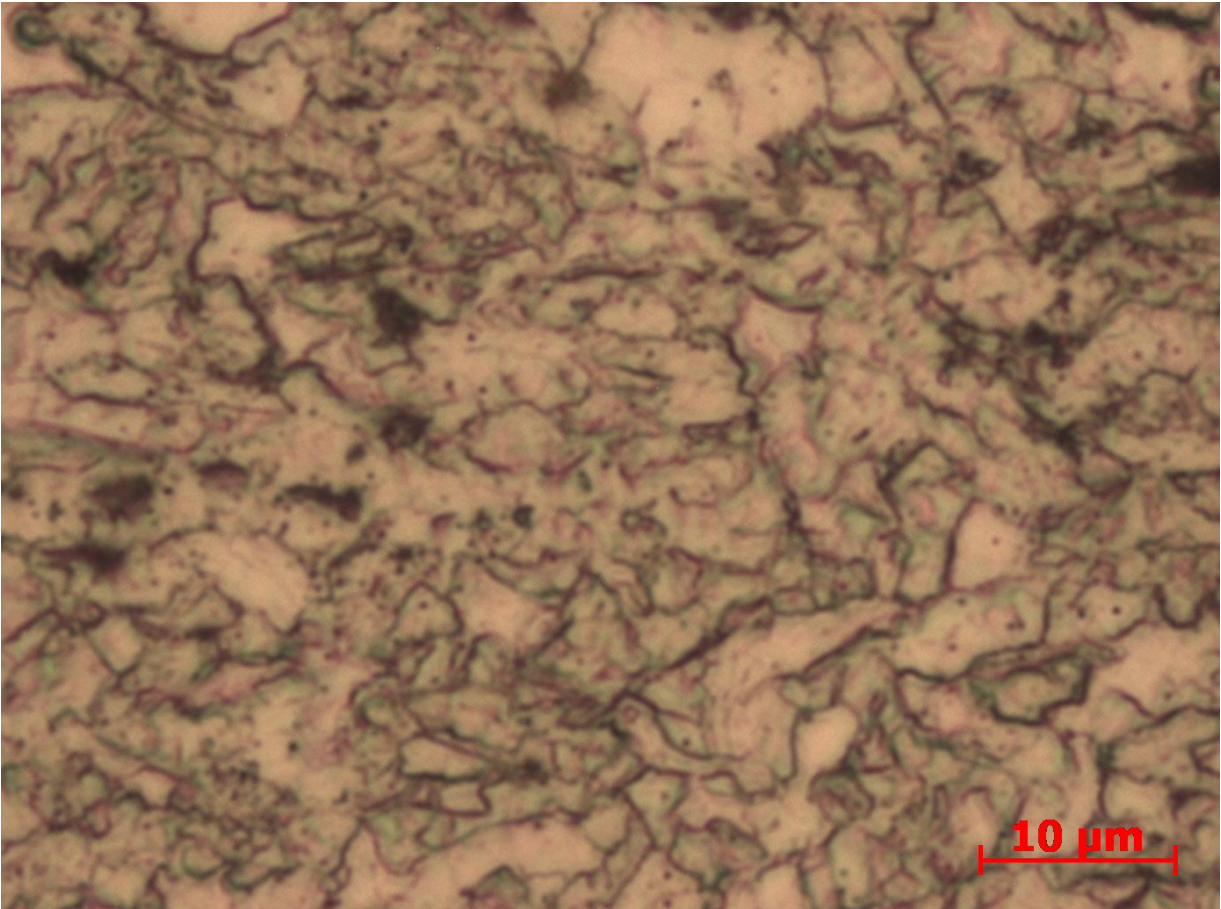


Figura 5. 7.- Placa HSLA grado 70 a 1000X.

En las figuras anteriores (Figura 5.5 a 5.7) se pueden observar bien definidas las fronteras de grano así como la dirección de laminado a la cual fue sometido el material, las zonas más blancas indican la presencia de una fase ferrítica (α), mientras que las zonas más oscuras son un indicador de perlita ($\alpha + \text{cementita}$) en nuestro material. En la Figura 5.5 se aprecian pequeños puntos de cementita (Fe_3C) dentro de las fronteras de granos en nuestro material, estos es debido al efecto que produce el contenido de Mn en esta aleación, además de la presencia de hierro (Fe) que se observó en el difractograma de la Figura 5.2.

5.4.2 Micrografías de tubo HSLA grado 70.

Al igual que en el segmento 5.4.1 se tomaron las mismas condiciones para las micrografías, esta vez en sentido transversal para logra apreciar cómo cambia la orientación de los granos por el efecto de la dirección del laminado.

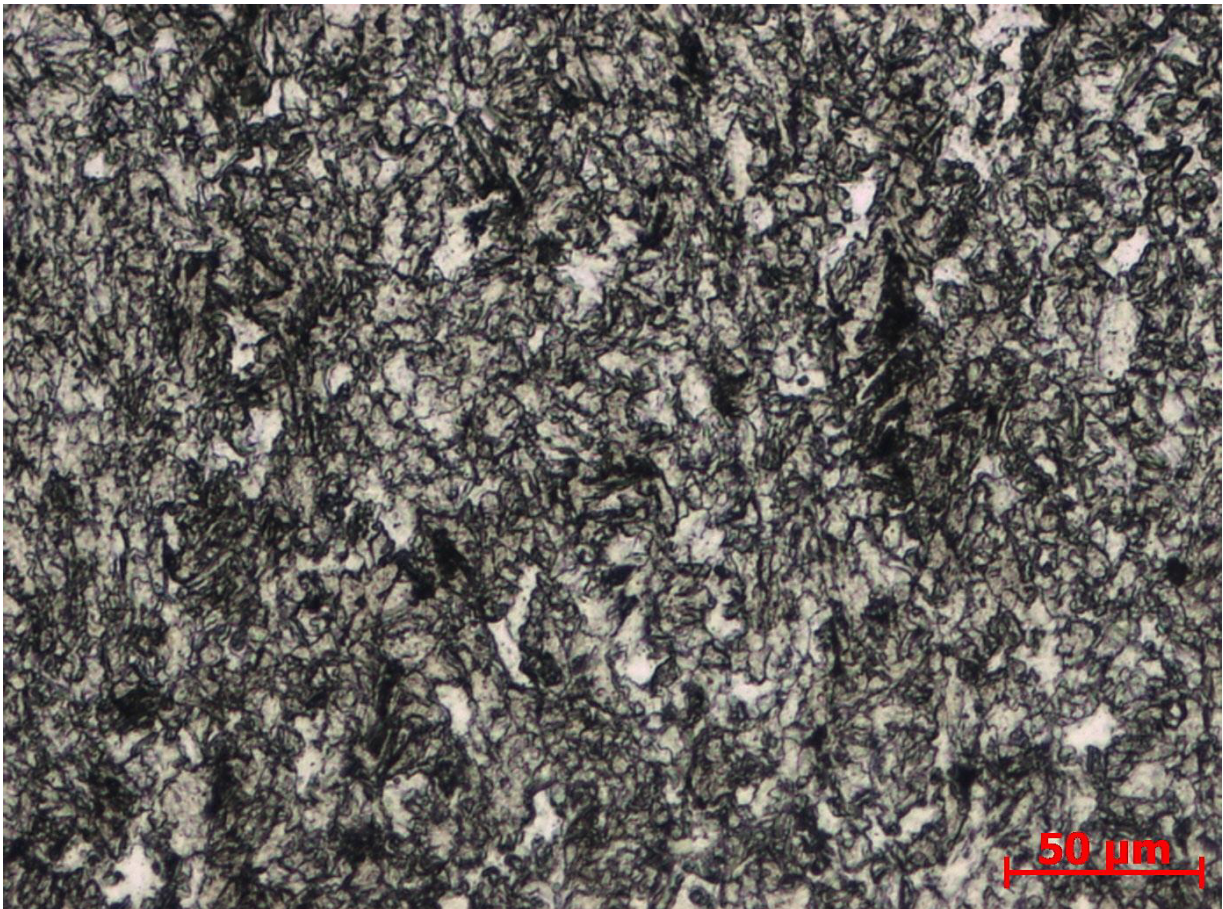


Figura 5. 8.- Tubo HSLA grado 70 a 200X.

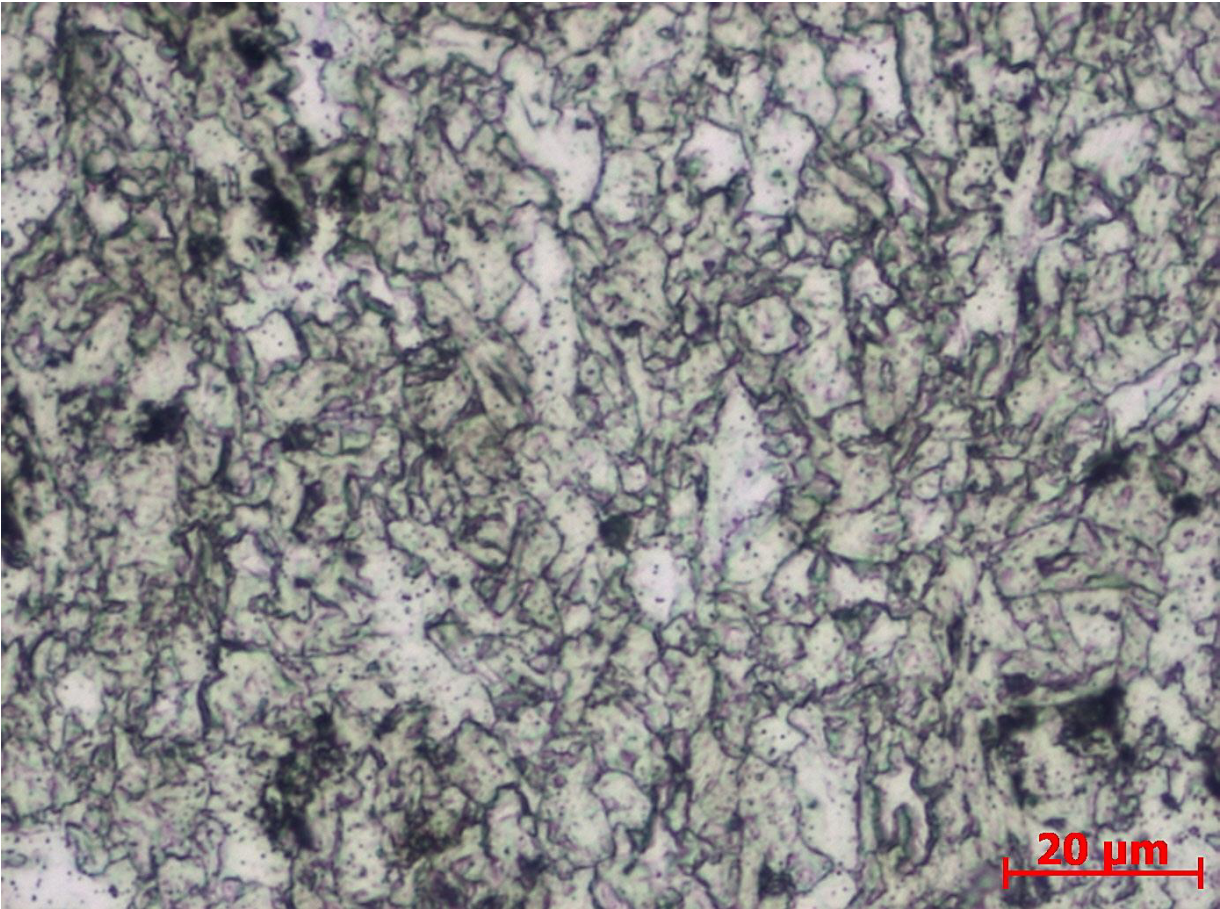


Figura 5. 9.- Tubo HSLA grado 70 a 500X.

