



**UNIVERSIDAD MICHOACANA DE
SAN NICOLÁS DE HIDALGO**



**DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO DE LA
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA**

**CARACTERIZACIÓN MEDIANTE TÉCNICAS
NO DESTRUCTIVAS DE ACEROS HSLA CON
Nb-V y Ti.**

TESIS

Que para obtener el grado de:

MAESTRO EN CIENCIAS EN INGENIERÍA MECÁNICA

Presenta:

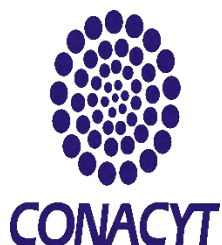
Ing. Valdemar Conejo Hernández

Asesor:

Dr. Luis Béjar Gómez

Co-asesor:

Dr. Héctor Guillermo Carreón Garcidueñas



Morelia, Michoacán, julio de 2021.



AGRADECIMIENTOS

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por la beca recibida durante la realización de mis estudios de maestría.

A mi familia fuente de apoyo constante e incondicional durante toda mi vida y en especial durante los años de mi formación profesional, en especial a mis padres por ser ejemplo de perseverancia y dedicación.

A mi esposa Karla por estar conmigo en los buenos y malos momentos a lo largo de mi formación académica.

Al Dr. Luis Béjar Gómez y al Dr. Héctor Guillermo Carreón Garcidueñas por aceptarme para realizar mi tesis de maestría bajo su dirección, por brindarme sus conocimientos, orientaciones y todo su apoyo en la realización de este trabajo.

A la Facultad de Ingeniería Mecánica de la UMSNH por permitirme ser parte de su programa de posgrado, a todos mis profesores que nunca desistieron al enseñarme. Al Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales por permitirme realizar mi trabajo de tesis dentro de sus instalaciones.

A mis compañeros del posgrado por brindarme su amistad y consejos.

A los sinodales que estudiaron mi tesis y la aprobaron.

A todos los que me apoyaron a escribir y concluir esta tesis.

DEDICATORIA

A mi familia, por todo su apoyo y siempre creer en mi

ÍNDICE GENERAL

ÍNDICE DE TABLAS	ix
RESUMEN.....	x
ABSTRACT	xi
INTRODUCCIÓN	xii
JUSTIFICACIÓN	xiv
OBJETIVOS	xv
Objetivo General:	xv
Objetivos Particulares:	xv
HIPÓTESIS.....	xvi
DEFINICIÓN DEL PROBLEMA QUE SE ABORDA.....	xvii
CAPITULO 1. ANTECEDENTES Y MARCO TEÓRICO	1
1.1 Aceros	1
1.2 Clasificación de los aceros	2
1.2.1 Aceros de baja aleación.....	3
1.2.1.1 Aceros de bajo carbono	3
1.2.1.2 Aceros de medio carbono	3
1.2.1.3 Aceros de alto carbono	3
1.2.2 Aceros de alta aleación.....	4
1.2.2.1 Aceros inoxidables	4
1.3 Procesamiento y manufacturado del acero y sus aleaciones	4
1.4 Tratamiento térmico de los aceros	5
1.5 Aceros Microaleados (HSLA).....	6
1.5.1 Clasificación De Los Aceros Microaleados	7
1.5.2 Efectos De Los Elementos De Aleación	7
1.5.2.1 Efectos del Vanadio	8
1.5.2.2 Efectos del Niobio.....	9
1.5.2.3 Aceros microaleados con niobio y vanadio.....	9
1.5.2.4 Efectos del titanio.....	9
1.5.3 Aplicaciones De Los Aceros Microaleados	10
1.6 Mecanismos de fortalecimiento	11

1.6.1 Refinamiento del tamaño de grano.....	12
1.7 Termoelectricidad.....	13
1.7.1 Efecto Seebeck	13
1.7.2 Influencia de la microestructura	14
1.7.3 Método de la punta caliente	16
1.8 Corrientes de Eddy	17
1.8.1 Ensayo por corrientes de Eddy	18
1.8.2 Parámetros de ensayo	20
1.8.2.1 Impedancia de la bobina.....	20
1.8.2.1.1 Interpretación del plano de impedancia.....	22
1.8.2.1.1.1 Los factores que dependen de la probeta.....	22
1.8.2.1.1.2 Factores que dependen de las condiciones experimentales.....	22
1.8.2.2 Intensidad de Campo	24
1.8.2.3 Conductividad eléctrica.....	24
1.8.2.4 Permeabilidad Magnética	25
1.8.2.5 Profundidad de penetración.....	26
1.8.2.6 Frecuencia de inspección	26
1.8.2.7 Efecto de separación (lift off).....	29
1.8.2.8 Efecto de borde.....	30
1.9 Estado del arte	31
CAPÍTULO 2. DESARROLLO EXPERIMENTAL	38
2.1 Selección y obtención de probetas.	38
2.2 Tratamientos térmicos.....	39
2.3 Caracterización.....	40
2.3.1 Microscopía óptica (MO).....	40
2.3.2 Análisis de las microestructuras.....	41
2.3.3 Microscopia electrónica de barrido (MEB).....	42
2.4. Potencial termoeléctrico (PTE).....	43
2.4.1 Calibración del equipo de punta caliente.	44
2.5 Inspección por corrientes de Eddy	45
2.5.1 Calibración del modo conductividad del equipo Nortec 500D.....	47
2.5.2 Cálculo de la profundidad de penetración de las corrientes de Eddy.....	48

2.6 Dureza Rockwell (HR).....	49
CAPÍTULO 3. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS.....	51
3.1 Composición Química.....	51
3.2 Microscopia Óptica (MO).....	51
3.3 Microscopia electrónica de barrido (MEB).....	55
3.4 Dureza Rockwell (HR).....	61
3.5 Potencial Termoeléctrico (PTE).....	63
3.5.1 PTE punta de cobre.....	64
3.5.2 PTE punta de oro.....	65
3.6 Conductividad eléctrica medida mediante Corrientes de Eddy (EC).....	65
CAPÍTULO 4 CONCLUSIONES.....	68
SUGERENCIAS PARA TRABAJO FUTURO.....	69
BIBLIOGRAFÍA.....	70