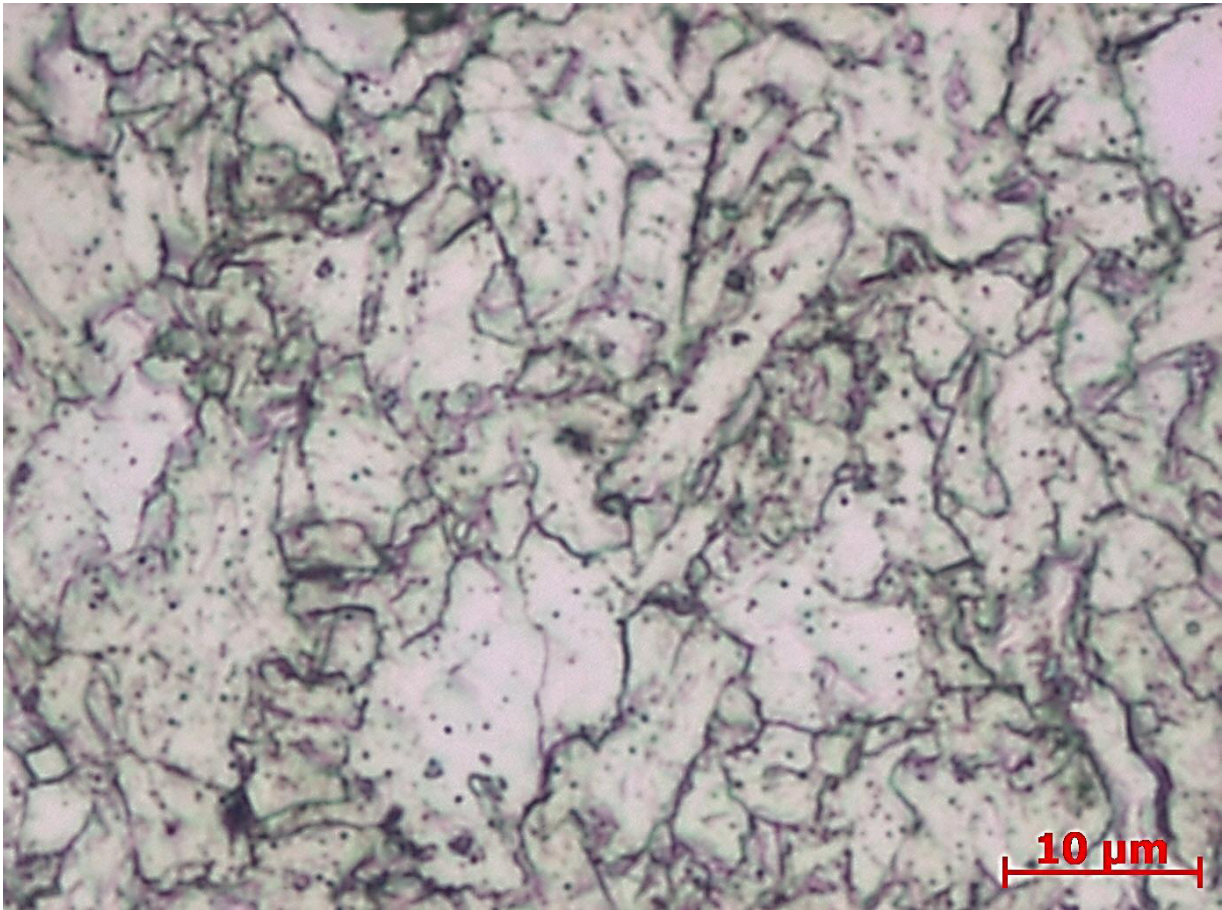


Figura 5. 10.- Tubo HSLA grado 70 a 1000X.

En este producto se observó que la fase dominante es la ferrita (α), con pequeñas islas de perlita ($\alpha +$ cementita), lo que indica que la forma del producto final no produce un cambio significativo en la microestructura, ya que como se revisó en el capítulo III estos aceros están diseñados para cumplir con propiedades mecánicas específicas, las cuales a su vez dependen de la microestructura final del material. También se observa en la Figura 5.10 la presencia de cementita (Fe_3C) dentro de las fronteras de grano en el material.

5.5 Análisis del tamaño de grano.

Los resultados obtenidos de las mediciones realizadas a cada una de las imágenes correspondientes de la placa de acero HSLA grado 70 y al tubo de acero HSLA grado 70 según lo marca la norma ASTM E112, se muestran en las Tablas 8 y 9 además en las imágenes 5.11 y 5.12 muestran la forma en la que se colocó el patrón de intersección para la medición de tamaño de grano.

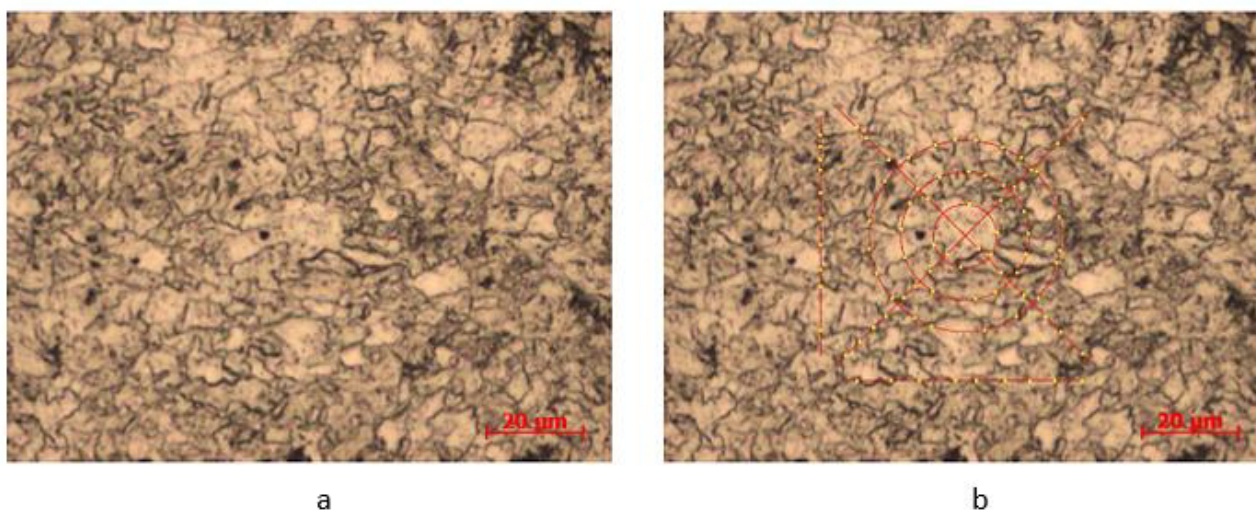


Figura 5. 11.- Tamaño de grano placa HSLA grado 70: (a) imagen original, (b) imagen con patrón según norma ASTM E112.

Tabla 8. Tamaño de grano placa de acero HSLA grado 70

Tamaño de grano Placa grado 70			
No. Imagen	Longitudinal	Transversal	Tamaño de grano
1	12.44	11.6	11.7
2	11.88	11.09	
3	11.91	11.5	
4	11.43	11.43	
5	11.94	11.78	
Promedio	11.92	11.48	

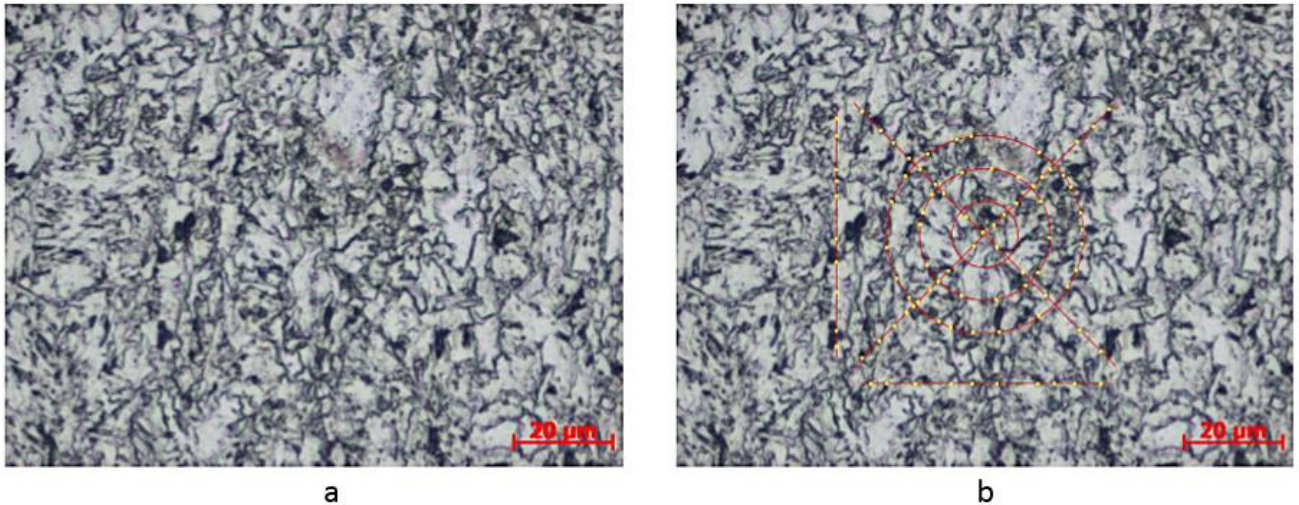


Figura 5. 12.- Medición de tamaño de grano Tubo HSLA grado 70, (a) imagen original, (b) imagen con patrón según norma ASTM E112.

Tabla 9. Tamaño de grano tubo de acero HSLA grado 70

Tamaño de grano tubo grado 70			
No. Imagen	Longitudinal	Transversal	Tamaño de grano
1	12.5	11.76	11.999
2	12.11	12.2	
3	12.2	12.28	
4	11.6	11.73	
5	11.85	11.76	
Promedio	12.052	11.946	

Los resultados obtenidos en las Tablas 8 y 9 son el resultado de la adición de titanio (Ti), niobio (Nb), vanadio (V), aluminio (Al), manganeso (Mn) y molibdeno (Mo) en la composición química del acero HSLA grado 70 debido a que son excelentes refinadores de grano, el tamaño de grano con menor diámetro se registró en el tubo de acero HSLA grado 70 con un valor de 11.99 según la norma, la placa de acero HSLA registro un tamaño de grano promedio de 11.7 según la norma ASTM E112.

5.6 Microdureza.

Para obtener un dato consolidado se muestran y promedian las durezas obtenidas en todas las indentaciones de cada probeta, luego este número se redondea hasta unidades enteras.

En las siguientes tablas se registran las microdureza obtenidas para cada uno de los aceros HSLA, en cada una de sus condiciones.

5.6.1 Microdureza HSLA grado 70.

Se observa que la microdureza para los dos diferentes tipos de aceros HSLA grado 70 son homogéneas en toda la superficie analizada, no se encontraron puntos muy duros lo cual nos indica que los carburos y nitruros presentes en este material son lo suficientemente pequeños para no afectar de manera directa en la escala de los resultados mostrados en las siguientes Tablas y Figuras.

Tabla 10.- Microdureza longitudinal y transversal placa HSLA grado 70.

Microdureza de placa HSLA grado 70 longitudinal.

# Identación	HV	L1	L2	HRC
1	257	85.73	84.08	23.5
2	259	84.75	84.40	23.8
3	257	85.05	84.80	23.5
4	251	85.73	86.09	22.5
5	254	85.05	85.83	23.0
6	259	84.82	84.23	23.8
Promedio	256.166			23.35

Microdureza de placa HSLA grado 70 transversal.

# Identación	HV	L1	L2	HRC
1	263	83.82	84.17	24.5
2	264	82.35	85.31	24.6
3	255	84.80	85.70	23.1
4	248	87.43	85.41	22
5	250	84.96	87.16	22.3
6	261	84.59	83.95	24.1
Promedio	256.83			23.433

Tabla 11. Microdureza longitudinal y transversal tubo HSLA grado 70

Microdureza de tubo HSLA grado 70 longitudinal

# Identación	HV	L1	L2	HRC
1	247	86.46	86.74	21.8
2	254	85	85.71	23
3	245	86.88	87.11	21.4
4	236	88.96	88.17	19.5
5	241	86.97	88.51	20.6
6	258	84.78	84.89	23.6
Promedio	246.83			21.65

Microdureza de Tubo HSLA grado 70 transversal.

# Identación	HV	L1	L2	HRC
1	275	79.91	84.16	26.4
2	264	82.88	84.64	24.6
3	248	86.49	86.35	22
4	247	88.34	85.10	21.8
5	266	84.33	82.51	25
6	252	85.32	86.35	22.6
Promedio	258.66			23.733

Al graficar los resultados registrados en las tablas 10 y 11 en la Figura 5.13 se aprecia que la dureza de ambos materiales es similar, en la Figura 5.14 se muestra un promedio total de todas las indentaciones realizadas a los aceros HSLA grado 70.

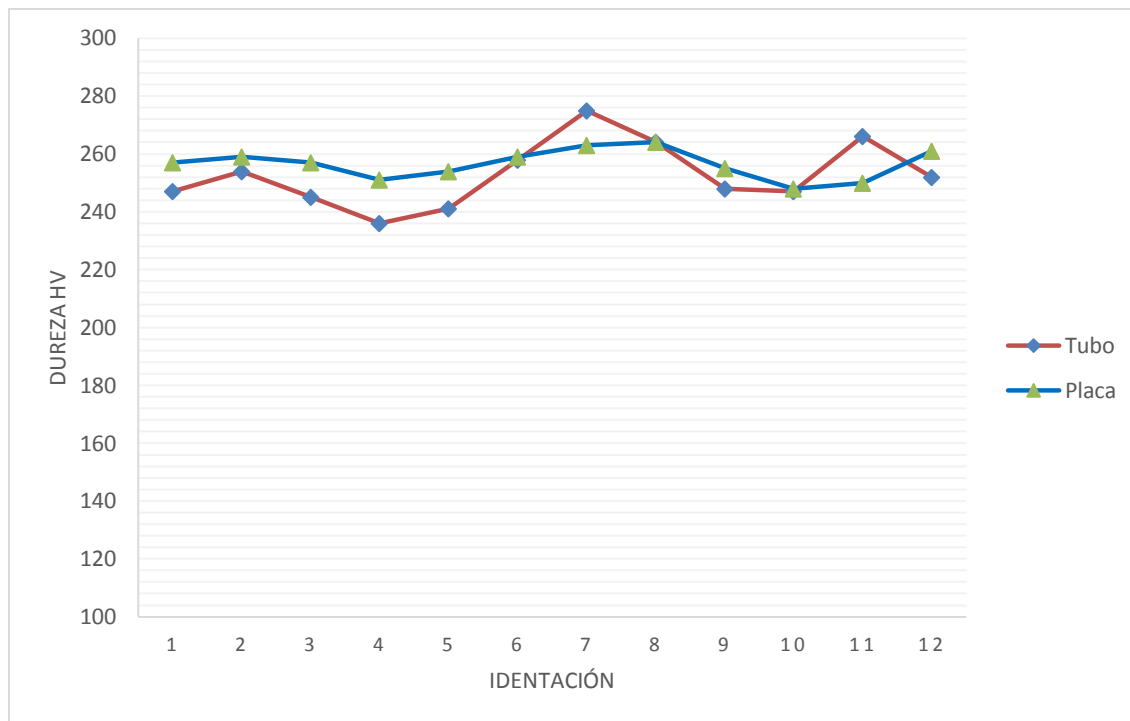


Figura 5. 13.- Comparación de microdureza entre la placa y tubo HSLA grado 70.

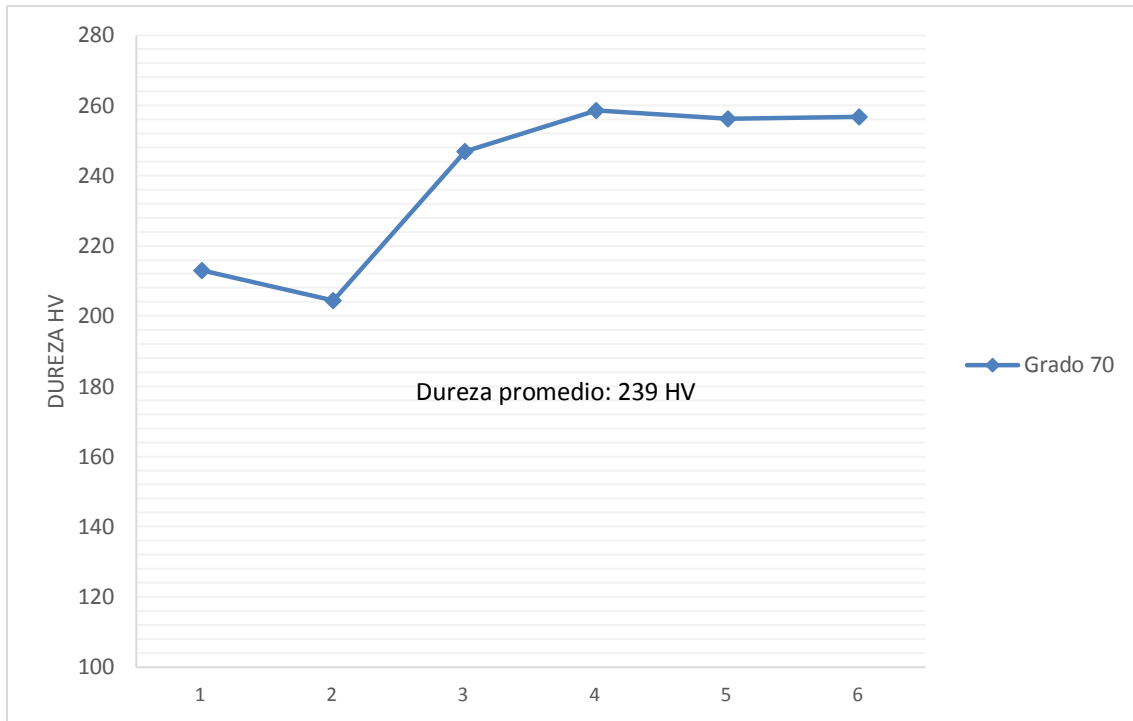


Figura 5. 14.- Microdureza promedio del acero HSLA grado 70.

5.5.2 Microdureza acero HSLA grado 50.

En el acero HSLA grado 50 las diferencias observadas en la microdureza son consecuencia de la segregación de los microaleantes en el proceso termomecánico al cual fue expuesto el material, al graficar los datos obtenidos (Tabla 12) se aprecia con facilidad dicho efecto, se registró una dureza más baja en la parte final del planchón mientras los mejores resultados se observan en la primera parte de la sección del planchón como se observa en la Figura 5.15.

En la Figura 5.16 se muestra un promedio total las indentaciones realizadas al acero HSLA grado 50.

Tabla 12. Microdureza en cada una de las secciones del acero HSLA grado 50.

Microdureza principio tubo HSLA grado 50				Microdureza medio tubo HSLA grado 50			
No.	HV	L1	L2	No.	HV	L1	L2
1	175	104.79	100.99	1	153	111.35	109.89
2	172	101.23	106.63	2	125	122.82	120.89
3	161	105.35	109.37	3	140	115.28	114.60
4	158	106.82	110.08	4	143	113.44	114.07
5	153	110.08	110.08	5	148	111.77	111.77
6	155	108.34	110.07	6	150	111.09	111.09
Promedio	162.33			Promedio	143.16		

Microdureza final tubo HSLA grado 50			
No.	HV	L1	L2
1	128	119.65	121.45
2	136	117.21	116.06
3	126	121.86	120.90
4	120	124.00	124.43
5	133	118.52	117.86
6	133	117.75	118.36
Promedio	129.33		

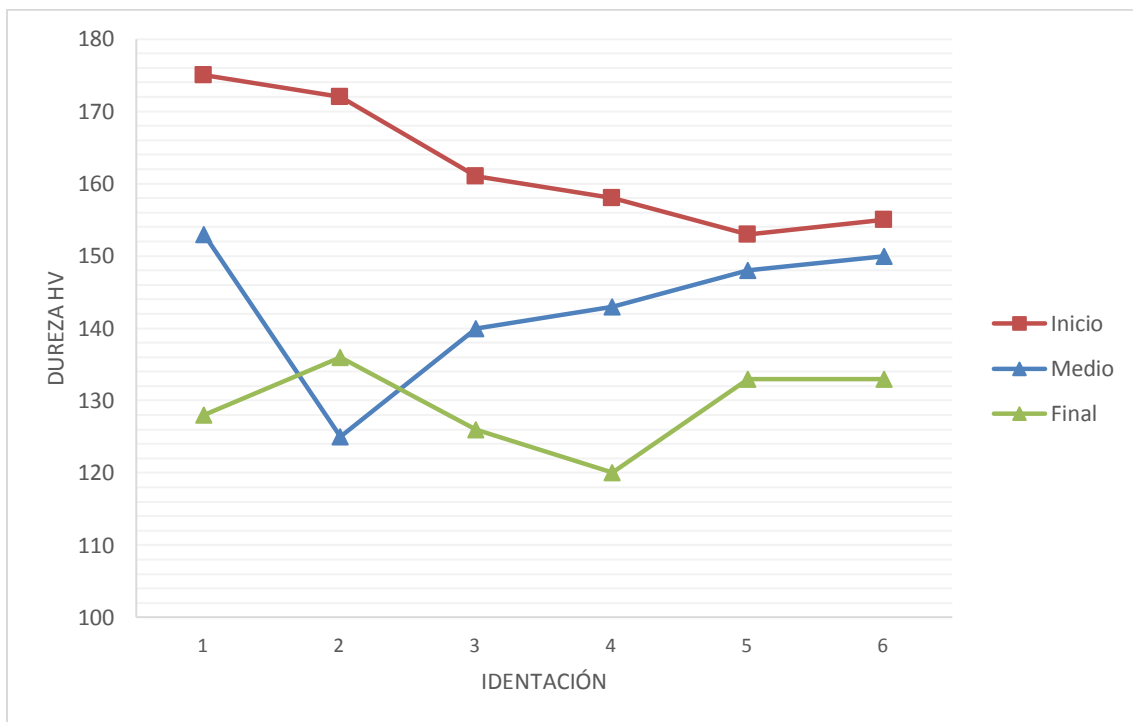


Figura 5. 15.- Comparación de la microdureza HSLA grado 50.