ÍNDICE DE FIGURAS

CAPITULO 1. ANTECEDENTES Y MARCO TEÓRICO

Figura 1.1 Diagrama de fases hierro-carbono.	2
Figura 1.2 Clasificación general de los aceros.	2
Figura 1.3 Procesos de fabricación del acero y sus aleaciones.	5
Figura 1.4 Usos de los aceros HSLA; a) componentes estructurales; b) oleoductos; c) rodamientos; d) componentes automotrices.	11
Figura 1.5 Esquema del efecto Seebeck	13
Figura 1.6 Efecto Seebeck. Gradiente de temperatura en un conductor	14
Figura 1.7 Diagrama esquemático de la medición de potencial termoeléctrico por el método de punta caliente	16
Figura 1.8 Generación de corrientes de Eddy	17
Figura 1.9 Esquema del ensayo por corrientes de Eddy, a) la corriente alterna que fluye a través de la bobina genera un campo magnético alrededor de ella; b) cuando la bobina se pone en contacto con un material conductor, las corrientes de Eddy son inducidas; c) si un defecto en el material interrumpe las corrientes de Eddy, el campo magnético cambia y una señal de defecto puede ser leída midiendo la variación en la impedancia de la bobina.....	19
Figura 1.10 Diferentes sondas utilizadas para la inspección por corrientes de Eddy.....	19
Figura 1.11 Triángulo de Impedancias	21
Figura 1.12 Curva de conductividad y la familia de curvas del efecto de separación (lift-off) en el plano de impedancia.....	23
Figura 1.13 Vectores de impedancia para algunos materiales conductores a 20 kHz.....	23
Figura 1.14 Profundidad de penetración.	27
Figura 1.15 Profundidad de penetración estándar	27
Figura 1.16 Profundidad de penetración.	29
Figura 1.17 Efecto de separación	30
Figura 1.18 Colocación de bobinas	31
Figura 1.19 a) Módulo de Corte y Módulo de Young, b) correlación de PTE entre Módulo de rigidez y Módulo de Young	31
Figura 1.20 Evolución del PTE con la temperatura de recocido en a) acero rolado en frío y b) acero rolado en caliente	33
Figura 1.21 a) Variación PTE, b) fracción volumétrica de carburos, c) diámetro del grano de austenita, d) fracción volumétrica de austenita retenida y dureza de las muestras templadas desde diferentes temperaturas de austenización. De la misma aleación.....	34
Figura 1.22 Arriba resultados de las pruebas de dureza vs el tiempo de envejecimiento. Abajo valores del PTE vs tiempo de envejecimiento.	35
Figura 1.23 Resultado de los ensayos mecánicos vs temperatura de revenido	36
Figura 1.24 (a) Microestructura del material templado y enfriado en agua; (b) microestructura obtenida al tratar por revenido a 700°C	37

CAPÍTULO 2. DESARROLLO EXPERIMENTAL

Figura 2.1 Esquema del desarrollo experimental	38
Figura 2.2 Esquema del tratamiento térmico de temple.	39
Figura 2.3 Esquema de los tratamientos térmicos de revenido.	40
Figura 2.4 Procedimiento de pulido	41

Figura 2.5. Microscopio óptico de banco.....	42
Figura 2.6 Microscopio electrónico de barrido Jeol JSM-6400	42
Figura 2.7 Equipo Thermo-Sorter Walker Scientific Inc	43
Figura 2.8 Grafica de calibración con la punta de cobre.....	44
Figura 2.9 Grafica de calibración con la punta de oro	45
Figura 2.10 Equipo NORTEC 500D	46
Figura 2.11 Materiales de referencia para la calibración de la conductividad eléctrica del equipo de corrientes de Eddy.....	47
Figura 2.12 Diferentes tipos de penetradores, cargas y escalas para ensayo de dureza Rockwell.....	50
Figura 2.13 Durómetro Mitutoyo DT-10	50

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

Figura 3.1 Microestructura del lingote del acero microaleado con NbV.	51
Figura 3.10 Acero microaleado con Nb-V templado a 980°C	56
Figura 3.11 Acero microaleado con Nb-V templado y revenido a 400°C	56
Figura 3.12 Acero microaleado con Nb-V templado y revenido a 600°C	57
Figura 3.13 Acero microaleado con Nb-V templado y revenido a 800°C	57
Figura 3.14 Acero microaleado con Ti templado a 980°C.....	58
Figura 3.15 Acero microaleado con Ti templado y revenido a 400°C.....	58
Figura 3.16 Acero microaleado con Ti templado y revenido a 600°C.....	59
Figura 3.17 Acero microaleado con Nb templado y revenido a 800°C	59
Figura 3.18 EDS del acero microaleado con Nb-V después de ser templado a 980°C.....	60
Figura 3.19 EDS del acero microaleado con Nb-V después de ser templado y revenido a 400°C	60
Figura 3.2 Microestructuras de ambos aceros después de ser sometidas a laminación en caliente.....	52
Figura 3.20 EDS del acero microaleado con Ti después de ser templado y revenido a 400°C	61
Figura 3.21 Dureza vs Temperatura de revenido para la aleación Nb_V	62
Figura 3.22 Dureza vs Temperatura de revenido para la aleación de Ti.....	63
Figura 3.23 PTE vs Temperatura de tratamiento térmico para la aleación Nb-V (punta de cobre).....	64
Figura 3.24 PTE vs Temperatura de tratamiento térmico para la aleación con Ti (punta de cobre).....	64
Figura 3.25 PTE vs Temperatura de tratamiento térmico para la aleación Nb-V (punta de oro).....	65
Figura 3.26 PTE vs Temperatura de tratamiento térmico para la aleación con Ti (punta de oro).....	65
Figura 3.27 Conductividad eléctrica para un acero microaleado con Nb-V, tratado térmicamente.....	66
Figura 3.28 Conductividad eléctrica para un acero microaleado con Ti, tratado térmicamente.....	66
Figura 3.3 Microestructura después del temple a 980°C.....	52
Figura 3.4 Microestructuras después del revenido a 400°C.....	53
Figura 3.5 Microestructuras después del revenido a 500°C.....	53
Figura 3.6 Microestructuras después del revenido a 600°C	53