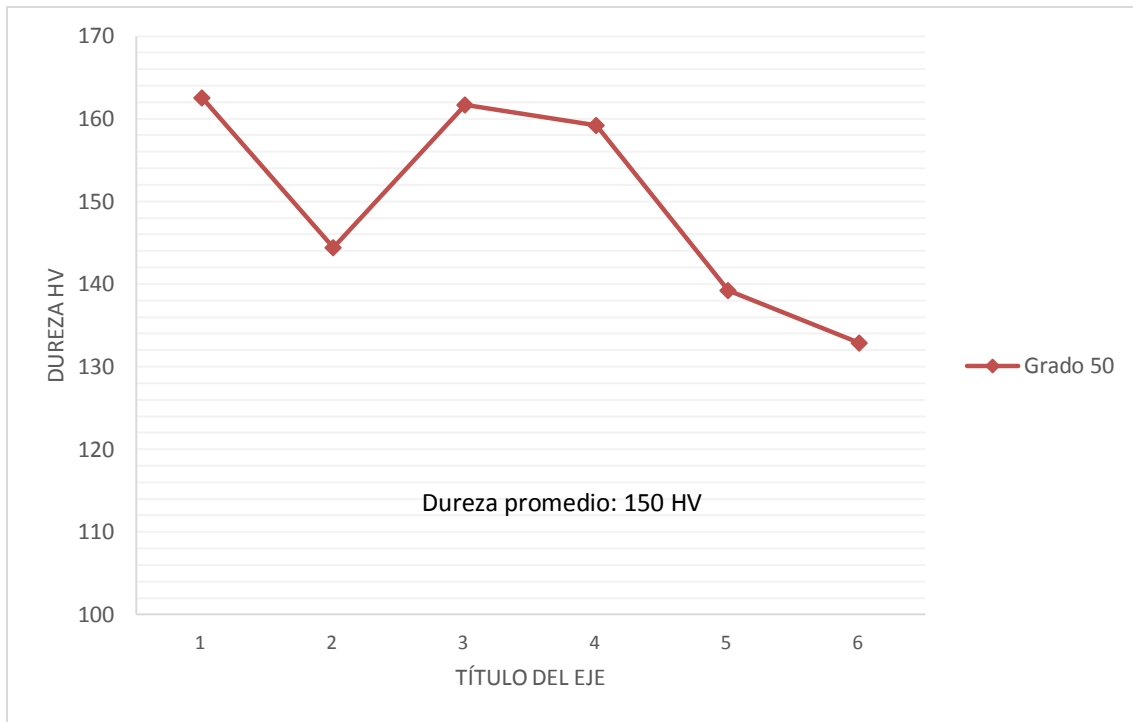


Figura 5. 16.- Microdureza promedio del HSLA grado 50.

El análisis comparativo entre la microdureza del acero HSLA grado 70 y el acero HSLA grado 50 se muestra en la Figura 5.17, se observa una diferencia de promedio en la microdureza de 89 HV, lo cual es resultado de la diferencia en cantidad de microaleantes reportada en la Tabla 7. El manganeso (Mn) en cantidades de más de 1% es uno de los principales elementos endurecedores de los aceros HSLA así como el molibdeno (Mo) utilizado también para el endurecimiento de los aceros.

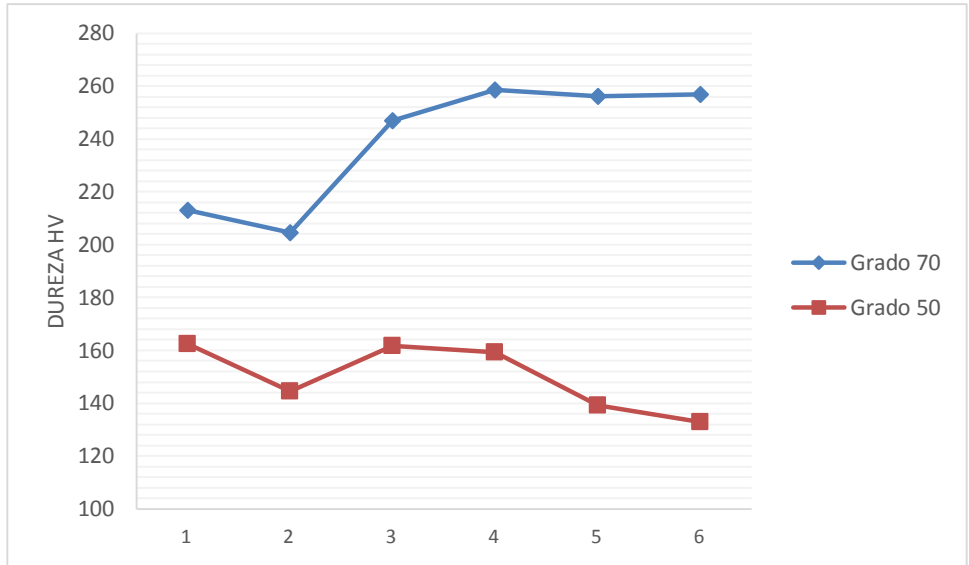


Figura 5. 17.- Microdureza HSLA grado 70 vs HSLA grado 50.

5.7 JMatPro.

Los siguientes resultados fueron obtenidos mediante el software JMatPro, recopilando los siguientes datos.

En la Figura 5.19 y Figura 5.21, se muestra en forma esquemática el diagrama de transformación bajo enfriamiento continuo (CCT) del acero HSLA grado 70 y el acero HSLA grado 50 obtenidos del software JMatPro, en ellas se muestra la variación de la microestructura en función de la velocidad de enfriamiento. Las curvas dadas no son cuantitativas, sino más bien representaciones cualitativas de como diversas velocidades de enfriamiento pueden producir diferentes microestructuras.

5.7.1 Análisis JMatPro acero HSLA grado 50.

En la Figura 5.18 se resalta la temperatura de austenización y tamaño de grano austenítico que fue obtenido por JMatPro, 919.75 °C y 6.6 ASTM respectivamente. Así mismo muestra las curvas sin ajuste de Transformación Tiempo Temperatura.

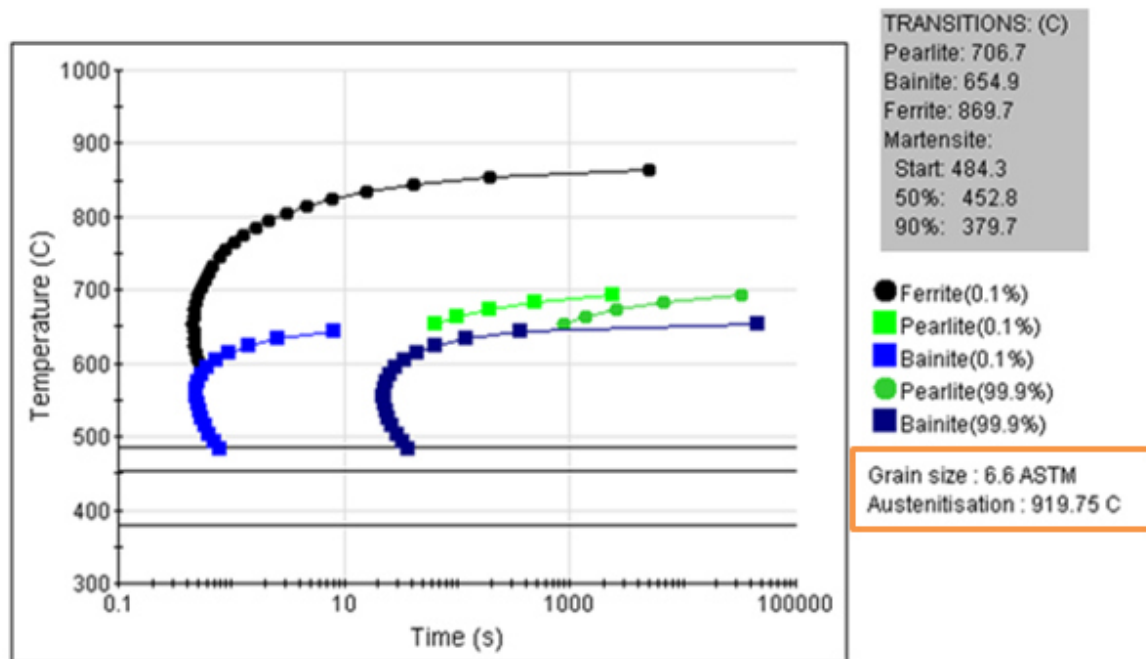


Figura 5. 18.- Diagrama TTT de Acero HSLA grado 50 para calcular temperatura de austenización.

Una vez calculada la temperatura de austenización y tamaño de grano se ajusta en el software para obtener los datos mostrados en la Figura 5.19.

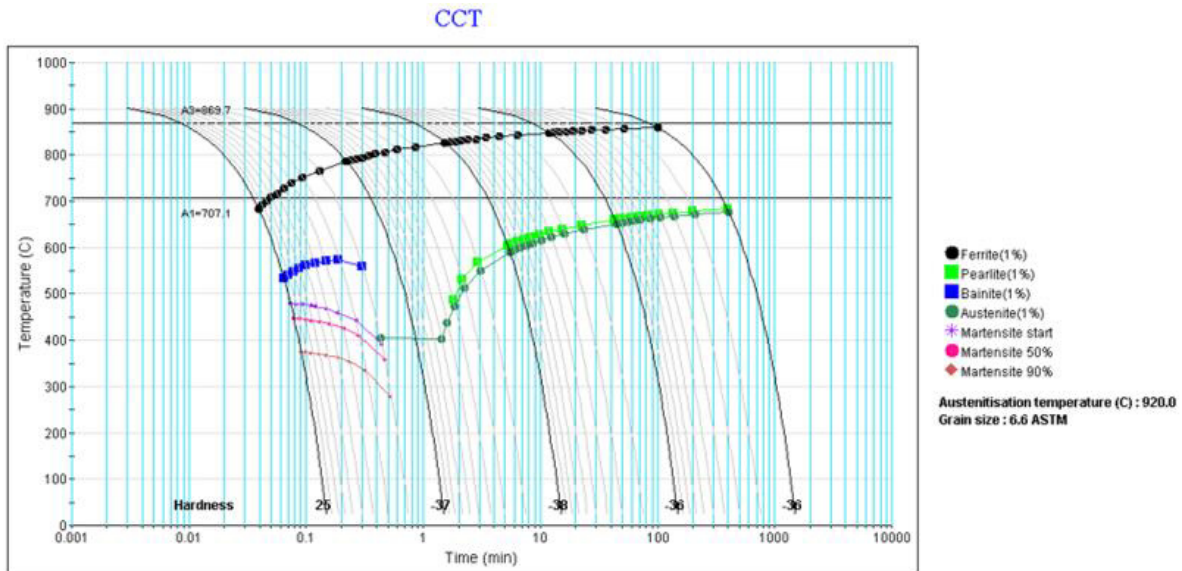


Figura 5. 19.- Diagrama CCT acero HSLA grado 50.

Se puede observar en el eje de las abscisas la temperatura y el tiempo en el eje de las ordenadas, las líneas curvadas dentro del diagrama denotan diferentes velocidades de enfriamiento que varían en un orden de magnitud. Los inicios de las transformaciones de fase son el cruce de las líneas de enfriamiento con las líneas punteadas, partiendo de una temperatura de 920 °C a una velocidad de enfriamiento de 10 °C/s la primera fase que se observa en el diagrama es ferrita a los 690 °C continuando con bainita a 550 °C. La temperatura de inicio de martencita (Ms) calculada es 480 °C mientras que el 50% y 90% de esta transformación ocurre a 450°C y 380°C respectivamente.

5.7.2 Análisis JMatPro acero HSLA grado 70.

Se observa en la Figura 5.20 un tamaño de grano austenítico de 8 ASTM calculado por el software así como una temperatura de austenización de 914.94 °C, además se

muestran también las fases presentes en el material, es importante señalar que el propósito principal de la Figura 5.20 es calcular la temperatura de austenización aún no es recomendable tratar de predecir las fases en relación a velocidad de enfriamiento, análisis que sí se puede hacer en la figura 5.21.

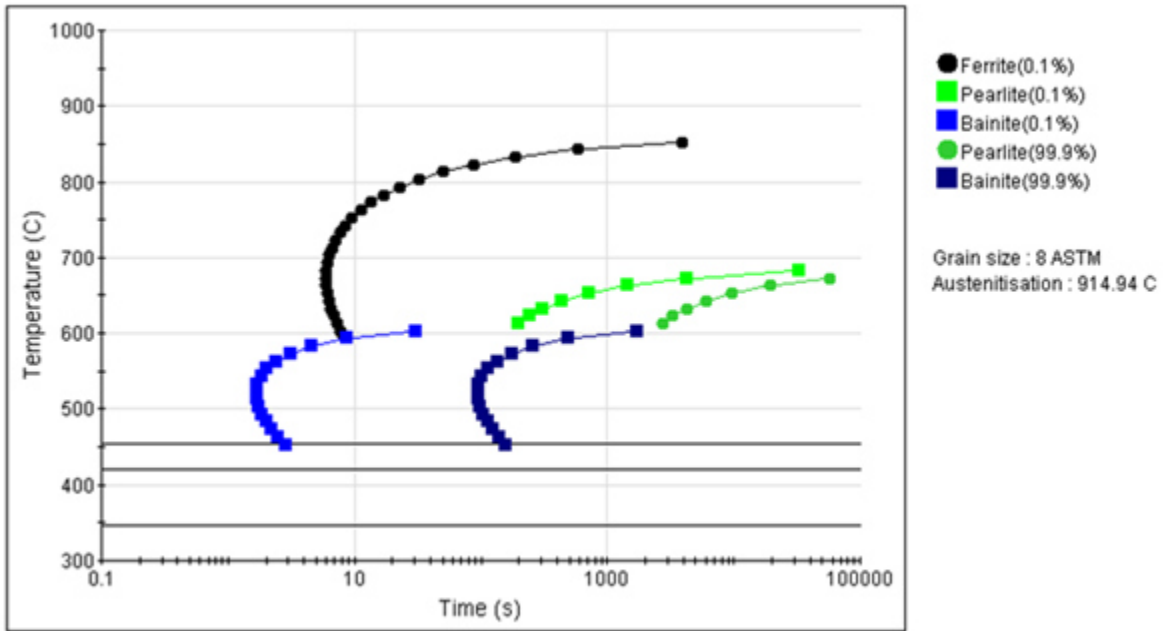


Figura 5. 20.- Diagrama TTT acero HSLA 70 para calcular temperatura de austenización.

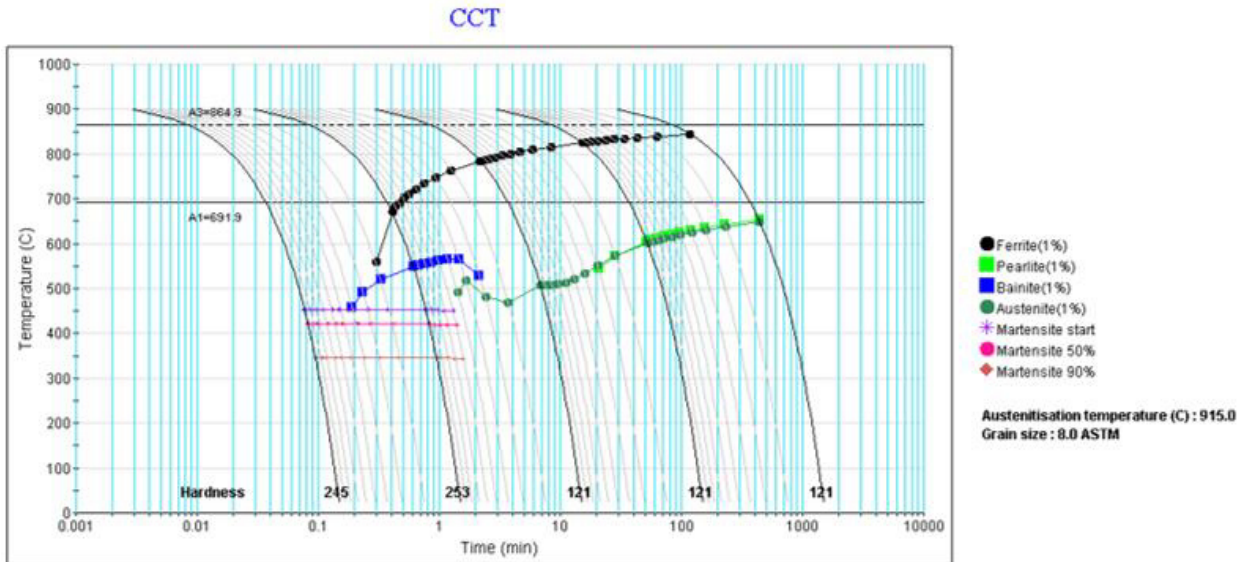


Figura 5. 21.- Diagrama CCT HSLA grado 70.

En la Figura 5.21 se observa como las curvas del diagrama transformación bajo enfriamiento continuo (CCT) están desplazadas a la derecha con relación a la Figura 5.19 por efecto de la mayor cantidad de manganeso (Mg) y molibdeno (Mo) del acero HSLA grado 70 a diferencia del HSLA grado 50, ya que dichos elementos tienden a disminuir la temperatura de transformación, modificando el tamaño de grano y microestructura.

5.8 Prueba Jominy.

En este ensayo la velocidad de enfriamiento varía a lo largo de toda la barra, siendo más elevada al extremo templado por estar en contacto con el agua. La velocidad de enfriamiento en cualquier punto de la barra se muestra en la Tabla 13 según la norma ASTM designación A255.

Tabla 13. Relación entre velocidades de enfriamiento y la distancia Jominy.

Distancia	Velocidad de Enfriamiento (°C/s)
1.6	315
2.4	110
3.7	50
4.1	36
5	28
6.5	22
7.12	17
8.19	15
9.6	10
11.2	8
12.07	5
15.27	3
18.47	2.8
21.67	2.5
24.87	2.2

La característica más sobresaliente de la curva en la Figura 5.22 es su forma, relacionada con la templabilidad. La templabilidad del acero HSLA grado 50 es baja por que la dureza desciende rápidamente a 15 HRC después de una distancia relativamente corta de 5mm.

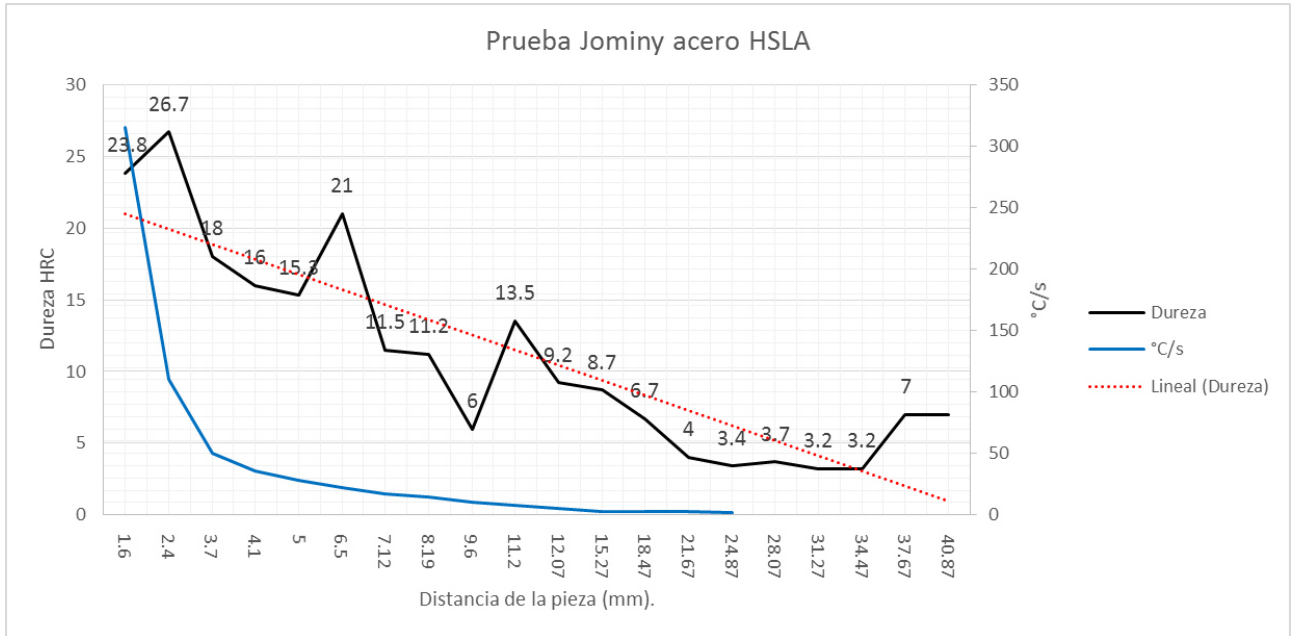


Figura 5. 22.- Dureza Jominy acero HSLA grado 50.