Figura 3.7 Microestructuras después del revenido a 700°C	54
Figura 3.8 Microestructuras después del revenido a 800°C	54
Figura 3.9 Microestructuras después del revenido a 850°C	54

ÍNDICE DE TABLAS

CAPITULO 1. ANTECEDENTES Y MARCO TEÓRICO

Tabla 1.1 Conductividad eléctrica de algunos metales en siemens por metro y en porcentaje IACS.	25
Tabla 1.2 Valores de la permeabilidad magnética relativa de diferentes materiales.....	26
Tabla 1.3 Valores de la profundidad de penetración para algunos conductores	29

CAPÍTULO 2. DESARROLLO EXPERIMENTAL

Tabla 2.1 Materiales usados para la calibración del equipo Nortec 500D en el modo Conductividad.....	48
---	----

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

Tabla 3.1 Composición química de los aceros microaleados estudiados	51
Tabla 3.2 Tamaño de grano aparente para ambas aleaciones al ser tratadas térmicamente	55
Tabla 3.3 Valores de dureza Rockwell de ambas aleaciones	62
Tabla 3.4 Valores absolutos del PTE para ambas aleaciones.....	63

RESUMEN

En el presente trabajo se reportan los datos experimentales obtenidos al realizar mediciones del potencial termoeléctrico (PTE) y conductividad eléctrica mediante corrientes de Eddy (EC) a dos aceros microaleados, utilizando la técnica termoeléctrica de contacto de la punta caliente y el fenómeno físico de la inducción electromagnética. Las probetas para el estudio fueron obtenidas de dos placas de aceros microaleados laminados en caliente y con diferente composición química.

Primeramente se realizaron tratamientos de temple para homogeneizar el tamaño de grano deformado durante el proceso de laminación e incrementar la dureza del material. El temple se realizó a una temperatura de 980°C con un tiempo de permanencia dentro del horno de 30 minutos seguido de un enfriamiento rápido en agua con agitación. Posteriormente se realizaron tratamientos térmicos de revenido a temperaturas de 400°C, 500°C, 600°C, 700°C, 800°C y 850°C con un tiempo de permanencia en el horno de 30 minutos y un enfriamiento lento al aire. Se realizaron: microscopía óptica (MO), microscopía electrónica de barrido (MEB), pruebas de dureza, medición del potencial termoeléctrico y medición de la conductividad eléctrica, estableciendo una correlación directa con las mediciones del PTE y la conductividad eléctrica con las propiedades físicas desarrolladas por los tratamientos térmicos.

Los resultados de las mediciones del PTE muestran un decremento en el valor absoluto del PTE en ambos aceros al incrementar la temperatura del revenido, se encontró que el PTE es afectado por el tamaño de grano, porcentaje de fases presentes, precipitación de segundas fases, textura y esfuerzos residuales, los cuales en conjunto determinan las propiedades mecánicas del material en cuestión.

Palabras clave: Potencial termoeléctrico, corrientes de Eddy, tratamiento térmico, dureza, conductividad eléctrica.

ABSTRACT

In the present work the experimental data obtained by measuring the thermoelectric power (TEP) and the electrical conductivity using Eddy currents (EC) of two high strength low alloy steels is reported, to measure the TEP the hot tip technique was applied and to measure the electrical conductivity the physical phenomenon of electromagnetic induction was used. The material used for this study was obtained of two hot rolled plates of steel with different chemical composition.

First, the material was heated to 980°C in an electrical furnace for 30 minutes followed by a water quenching to homogenize grain size and to increase the material hardness. After that, the material was tempered at 400°C, 500°C, 600°C, 700°C, 800°C and 850°C for 30 minutes and air-cooled. The specimens were examined by optic microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), the TEP and the electrical conductivity were measured, and hardness tests were carried out in each specimen, establishing a direct relation between the TEP and the electrical conductivity with the physic properties developed by the heat treatments.

The results of the TEP show a decrease in the values of the absolute TEP in both steels when the temperature of the tempering increases, it was found that the TEP is affected by the grain size, percentage of present phases, precipitation of carbides, the texture and residual stresses, which in conjunction determine the mechanical properties of the material.

Key words: Thermoelectric potential, Eddy currents, heat treatment, hardness, electric conductivity.

INTRODUCCIÓN

Un acero microaleado (o en inglés, High-strength low-alloy (HSLA) steel) es un tipo de aleación metálica que provee mejores propiedades mecánicas o mejor resistencia a la corrosión que los aceros. Los aceros microaleados difieren de otros aceros en que no son fabricados para cumplir una composición química específica sino para cumplir con propiedades mecánicas específicas. Tienen un contenido de carbono entre 0.05% y 0.2% en peso para mantener la conformabilidad y la soldabilidad. Otros elementos de aleación incluyen hasta un 2.0% de manganeso y pequeñas cantidades de cobre, níquel, niobio, nitrógeno, vanadio, cromo, molibdeno, titanio, calcio, tierras raras, o zirconio. Estos elementos tienen por objeto alterar la microestructura de los aceros al carbono, la cual es generalmente una mezcla de ferrita-perlita, para producir una dispersión muy fina de aleaciones de carburos en una matriz casi pura de ferrita. Esto elimina el efecto de reducción de la tenacidad provocado por la fracción en volumen de perlita, aunque manteniendo e incrementando la resistencia del material mediante el refinamiento del tamaño de grano, el cual en el caso de la ferrita incrementa la tensión de fluencia en un 50% para cada reducción a la mitad del tamaño de grano promedio.

Estos aceros pueden elevar su tensión de rotura de 800 MPa a 1200 MPa después de aplicarles un enfriamiento controlado, después del trabajo en caliente. Los aceros microaleados son utilizados en autos, camiones, grúas, puentes, montañas rusas y otras estructuras que son diseñadas para manejar grandes tensiones o que necesitan una relación tensión-peso alta. Los aceros microaleados son utilizados en general con secciones que resultan entre un 20% y 30% más livianas que las que corresponderían a aceros al carbono para la misma resistencia.