Para entender que fases están presentes en el material al momento de relajar la prueba Jominy se realizó un análisis en el programa JMatPro con la química del acero HSLA grado 50 en el cual se obtuvo los siguientes datos mostrados en la Figura 5.23 donde vemos como la dureza calculada coincide con la dureza de la prueba realizada (Figura 5.22).

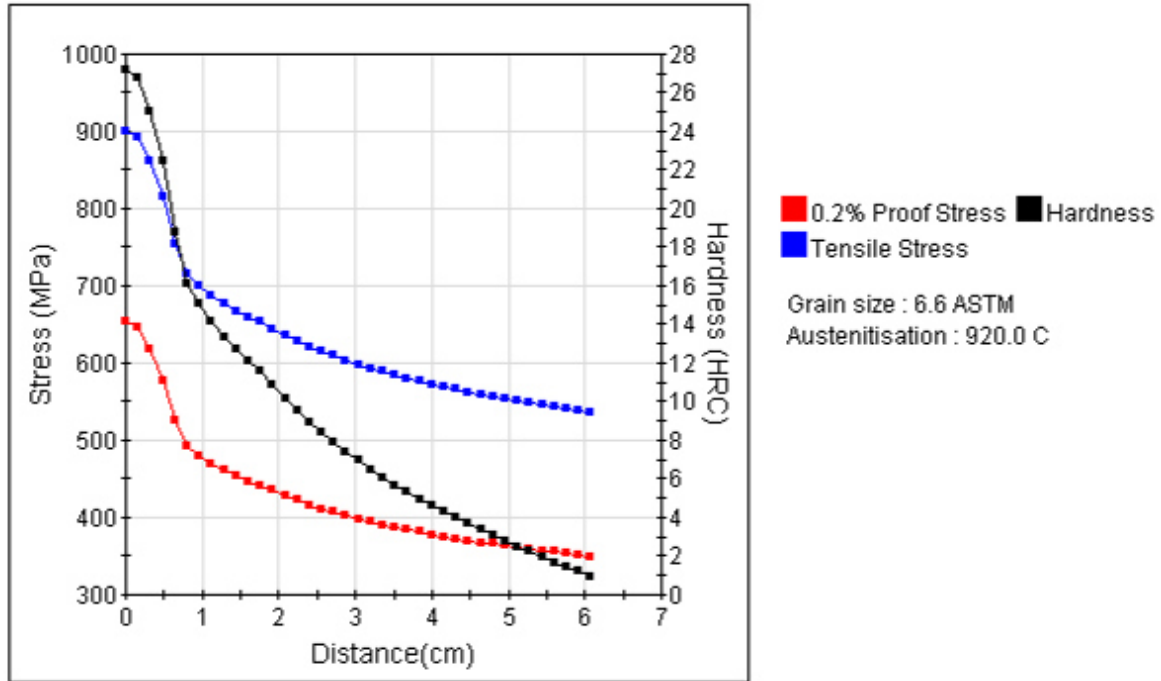


Figura 5. 23.- Dureza Jominy obtenida de la química del acero HSLA grado 50 mediante JMatPro.

Una vez que verifico que el software se aproxima de manera eficiente a los resultados obtenidos de la prueba Jominy se calcularon las fases presentes en el material a lo largo de toda la probeta Jominy, la martencita únicamente está presente en el extremo en contacto con el agua, debido a su rápido enfriamiento de $315^{\circ}\text{C}/\text{s}$ es la única fase que podemos encontrar, a partir de velocidades de enfriamiento menores a 50°C o distancias Jominy mayores a 0.37 mm la microestructura del acero es ferrítica con bainita como se muestra en la figura 5.24.

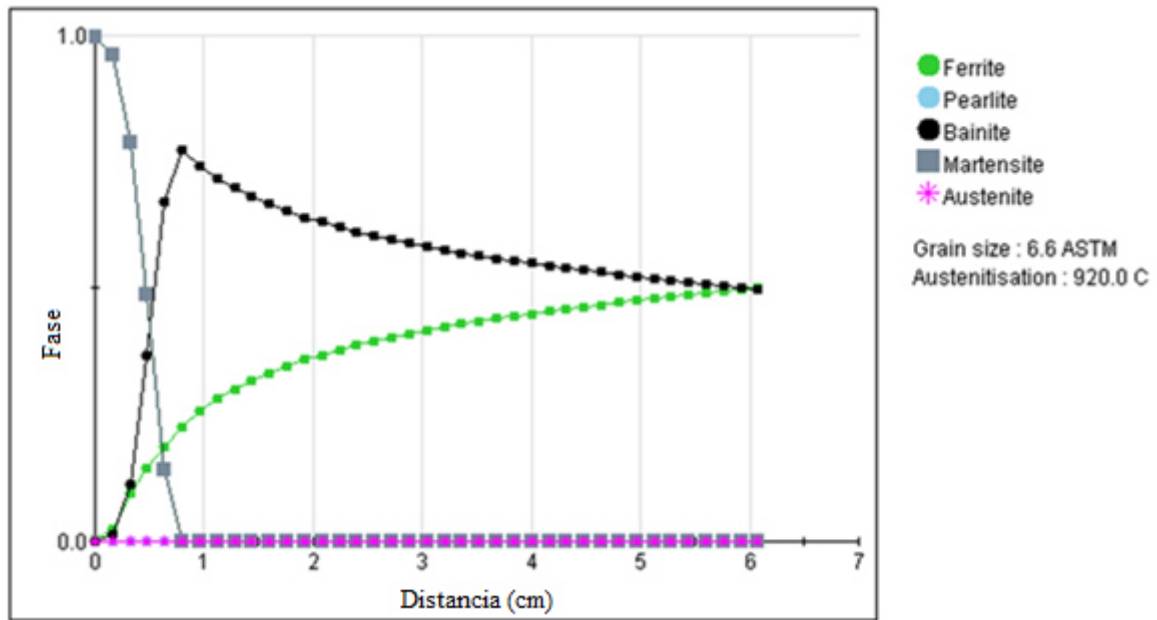


Figura 5.24.- Fases en el acero HSLA grado 50 en la prueba Jominy.

CAPÍTULO VI

CONCLUSIONES

Se evaluó y aplicaron métodos para lograr la caracterización del acero HSLA grado 50 y HSLA grado 70 a nivel laboratorio, a continuación se presentan las conclusiones que se obtuvieron de este trabajo de investigación de acuerdo con los resultados obtenidos.

- La caracterización mediante microscopía óptica revela que la microestructura del acero HSLA grado 50 y HSLA grado 70 está compuesta por una matriz de ferrita (α) con precipitados intergranulares de cementita, además de una segunda fase de perlita (α + cementita).
- Mediante la caracterización con Difracción de Rayos X (DRX) se corroboró la presencia de intermetálicos, óxidos, carburos y nitruros dispersos en la matriz del material.
- Los resultados del software JMatPro para las distintas condiciones químicas de los aceros HSLA, presentan una gran aproximación a las condiciones en la caracterización física de los aceros a través de la prueba Jominy y análisis óptico, por lo que las condiciones calculadas teóricamente son correctas, probando que esta técnica es eficiente y complementaria para el estudio de los aceros.
- Los resultados obtenidos de la prueba Jominy demuestran que los aceros HSLA tienen una templabilidad baja y a velocidades de enfriamiento de 315 °C/s son capaces de formar martencita en su matriz.
- La variación en la dureza del acero HSLA grado 50 es consecuencia de la segregación de microaleantes por su condición de planchón, el acero HSLA grado 70 tiene una dureza constante consecuencia del trabajo de laminado en caliente al que fue sometido.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Environmental evaluation of Steel and Steel structures, handbook of engineers, researchers, and university students, Jernkontoret, 2013, pp. 9-14.
- [2] Luis Alberto Moya Salazar, “Soldabilidad de aceros IF Termogalvanizados para aplicaciones automotrices”, Tesis M.C de la ingeniería mecánica con especialidad de materiales, Autónoma de Nuevo León, Enero 2005, pp 4.
- [3] GM’s lightweight strategy is rocking, mixed-materials manufacturing cuts weight and cost, Automotive News, 2016.
- [4] G. Krauss, Steels: Processing, Structure, and Performance. ASM International, 2005, p. 613.
- [5] R. L. Bodnar, R. O. Adebajo, and S. S. Hansen, “Determination of the TR and Ar3 temperatures from roll force measurements,” in 37th Mechanical Working and Steel Processing Conference, 1996, pp. 743–757.
- [6] George Krauss. Microstructures, Processing, and Properties of Steels. Advanced Steel Processing and Products Research Center, Colorado School of Mines (September of 2005).
- [7] Porter L F y Repas, P. E: Journal of metals. V. 34. P. 14. (1982)
- [8] A. I. S. I. “High Strength Low-Alloy Steels and High Strength Intermediate Manganese Steels”, AISI Steel Products manual: V. 17, (1967).
- [7] Noren, T. M. “special Reporto n Columbius as a Microalloying Element in Steels and its Effect on Welding Technology” Ship Structure Committee: Whasington, D. C., 1963.
- [10] K. B. Kang S.G. Hong, H. J. Jun. Evolution of precipitates in the nb-ti-v microalloyed hsla steels during reheating. Scripta Materialia, 28:1201 – 1206, 2003.
- [11].- Bullens, D K., "Steel and its Heat Treatment"; John Wiley, N Y 1916
- [12].- Cone, E F., Revista"Steel", v. 41, (Sept 1934)
- [13].- Woodhead, J H Y Keown, S. R., "The History of Microalloyed Steels", Memorias de la conferencia, "HSLA Steels; Metallurgy and Applications", ASM International, (1985), Beijing, China pp. 15-27
- [14].- Neumeister, H., y Wiester, H. J., "Stahl und Eisen", v. 65 no 36, 1945.
- [15].- Frame, J V., y Melloy, G. F.,; "Bethlehem V-Steels"; A S M annual Meeting; N. Y. 1962.