El presente trabajo pretende relacionar las mediciones del potencial termoeléctrico absoluto y la conductividad eléctrica con los cambios microestructurales en dos aceros microaleados tratados térmicamente, lo cual resultará en un método práctico y económico para evaluar la condición de un tratamiento térmico debido a la sensibilidad de las técnicas aplicadas a los cambios microestructurales. Para ello se midió el potencial termoeléctrico y la conductividad eléctrica a dos aceros microaleados tratados térmicamente por temple y revenido a diferentes temperaturas y se caracterizó la evolución microestructural de los tratamientos térmicos para determinar si el potencial termoeléctrico y la conductividad pudieran ser afectados por algún otro factor como la variación del tamaño de grano, la concentración de fases presentes o la presencia de precipitados.

El trabajo se divide en tres capítulos. En el primer capítulo se presenta la investigación bibliográfica acerca del acero y sus aleaciones así como los tratamientos térmicos a los que se pueden someter los aceros para la obtención de las propiedades específicas requeridas, se abordan también investigaciones recientes sobre el uso e interpretación de resultados de las técnicas del PTE y corrientes de Eddy aplicados a aceros y otros materiales y su relación con las propiedades mecánicas de estos.

En el capítulo dos se describe la metodología experimental aplicada para la obtención de los especímenes su posterior tratamiento térmico y la aplicación de las técnicas de

caracterización como el PTE, corrientes de Eddy (EC), microscopia óptica (MO), microscopia electrónica de barrido (MEB) y dureza Rockwell (HR).

En el capítulo tres se presentan y discuten los resultados obtenidos, además de compararse con los resultados de otras investigaciones.

JUSTIFICACIÓN

Los aceros microaleados están diseñados para dar respuesta a los desafíos que actualmente enfrentan diferentes sectores industriales en donde es necesario ciertas propiedades mecánicas que cumplan con los más altos estándares de seguridad. Los aceros microaleados han ido desplazando a los demás aceros al carbón en distintas aplicaciones estructurales. Son materiales complejos y sofisticados, con una composición química cuidadosamente seleccionada. Los mecanismos de endurecimiento que entran en juego para obtener el rango de propiedades que presentan son muy diversos.

Los aceros HSLA son materiales de composición química más compleja con pequeñas adiciones de varios elementos de aleación, con unas características mecánicas superiores a los aceros de medio y alto carbono. Los aceros HSLA poseen una extraordinaria combinación de propiedades mecánicas y tienen un costo razonable lo que los hace muy interesantes, ya que posibilitan diseños energéticamente más eficientes a bajos costos.

Uno de los principales retos en el empleo de estos materiales estriba en el conocimiento metalúrgico de la relación entre sus propiedades mecánicas y sus características microestructurales. Lo que hace el uso de ensayos no destructivos una herramienta muy poderosa en el entendimiento de la relación entre la microestructura y las propiedades mecánicas de estos aceros. El entendimiento de esta relación impulsará el uso de los aceros microaleados en más sectores industriales y demostrará que el uso de ensayos no destructivos es una herramienta de fácil uso y veras para la caracterización de los aceros microaleados.

OBJETIVOS

Objetivo General:

Caracterizar por medio del potencial termoeléctrico (PTE) y el ensayo de corrientes de Eddy (EC) los cambios microestructurales de dos aceros microaleados tratados térmicamente por temple y revenidos a diferentes temperaturas y relacionar los datos experimentales con las propiedades físicas desarrolladas debido al tratamiento térmico aplicado.

Objetivos Particulares:

Generar diferentes microestructuras en dos aceros microaleados de grado estructural mediante tratamiento térmico.

Caracterizar los cambios microestructurales por medio de microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de barrido (MEB).

Monitorear el efecto de los cambios microestructurales por medio de ensayos no destructivos (PTE y EC).

Realizar ensayos de dureza para conocer su evolución en conjunto con la temperatura del tratamiento térmico realizado.

Relacionar los resultados de los ensayos no destructivos con los cambios microestructurales y las propiedades físicas de las diferentes muestras.

HIPÓTESIS

La cantidad de elementos de aleación empleada para la fabricación del acero microaleado a estudiar, el proceso de rolado en caliente y el posterior tratamiento térmico generaran un variación en la microestructura del material lo que provocara que las muestras tengan distintas propiedades físicas. Los cambios microestructurales serán detectados por medio de ensayos no destructivos, en este caso se utilizarán las técnicas de PTE basado en el efecto Seebeck y corrientes de Eddy basado en el fenómeno de la inducción electromagnética. Los resultados de ambos ensayos no destructivos podrán relacionarse directamente con las propiedades físicas y los cambios microestructurales del material, lo que nos permitirá validar el uso de dichas técnicas no destructivas para conocer las condiciones metalúrgicas de los aceros microaleados sin la necesidad de destruir los productos terminados y poder realizar inspecciones in situ de componentes en operación fabricados con este tipo de aceros.

DEFINICIÓN DEL PROBLEMA QUE SE ABORDA

Al ser sometido a un proceso de laminación en caliente y después a un tratamiento térmico la microestructura del acero microaleado presentará cambios que darán como resultado una variación en sus propiedades físicas y mecánicas comparadas con el material base. Los cambios microestructurales podrán ser caracterizados aplicando técnicas no destructivas al material, se medirá el potencial termoeléctrico del material (PTE) utilizando el método no destructivo de punta caliente, el cual permite obtener el potencial termoeléctrico de un material conductor mediante el efecto Seebeck lo que permite la caracterización de la evolución microestructural y la presencia de precipitados en el material, además se inspeccionará por corrientes de Eddy lo que nos permitirá detectar inhomogeneidades en el material y los cambios en la conductividad eléctrica debidos al cambio microestructural.

Los datos experimentales obtenidos utilizando el método de la punta caliente y corrientes de Eddy pueden relacionarse directamente con las dureza del material analizado, lo cual convertiría la medición del PTE y la aplicación de corrientes de Eddy en métodos fáciles y sencillos para caracterizar las propiedades físicas de productos terminados elaborados con aceros microaleados, de esta manera se reducen los costos y tiempos en los controles de calidad aplicados a los productos.

CAPITULO 1. ANTECEDENTES Y MARCO TEÓRICO

La producción mundial de acero de todas sus clases es de aproximadamente 1.65 mil millones de toneladas, de las cuales un 50% aproximadamente es producido en China. Del total de la producción mundial anual un 12% corresponde a la fabricación de aceros microaleados.

Comparados con los aceros de bajo contenido de carbono que tienen límite elástico de entre 150-200 MPa, los aceros microaleados tienen límite elástico en el rango de 350-800 MPa, con la posibilidad de superar los 1000 MPa.

1.1 Aceros

Son una aleación Fe-C con una composición de entre el 0,05 y 2.00% de C. Tiene la capacidad de cambiar sus propiedades mecánicas mediante variaciones controladas de temperatura lo cual se debe a los distintos constituyentes que aparecen según la temperatura.

El hierro puro está presente en tres estados, a medida que se incrementa la temperatura desde la temperatura ambiente

- Hasta los 911 °C (temperatura crítica A_{c3}), el hierro ordinario cristaliza en el sistema cúbico centrado en el cuerpo y recibe la denominación de hierro α (alfa) o ferrita. Es un material dúctil y maleable, responsable de la buena forjabilidad de las aleaciones con bajo contenido en carbono y es ferromagnético hasta los 770 °C (temperatura de Curie a la que pierde dicha cualidad; se suele llamar también A_{c2}). La ferrita puede disolver pequeñas cantidades de carbono.
- Entre 911 y 1400 °C cristaliza en el sistema cúbico centrado en las caras y recibe la denominación de hierro γ (gamma) o austenita. Dada su mayor compactes la austenita se deforma con mayor facilidad y es paramagnética.
- Entre 1400 y 1538 °C cristaliza de nuevo en el sistema cúbico centrado en el cuerpo y recibe la denominación de hierro δ (delta), que es en esencia el mismo hierro alfa pero con un parámetro de red mayor por efecto de la temperatura.
- Perlita: microconstituyente eutectoide que se forma a los 727 °C a partir de austenita con 0.77 % de carbono. Es una mezcla bifásica de ferrita y cementita de morfología laminar. Sus propiedades mecánicas serán intermedias entre la ferrita blanda y la cementita dura que la compone.
- Martensita: Tiene gran dureza y resistencia pero es poco dúctil y maleable.

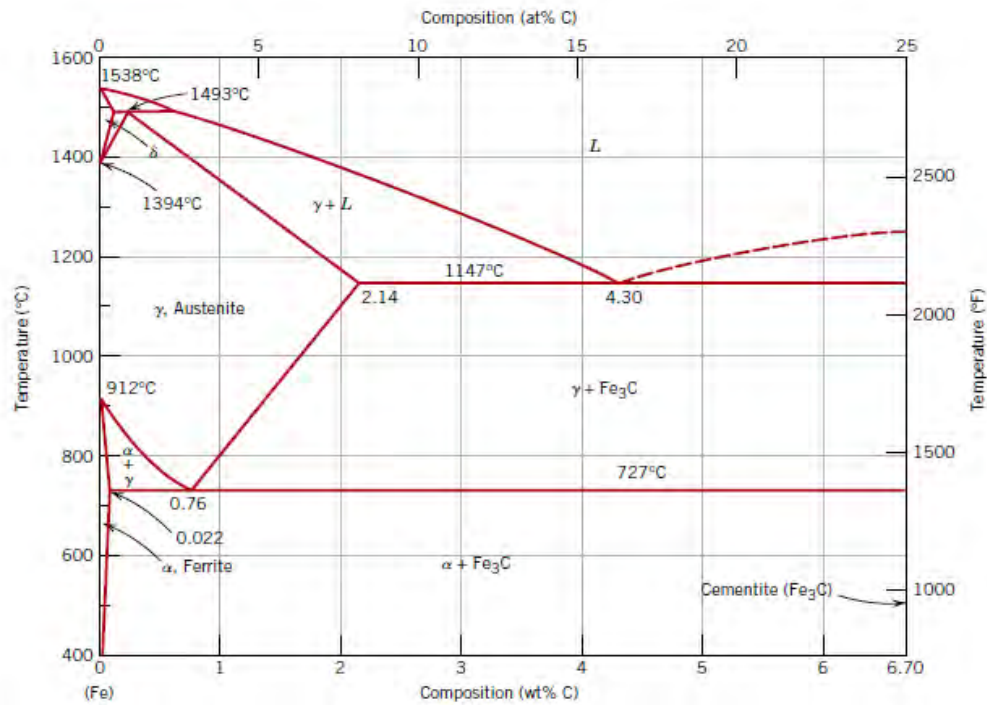


Figura 1.1 Diagrama de fases hierro-carbono.

1.2 Clasificación de los aceros

Dada la gran variedad de aceros existentes, y de fabricantes, se han originado una gran cantidad de normas y reglas para la clasificación que reciben los aceros. Una clasificación general de los aceros es la mostrada en la siguiente figura.