- [16] - Wiester, H J., Bading, W , Riedel, H.. y Scholz, W , "Stahl und Eisen", v. 77, no. 773, 1957
- [17] James N.A. Starling, "The evolution of solute carbon during continuous annealing of interstitial-free steel and its effects on bake hardenability", Queen's University, Department of Materials and Metallurgical Engineering, Marzo 1998 pp 1 -2.
- [18] ASM Handbook Volume I, ASM International Handbook Committee, the material information Society, 10th edition, HSLA Steels pp 398 – 423, 1990, EUA.
- [19] FASM George E. Totten, Ph. D. Steel Heat Treatment, Metallurgy and Technologies. Taylor and Francis Grup, Portland, Oregon, U.S.A., second edition, 2007.
- [20] "Carbon and Alloy Steels", SAE J411, 1989 SAE Handbook, vol. 1, Materials, Society of Automotive Engineers. [6] Classification and Designation of Carbon and Low-Alloy Steels. ASM Handbook Volume 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys; Section: Carbon and Low Alloy Steels. 2005 Edition.
- [21] M. G. Akben acroix B. and. J. J. Jonas. Thermomechanical processing of microalloyed austenite. AIEM, Warrendale, page 293, 1982.
- [22] Melek G. Akben Galin Wang. Effect of al on recrystallization and precipitation in nb hsla steels. Proceedings of an Internationa Conference on HSLA Steels '85, 1 (1):163 – 167, 1986.
- [23] I. Weiss Bacroix B., M. G. and Jonas. Acta met. (29):111, 1981.
- [24] R. W. K. Honeycombe. Fundamental aspects of precipitation in microalloyed steels, Department of Metallurgy and Materials Science, University of Cambridge, Cambridge, U. K.
- [25] Cui Wenxvau Li Xiuqui. The effect in manganese on the recrystallization of austenite in low carbón nibodium steels. Preceedings of an International Conference on HSLA Steels '85, 1 (1): 235, 1985.
- [26] C. Wu C. Zhang. Ferrous Materials. Metalurgical Industry Press, Beijing, 1992.
- [27] W. C. Leslie. The Physical Metallurgia of steels. McGraw-hill, New York, 1981.
- [28] Korchynsky, Michael; "Twenty Years Since Microalloying 75", memorias de la conferencia internacional "Microalloying 95", Iron and Steel society. Pittsburgh, PA. USA, 1995.
- [29] T. Gladman. The Physical Metallurgy of micralloyed steels. The Institute of Materials, The University of London, UK, First edition, 1997.
- [30] A. H. Cottrell. Chemical Bonding in Transition Metal Carbides. Institute of Materials, London, 1995.

- [31] H. K. D. H. Badeshia and R. W. K. Honeycombe. *Steels Microstructure and Properties*. Butterworth-Heinemann, Portland, Oregon, U. S. A., third edition, 2006.
- [32] Anil Kumar Sinha. *Physical Metallurgy Handbook*. McGraw-Hill, New York, NY, fifth edition, 2004.
- [33] Meyer, L. Strassburger, C. Schawwinhold, D. Arch F. d Eisenhüttenwesen, V 35 no. 541, 1964.
- [34] Korchynsky, Michael; "Twenty Years Since Microalloying 75", memorias de la conferencia internacional "Micro alloying 95", Iron and Steel society. Pittsburgh, PA. USA, 1995.
- [35] Sunghak Lee, Dongil Kwon, Young Kook Lee, and Ohjoon Kwon "Transformation Strengthening by Thermomechanical treatments in C-Mn-Ni-Nb Steel", *Metallurgical and materials transaction A*, Volume 26^a, Mayo 1995, pp 1.
- [36] L. J. Cuddy "thermomechanical processing of microalloyed austenite", TMS, Warrendale, 1985, pp 29-44.
- [37] J. M. Gray, T. Ko. Zhang Shouhua, Wu Baorong, Xie Xishan "HSLA steels metallurgy and applications", conference proceedings ASM international, 4-8 November 1985, pp 29-44.
- [38] Characteristic Feature Of Titanium And Vanadium And Niobium As Microalloy Additions To Steel, K. Hulka, 2003, Brasil.
- [39] J. F. Chávez-Alcalá, A. Rodríguez-Reyes, E. G. Navarrete-Ramos, H. J. Dorantes-Rosales, M. L. Saucedo-Muños, and V. M. Lopez-Hirata: Microstructural Characterization of precipitation in an isothermally Aged Nb-Containing Microalloyed Steel. *ISIJ International*. 2001, Vol. 41 (12), pp. 1532-34.
- [40] O. Kwon A.J. DeArdo. *HSLA Steels, Metallurgy and Application Conference Proceedings*. ASM. Metals Park, Ohio, first edition, 1986.
- [41] H Kubota I. Kozasu, T. Shimizu. *Transactions of the Iron and Steel Institute, Japan*, 11:367–375, 1971.
- [42] T. Tanaka. *International Metals Reviews*, 26:185-212, 1981.
- [43] J. J. Jonas. *High Strength low alloy steels. Proceedings of an international conference on HSLA Steels '85*, 1 (1):80-91, 1985.
- [44] Anil Kumar Sinha. *Physical Metallurgy Handbook*. McGraw-Hill, New York, NY, fifth edition, 2004.
- [45] Zener. C. Comunicación privada para C. S. Smith; *Transactions of the AIME*; V. 175, 1949.

- [46] Ashby, M. F. “the influence of particles on boundary mobility”. *Memorias de congreso. “Recrystallization and Grain Growth of Multi-Phase and Particle Containing Materials”*. 1er symposium international RISO; Metallurgy and Material Science”. Sept. 1980, Roskilde. Dinamarca; laboratorio Nacional RISO; 1980. Ed. Jones, A. R. Leffers.
- [47] Gladman, T. “On the Theory of the Effect of Precipitate Particle on Grain Growth in Metals”, *Proceedings of the Royal Society of London*”, V. 294, 1966. P 298.
- [48] Cuddy. L. J. “Austenite Microstructures Developed During Simulated Hot Rolling”, *Memories of First Symposium RISO “Recrystallization and Grain Growth of Multiphase and Particle Containing Materials”*, Dinamarca, Sept. 1980, RISO National Laboratory, Roskilde, Dinamarca, 1980.
- [49] Hansen, S. S., Vander Sande, J. B. y Cohen. M.; “Niobium Carbonitride Precipitation and Austenite Recrystallization in Hot-Rolled Microalloyed Steels”, *Metallurgical Transactions*, v. II (A), Marzo 1960.
- [50] Cuddy, L. J., “Microstructure Developed During Thermomechanical Treatment of HSLA Steel”, *Metallurgical Transactions*, V 12 (A), Junio, 1981.
- [51] Walsh, R. A., DeArdo. A. J.; “Austenite Conditioning Alternatives for Microalloyed Steels” , *Memories 4th International Steel Rolling Conference*, Deauville, Francia, Deauville University Press, 1987.
- [52] Palmiere, E. J. “Precipitation Phenomena in Microalloyed Steels”, *memories of Conference Microalloying 95, Iron and steel Society*, Pittsburg, PA., U. S. 1995.
- [53] Kwon, O., DeArdo. A. J., “Interaction between Recrystallization and Precipitation in Hot-Deformed Microalloyed Steels, *Acta Metallurgical*, V. 39, P. 529, 1991.
- [54] Cuddy, L. J., “the Effect of Microalloy Concentration on the Recrystallization of Austenite during Hot Deformation”, *Memories of symposium “Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite”*. Pittsburg, PA, August, 1981; *The Metallurgical Society of AIME*, 1982.
- [55] Speer, J. G., Michael, F. R., Hansen, S. S.; “Carbonitride Precipitation in Niobium/Vanadium Microalloyed Steels”. *Metallurgical Transactions*. V. 18 (A). Feb. 1987.
- [56] Cuddy, L. J., Bauwin, J. J., Ralet, J. C. “Recrystallization of Austenite, *Metallurgical Transactions*”, v. 11 (a), March, 1980, p 321.
- [57] Bremer, S. S. et. Aln “FIM/Atom-Probe and Electron Microscope Analysis of Precipitates in High-Strength, low Alloy Steel”, *Memories of symposium “29th international Field Emission Symposium”*, Goteborg, Sweden, August, 1982.
- [58] Palmiere, E. J. “Suppression of Recrystallization during the Hot Deformation of Microalloyed Austenite; thesis Ph.D. university of Pittsburgh. 1991.

- [59] DeArdo, A. J., Gray, J. M., Meger, L. "Fundamental Metallurgy of Niobium in Steel", Memories of conference "Niobium2, San Francisco, Ca. 1981. Ed. H. Stuart, Warrendale, Pa. The Metallurgical Society of AIME, 1984.
- [60] Palmiere, E. J., García, C. I., DeArdo, A. J., "Suppression of Static Recrystallization in Microalloyed Steel by Strain-Induced Precipitation", Memories of symposium "Low Carbon Steel For The 90's", Pittsburgh, PA. (October 1993) Warrendale, Pa. TMS-AIME, p. 121, 1993.
- [61] D. V. Edmonds and R. W. K. H. Honeycombe, "precipitation in Iron-Base-Alloy" in precipitation Processes in Solids, edited by K. L. Russell and H. I. Aronson, TMS, Warrendale, PA, 1978, pp. 121-128.
- [62] T: Gladman, "the physical Metallurgy of Microalloyed Steels", Chapter 5, Cambridge, UK: the University Press, 1997.
- [63] C. Y. Chen, J. R. Yang, "Nano-carbide Precipitation Strengthening in a Newly Developed HSLA Steel", Yoke Industrial Cop. Report, 2006.
- [64] A. J. DeArdo W. J. Lui, J. J. Jonas. Processing, microstructure and properties of HSLA steels. Metallurgy Society of AIME, 26:39 – 45, 1988.
- [65] D. C. Houghton S. Suzuki, G. C. Weatherly. The response of carbo-nitride particles in hsla steels to Weld thermal cycles. Acta Metal, 35:341-351, 1987.
- [66] A. J. DeArdo D. C. Houghton, G. C. Weatherly. Thermomechanical precessing of microalloying austenite. Metallurgical Society of AIME, New York, 1982.
- [67] Rofes- Vernis J. Rossard C. le bon, A. Recrystallization and precipitation during hot working of a nb-bearing hsla Steel. Met Sci J, 9(1):36-40,1975.
- [68] Pickering F. B. Gladman T. Irvine, K.J. Journal of iron and Steel Institute Journal, 205:161, 1967.
- [69] R. W. K. Honeycombe. Metal Sci, 14:201-214, 1980.
- [70] W. B. Morrison and J. H. Woodhead, "The Influence of Small Niobium Additions on the Mechanical Properties of Commercial Mild Steels", Journal of the Iron and Steel Institute, January, Vol. 201, 1963, pp. 43-46.
- [71] J. M. Gray, D. Webster and J. H. Woodhead, "Precipitation in Mild Steels Containing Small Additions of Niobium", Journal of the Iron and Institute, August, Vol. 203, 1965, pp. 812-818.
- [72] W. B. Morrison, "The Influence of Small Niobium Additions on the Properties of Carbon-manganese Steels", Journal of the Iron and Steel Institute, April, Vol. 201, 1963, pp. 317-325.
- [73] W. B. Morrison, "The Strengthening of Carbon Steels by Small Niobium Additions", Iron&Steel, Vol. 8, 1964, pp. 390-395.