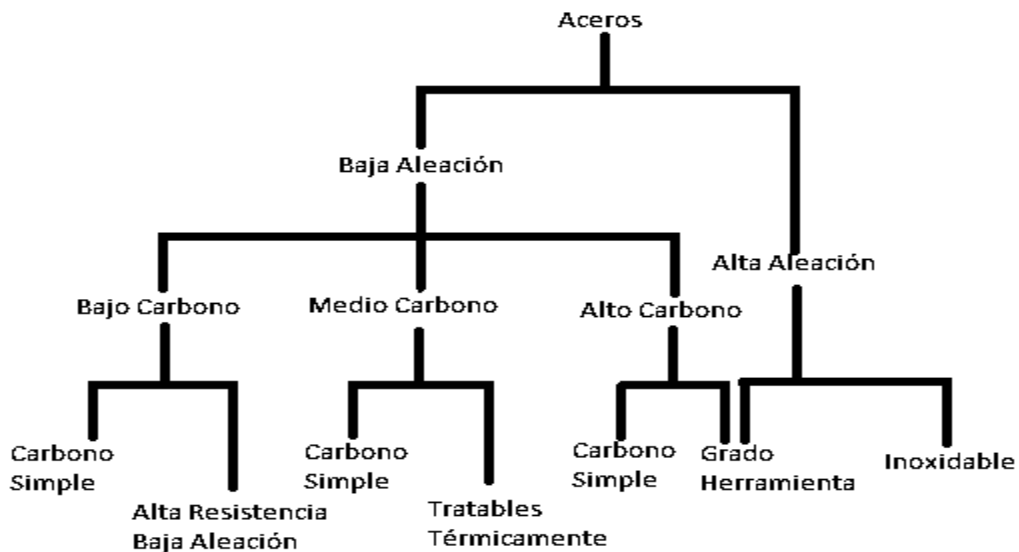


Figura 1.2 Clasificación general de los aceros.

De acuerdo a la figura podemos clasificar a los aceros según su contenido de elementos aleantes, permitiéndonos así clasificarlos en aceros de baja aleación que tienen un contenido hasta el 5% en peso de elementos aleantes, mientras que los aceros de alta aleación contienen más del 5% en peso de elementos aleantes.

1.2.1 Aceros de baja aleación

Los aceros de baja aleación presentan unas propiedades de resistencia mayores incluso que los aceros al carbono. Son buenos resistentes al calor y tienen una alta tenacidad a bajas temperaturas. El acero de baja aleación puede ser tratado térmicamente por normalizado, revenido o temple y revenido.

1.2.1.1 Aceros de bajo carbono

Estos aceros generalmente contienen aproximadamente 0.25% en peso de carbono, no responden a tratamientos térmicos que formen martensita; se endurecen por trabajo en frío. Su microestructura consiste de ferrita y perlita, como consecuencia estas aleaciones son relativamente suaves y débiles pero tienen una gran ductilidad y tenacidad; adicionalmente se pueden maquinar, soldar y su producción es relativamente barata. Entre sus aplicaciones típicas destacan componentes estructurales, componentes del chasis de automóviles, laminas usadas para conformar tuberías, latas, etc.

1.2.1.2 Aceros de medio carbono

Los aceros de medio carbono tienen concentraciones de entre 0.25 y 0.60 % en peso de carbono. Estas aleaciones pueden ser tratadas térmicamente por austenizado, templado y revenido para mejorar sus propiedades mecánicas. Se emplean mayormente en su estado templado, teniendo microestructuras de martensita templada. Los aceros de medio carbono al carbono simple tienen muy baja capacidad de endurecimiento y solo pueden ser tratados térmicamente de forma satisfactoria en secciones delgadas y temple rápidos. Dentro de sus aplicaciones destacan la construcción de vías férreas, engranajes, cigüeñales y componentes estructurales donde se requiera una combinación de fuerza, resistencia al desgaste y templabilidad.

1.2.1.3 Aceros de alto carbono

Los aceros de alto carbono son aquellos que normalmente tienen contenidos de carbono de entre 0.60 y 1.4% en peso, son los aceros de baja aleación de mayor dureza y resistencia pero menor ductilidad. Se usan mayormente en forma endurecida y revenida, por lo tanto, son especialmente resistentes al desgaste y son capaces de mantener un filo afilado. Estos aceros son empleados como herramientas de corte y como dados de conformado, así como en cuchillos, rastrillos, cierras dentadas, resortes y cables de alta resistencia.

1.2.2 Aceros de alta aleación

Son aceros con elementos de aleación en contenido superior al 5% en peso. Este tipo de aceros suele presentar un contenido bajo de carbono, dado que suelen ser sometidos a tratamientos térmicos y con los elementos aleantes se consiguen las características mecánicas requeridas. De este modo se consiguen aceros de alta resistencia y tenacidad.

1.2.2.1 Aceros inoxidables

Los aceros inoxidables son altamente resistentes a la corrosión en una gran variedad de ambientes, especialmente al ambiente atmosférico. Su principal elemento aleante es el cromo; una concentración de al menos 11% en peso es requerida. La resistencia a la corrosión también puede ser aumentada añadiendo níquel y molibdeno. Los aceros inoxidables se pueden dividir en tres clases atendiendo a la fase predominante en su microestructura (martensita, ferrita o austenita).

Los aceros inoxidables austeníticos y ferríticos son endurecidos y fortalecidos por trabajo en frío ya que no son tratables térmicamente. Los aceros inoxidables austeníticos son los que más resisten la corrosión por sus altos contenidos de cromo y las adiciones de níquel; y son el tipo de aceros inoxidables que más se produce. Tanto los aceros martensíticos y ferríticos son magnéticos, mientras que los austeníticos no. Los usos más comunes de los aceros inoxidables son componentes de aeronaves, turbinas de gas, hornos para tratamientos térmicos, misiles y componentes en plantas nucleoelectricas.

1.3 Procesamiento y manufacturado del acero y sus aleaciones

Las aleaciones ferrosas, que se basan en aleaciones de hierro y carbono, incluyen aceros al bajo carbono, aleaciones y aceros para herramienta, aceros inoxidables y hierros colados. Estos son los materiales de más amplio uso en el mundo.

En la producción de acero primario, el mineral de hierro (procesado para contener de 50 a 70% de hierro, Fe_2O_3 o Fe_3O_4) se calienta en un alto horno en presencia de coque (una forma de carbono) y oxígeno. El coque reduce el óxido de hierro en un hierro fundido crudo conocido como metal caliente o arrabio. A unos $1600^{\circ}C$, este material contiene alrededor de 95% de hierro; 4% de carbono; 0.3 a 0.9% de silicio; 0.5% de manganeso, y 0.025 a 0.05% de azufre, fósforo y titanio. La escoria es un subproducto derivado del proceso de alto horno. Contiene sílice (dióxido de silicio), CaO y otras impurezas en forma de un silicato fundido.

Como el arrabio líquido contiene una gran cantidad de carbono, se le sopla oxígeno en el horno básico de oxígeno para eliminar el exceso de carbono y producir acero líquido. El acero tiene un contenido de carbono hasta un máximo de 2% en peso. En el segundo método, la chatarra se funde a veces en un horno de acero de arco eléctrico en el que el calor del arco funde la chatarra. Muchos aceros de aleación y especiales, por ejemplo el acero inoxidable, se producen usando fundición eléctrica. Es frecuente que los aceros fundidos (incluyendo los

aceros inoxidables) sean sometidos a ulteriores refinamientos. El objetivo es reducir los niveles de impurezas como fósforo, azufre, etc. y llevar el carbono a un nivel deseado.

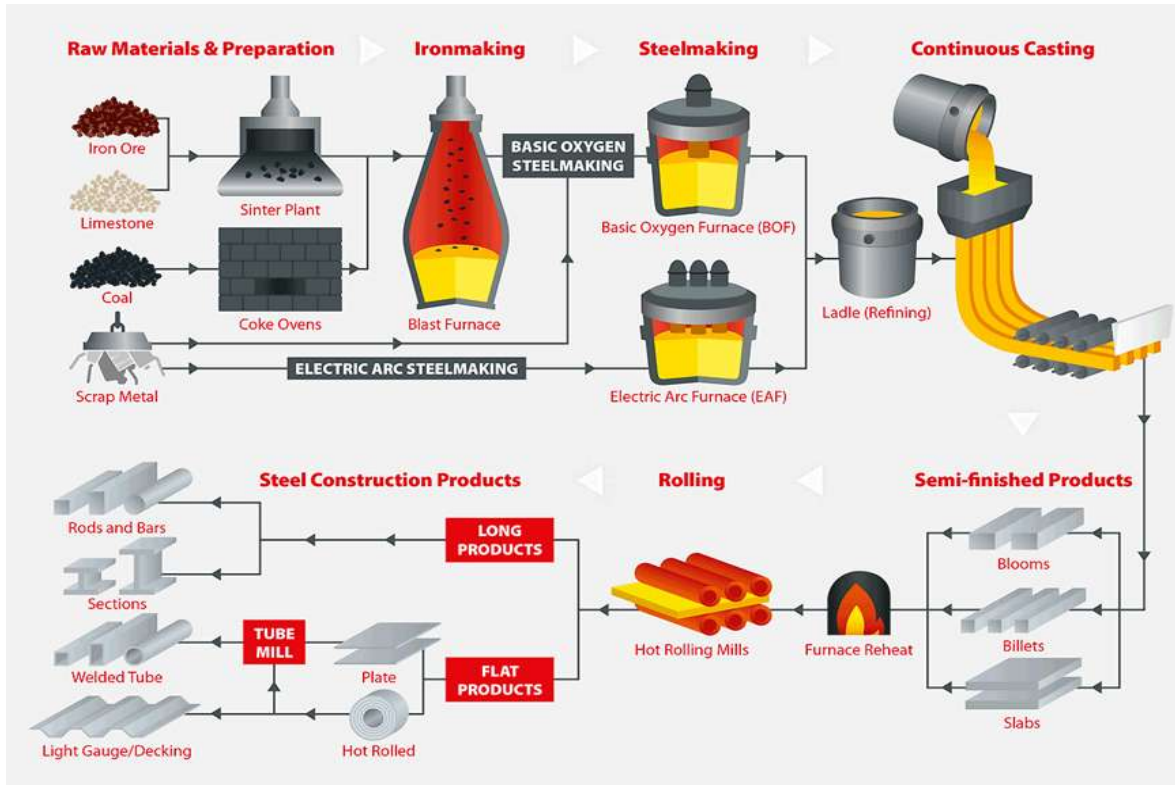


Figura 1.3 Procesos de fabricación del acero y sus aleaciones.

1.4 Tratamiento térmico de los aceros

El tratamiento térmico en un material es uno de los pasos fundamentales para que pueda alcanzar las propiedades mecánicas para las cuales está creado. Este tipo de procesos consisten en el calentamiento y enfriamiento de un metal en su estado sólido para cambiar sus propiedades físicas. Con el tratamiento térmico adecuado se pueden reducir los esfuerzos internos, el tamaño del grano, incrementar la tenacidad o producir una superficie dura con un interior dúctil. La clave de los tratamientos térmicos consiste en las reacciones que se producen en el material, tanto en los aceros como en las aleaciones no férricas, y ocurren durante el proceso de calentamiento y enfriamiento de las piezas, con unas pautas o tiempos establecidos.

Para conocer a qué temperatura debe elevarse el metal para que se reciba un tratamiento térmico es recomendable contar con los diagramas de cambio de fases como el del hierro-carbono. En este tipo de diagramas se especifican las temperaturas en las que suceden los cambios de fase (cambios de estructura cristalina), dependiendo de los materiales diluidos.

Los tratamientos térmicos han adquirido gran importancia en la industria en general, ya que con las constantes innovaciones se van requiriendo metales con mayores resistencias tanto al desgaste como a la tensión. Los principales tratamientos térmicos son:

- Temple: Su finalidad es aumentar la dureza y la resistencia del acero. Para ello, se calienta el acero a una temperatura ligeramente más elevada que la crítica superior A_{c3} (cercana a 1000°C) y se enfría luego más o menos rápidamente (según características de la pieza) en un medio como agua, aceite, etc. El temple se usa para obtener una fase del acero de alta dureza llamada martensita. La templabilidad se define como la capacidad del acero para convertirse en martensita durante un tratamiento térmico. El problema de obtener un acero de alta dureza es que este será muy frágil y poco dúctil debido a altas tensiones internas en el material.
- Revenido: El revenido consigue disminuir la dureza y resistencia de los aceros templados, se eliminan las tensiones creadas en el temple y se mejora la tenacidad, dejando al acero con la dureza o resistencia deseada. Se distingue básicamente del temple en cuanto a temperatura máxima y velocidad de enfriamiento.
- Recocido: Consiste básicamente en un calentamiento hasta la temperatura de austenización ($800\text{-}925^{\circ}\text{C}$) seguido de un enfriamiento lento. Con este tratamiento se logra aumentar la elasticidad, mientras que disminuye la dureza. También facilita el mecanizado de las piezas al homogeneizar la estructura, afinar el grano y ablandar el material, eliminando la acritud que produce el trabajo en frío y las tensiones internas.
- Normalizado: Tiene por objetivo dejar un material en estado normal, es decir, ausencia de tensiones internas y con una distribución uniforme del carbono. Se suele emplear como tratamiento previo al temple y al revenido.