- [74] F. R. Larson and J. Miller. A time-temperature relationship for rupture and creep stresses. Trans. ASME, 1952, pp. 765 – 45.
- [75] Jones, J. A., Discussion to paper by W. J. Berry; Iron and Coal Trades Review, V 66, no 901, 1928.
- [76] Vanderbeck, R W; Welding Journal; V 37, no 114, 1958.
- [77] Wiester, H. J. Dahl, W. y Hengstenberg, H; Stahl und Eisen; V 82, no. 1176, 1962
- [78] Sellars, C. M. Hot Working and Forming Processes: Metals Society, London, no 3, 1980.
- [79] Khaled F. Al-Hajeri “The grain and subsequent transformation of austenite in the HSLA Steel during high temperature thermomechanical processing” University of Pittsburgh school of engineering, April 13, 2005, pp 12-19.
- [80] Cuddy, L. J., “Microstructure development during thermomechanical treatment of HSLA steels”, Metallurgical transaction, Vol. 12A, Julio 1981, pp. 1313-1320.
- [81] Sekine, H. and Maruyama, T., “3rd Proceeding, International conference on the strength of metals and alloys”, London, Iron and Steel Institute, 1973, pp. 85-94.
- [82] S. K. Yildiz, J. F. Forbes, B. Huang, Y. Zhang, F. Wang, V. Vaculik and M. Dudzic, “Dynamic Modelling and Simulation of a Hot Strip Finishing Mill”, Applied Mathematical Modeling, Vol. 33, 2009, pp. 3208-3225.
- [83] R. Lagneborg, T. Siwecki, S. Zajac and B. Hutchinson, “the Role of Vanadium in Microalloyed Steels,” The Scandanavian Journal of Metallurgy, 1999, Vol. 28, pp. 194-265.
- [84] B. C. De COOMAN, j. g. Speer, I. Y. Pyshintsev and N. Yoshinaga, “Material Design: The Key to Modern Steel Products,” GRIPS Media 2007.
- [85] F. Siciliano and J. J. Jonas, “Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Microalloyed Nb, Multiply-Alloyed Cr-Mo, and Plain C-Mn Steels”, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 31A, 2000, pp. 511-530.
- [86] J. J. Jonas and E. I. Poliak, “The Critical Strain for dynamic Recrystallization in Rolling Mills”, Material Science Forum, Vol. 426-432, 2003, pp. 57-66.
- [87] G. Krauss, “Steels: Processing, Structure, and Performance”, ASM International, 2005, pp. 105-107.
- [88] T. Bonesteel, “Physical simulation Speeds Production Development”, advanced Materials & Processes, December, 2006.
- [89] ASTM E112 standard test methods for determining average grain size.
- [90] ASTM Designation A255-48T: Steel. Test hardenability final annealing, AENOR, 2000.

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1. -Relación entre tamaño de grano ferrítico y el límite elástico en aceros que contengan aproximadamente 0.17% C, 0.03% Mn, 0.07% Al, y 0.028% N. [16].....	15
Figura 2.2. -Endurecimiento por solución sólida de ferrita [18].....	16
Figura 3.2.- Se muestra la manera ya clásica de representar los potenciales de cada microaleante [33].	23
Figura 3.3.- Diferentes posibilidades de formación de compuestos y de endurecimiento por precipitación para varios metales de transición [33].	23
Figura 3.4.- Retardo de recristalización por el Nb o Ti [37].	26
Figura 3.5.- Distintos efectos del titanio en un acero de bajo contenido de carbono laminado en caliente. Donde Er , es energía de impacto, T es dirección transversal y L dirección longitudinal [37].	28
Figura 3.6.- Efecto del Nb, Ti y V sobre la temperatura crítica de recristalización de la austenita (contenido de carbono 0.15%) [37].	29
Figura 3.7.- Relación entre el exceso de boro y el efecto de las propiedades mecánicas [37].	31
Figura 3.8.- Efecto de la fracción volumen y tamaño de la partícula de NbC en el incremento de la resistencia por endurecimiento por precipitación [38].	32
Figura 3.9.- Productos de solubilidad de carburos y nitruros, en austenita y ferrita, en función de la temperatura [29].....	37
Figura 3.10.- Retraso de la recristalización por el Nb o Ti. [64].	42
Figura 3.11.- Potenciales de precipitación de varios sistemas de microaleantes [51].	43
Figura 3.12.- Diagrama RPTT que muestra la interacción entre la precipitación y la recristalización. Rsm y Rfin se refieren al inicio y fin de la recristalización respectivamente en aceros microaleados; Rsc y Rfc se refieren al inicio y fin de la recristalización, respectivamente, en aceros al carbono. Ps ^d y Ps ^s se refieren a los tiempos hipotéticos de inicio de la precipitación en austenita deformada y sin deformar, respectivamente. Ps es el tiempo de inicio de la precipitación [53].	46
Figura 3.13.- Representación esquemática de la posible distribución de los precipitados de Nb(CN), a lo largo de los límites de subgrano dentro de la austenita para el caso de una distribución uniforme de los microaleantes [58].	48
Figura 3.14.- Representación esquemática de la posible distribución de los precipitados de Nb(CN) a lo largo de los límites de subgrano dentro de la austenita, para el caso de una distribución no-uniforme, o segregación de los microaleante [58].	49
Figura 3.15.- Micrografía TEM que muestra la precipitación de interfase en una aleación Nb [72].	52
Figura 3.16.- Ilustración esquemática de la diferencia en la evolución del tamaño de grano durante la deformación, en ambos controles de laminado convencional y recristalización [79].	56
Figura 3.17.- Ilustración esquemática de la microestructura de austenita, resultado de distintas condiciones de deformación [79].	58
Figura 3.18.- Representación esquemática de la microestructura austenítica, cuando la deformación es por abajo y por arriba de la temperatura de paro de recristalización T _{RXN} , de austenita, Nota GB, DB, TB y NPD denotan la contribución total S _v de los límites de grano, bandas de deslizamiento y maclaje. Por otra parte, D es la longitud del borde al cuadrado y R es la proporción de reducción de laminado [79].	59

Figura 3.19.- Ilustración esquemática del proceso de laminado. Nota T_{GC} es la temperatura de engrosamiento de grano [79].	60
Figura 3.20.- Ilustración esquemática de la salida de un molino de laminación en caliente semi-continuo [82].	60
Figura 3.21.- Ilustración esquemática tiempo – temperatura mostrando los 3 tipos de laminado: (a) Laminado de recristalización controlada, (b) Laminado convencional y (c) Laminación dinámica controlada [85].	63
Figura 3.22.- Diagrama CCT para un acero HSLA con 0.06C, 145Mn, 1.25Cu, 0.97Ni, 0.72Cr, y 0.42Mo, en % peso. PF Ferrita poligonal; WF, Widmanstätten ferrita; AF, Ferrita acicular; GF, Ferrita granular [88].	64
Figura 4.1.- Diagrama de flujo del desarrollo experimental.	66
Figura 4.2.- Aceros HSLA grado 70 (a) tubo, (b) rollo en condiciones de laminado.	67
Figura 4.3.- Acero HSLA grado 50 en condición original de planchón antes de ser laminado.	68
Figura 4.4.- Esquema representativo de la obtención de probetas.	69
Figura 4.5.- Preparación de las probetas (a) cortadora Metkom, (b) encapsuladora, (c) probetas encapsuladas.	70
Figura 4.6.- Equipo de rayos X Bruker.	71
Figura 4.7.- Microscopio óptico.	73
Figura 4.8.- Esquema Representativo de la posición de las indentaciones por Microdureza.	74
Figura 4.9.- Microdurómetro Shimadzu.	75
Figura 4.10.- (a) Dibujo 2D de la probeta escala 1/1, (b) probeta Jominy maquinada, (c) mesa de prueba Jominy, (d) probeta Jominy instalada en la mesa de prueba y (e) vista del conjunto del dispositivo Jominy.	76
Figura 4.11.- Medición de temperatura (a) termómetro, (b) mufla.	77
Figura 4.12.- (a) Dibujo 2D de la probeta escala 1:1, (b) probeta después de prueba Jominy y maquinado.	78
Figura 5.1.- Difractograma del tubo HSLA grado 70.	82
Figura 5.2.- Difractograma de la placa HSLA grado 70.	83
Figura 5.3.- Mapeo del acero HSLA grados 70 en su condición de placa.	84
Figura 5.4.- Mapeo del acero HSLA grado 70 en su condición de tubo.	85
Figura 5.5.- Micrografía placa de acero HSLA grado 70 a 200X.	86
Figura 5.6.- Micrografía placa de acero HSLA grado 70 a 500X.	87
Figura 5.7.- Micrografía placa de acero HSLA grado 70 a 1000X.	88
Figura 5.8.- Micrografía tubo de acero HSLA grado 70 a 200X.	89
Figura 5.9.- Micrografía tubo de acero HSLA grado 70 a 500X.	90
Figura 5.10.- Micrografía Tubo de acero HSLA grado 70 a 1000X.	91
Figura 5.11.- Tamaño de grano placa de acero HSLA grado 70: (a) imagen original, (b) imagen con patrón según norma ASTM E112.	92
Figura 5.12.- Medición de tamaño de grano Tubo HSLA grado 70, (a) imagen original, (b) imagen con patrón según norma ASTM E112.	93
Figura 5.13.- Comparación de microdureza entre la placa y tubo de acero HSLA grado 70.	95
Figura 5.14.- Microdureza promedio del acero HSLA grado 70.	96
Figura 5.15.- Comparación de la microdureza en el acero HSLA grado 50.	97
Figura 5.16.- Microdureza promedio del acero HSLA grado 50.	98
Figura 5.17.- Microdureza del acero HSLA grado 70 vs el acero HSLA grado 50.	99
Figura 5.18.- Diagrama TTT de Acero HSLA grado 50 para calcular temperatura de austenización.	100

Figura 5.19.- Diagrama CCT acero HSLA grado 50.	101
Figura 5.20.- Diagrama TTT acero HSLA grado 70 para calcular temperatura de austenización.	102
Figura 5.21.- Diagrama CCT acero HSLA grado 70.	103
Figura 5.22.- Dureza Jominy obtenida de la química del acero HSLA grado 50 mediante JMatPro.	105
Figura 5.23.- Dureza Jominy acero HSLA grado 50.	106

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 1. Efecto de elementos aleantes.	21
Tabla 2. El titanio (Ti) es el elemento microaleante con múltiples usos [37].	27
Tabla 3. Características del boro como elemento microaleante [37].	31
Tabla 4. Producto de solubilidad (K_S) de V, Nb y Ti en carburo y nitruro en austenita.	36
Tabla 5. Comparación de las ecuaciones para N_S y F_{anc} para cada modelo de fuerza de anclaje por precipitado.	40
Tabla 6. Relación de solubilidad de los carburos y nitruros en austenita [84].	44
Tabla 7. Composición química de los aceros HSLA mediante espectrometría óptica y combustión.	80
Tabla 8. Tamaño de grano placa de acero HSLA grado 70.....	92
Tabla 9. Tamaño de grano tubo de acero HSLA grado 70.....	93
Tabla 10.- Microdureza longitudinal y transversal placa HSLA grado 70.....	94
Tabla 11. Microdureza longitudinal y transversal tubo HSLA grado 70.....	94
Tabla 12. Microdureza en cada una de las secciones del acero HSLA grado 50.....	97
Ecuación 1.....	33
Ecuación 2.....	39