1.5 Aceros Microaleados (HSLA)

Los aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA), o los aceros microaleados, son diseñados para proporcionar mejores propiedades mecánicas y/o mayor resistencia a la corrosión atmosférica que los aceros al carbón convencionales. A estos aceros no se les considera aceros aleados en el sentido normal porque son diseñados para cumplir con propiedades mecánicas específicas en lugar de una composición química específica (los aceros HSLA tienen un límite elástico superior a 275 MPa). La composición química de un acero HSLA específico puede variar para diferentes espesores de producto con el fin de cumplir con las propiedades mecánicas requeridas.

Los aceros HSLA en forma de lámina o placa tienen un bajo contenido de carbono (0.05 a 0.25% C) para producir un acero con una adecuada conformabilidad y soldabilidad, tienen un contenido de manganeso de hasta 2.0% . Pequeñas cantidades de cromo, níquel, molibdeno, cobre, nitrógeno, vanadio, niobio, titanio y circonio se utiliza en varias combinaciones.

1.5.1 Clasificación De Los Aceros Microaleados

Los aceros microaleados incluyen muchos grados estándar ya patentados diseñados para proporcionar una combinación deseable y específica de propiedades como resistencia, tenacidad, conformabilidad, soldabilidad y resistencia a la corrosión atmosférica. Estos aceros no se consideran aceros aleados, a pesar de que sus propiedades deseadas se logran mediante uso de pequeñas adiciones de elementos aleantes. En cambio, los aceros HSLA se clasifican como una categoría de acero separada, esto se refleja con el hecho de que los aceros HSLA son generalmente con un valuado con el precio base para aceros al carbono, no con el precio base para aceros aleados.

Los aceros HSLA se pueden clasificar en seis categorías:

- Aceros resistentes a la intemperie, que contienen pequeñas cantidades de elementos de aleación como cobre y fósforo para mejorar la resistencia a la corrosión atmosférica y el fortalecimiento por solución sólida.
- Aceros microaleados de ferrita-perlita, los cuales contienen muy pequeñas adiciones (menores al 0.10%) de elementos que formen nitruros o carbonitruros fuertes como el niobio, vanadio o titanio, lo que permitirá un endurecimiento por precipitados, refinamiento del tamaño de grano y posiblemente control de la temperatura de transformación de fase.
- Aceros perlíticos laminados, que incluyen los aceros carbono-manganeso, pero pueden incluir más elementos de aleación para mejorar la resistencia, la dureza, la conformabilidad y la soldabilidad.
- Aceros de ferrita acicular (vainita de bajo carbono), que son bajos en carbono (menos de 0.05% C) aceros con una excelente combinación de alto rendimiento resistencias (hasta 690 MPa) soldabilidad, conformabilidad, y buena tenacidad.
- Aceros de doble fase, que tienen una microestructura de martensita dispersa en una matriz de ferrita que les proporciona una buena combinación de ductilidad y alta resistencia a la tracción.
- Aceros con inclusiones de forma controlada, que proporcionan una ductilidad y tenacidad mejorada por las pequeñas adiciones de calcio, circonio, titanio, o quizás tierras raras para que la forma de las inclusiones de sulfuro se modifiquen de agujas alargadas a pequeños y dispersos glóbulos casi esféricos.

1.5.2 Efectos De Los Elementos De Aleación

Las propiedades mecánicas de los aceros microaleados dependerán de los elementos de aleación y el porcentaje de estos usado en la fabricación del acero. El cobre, titanio, vanadio y niobio son agregados para incrementar la resistencia. Estos elementos tienen por objeto alterar la microestructura de los aceros al carbono, la cual es generalmente una mezcla de ferrita-perlita, para producir una dispersión muy fina de aleaciones de carburos en una matriz casi pura de ferrita. Esto elimina el efecto de reducción de la tenacidad provocado por la fracción en volumen de perlita, aunque manteniendo e incrementando la resistencia del material mediante el refinamiento del tamaño de grano, el cual en el caso de la ferrita

incrementa la tensión de fluencia en un 50% para cada reducción a la mitad del tamaño de grano promedio.

El cobre, silicio, níquel, cromo y fósforo son agregados para incrementar la resistencia a la corrosión. El zirconio, calcio y las tierras raras son agregados para controlar la forma de las inclusiones de sulfuros, que incrementa la conformabilidad. Son necesarios porque la mayoría de los aceros microaleados tienen propiedades altamente dependientes de la dirección considerada. La conformabilidad y la resistencia al impacto pueden variar significativamente cuando son ensayados longitudinal o transversalmente al grano. Las flexiones paralelas al grano longitudinal son más propensas a fisurarse cerca del borde externo debido a las tensiones de tracción provocadas.

1.5.2.1 Efectos del Vanadio

El desarrollo de aceros con contenido de vanadio ocurrió un poco después del desarrollo de los aceros para intemperie, productos laminados con hasta 0.10% de vanadio son usados en condiciones de laminado en caliente. Los aceros con contenido de vanadio también son usados en las condiciones de laminado controlado, normalizados, o en condiciones de templado y revenido. El vanadio contribuye al fortalecimiento de los aceros formando precipitados finos de V(CN) (de 5 a 100 nm de diámetro) en la ferrita durante el enfriamiento después del proceso de laminación en caliente. Estos precipitados se encuentran en solución en todas las temperaturas normales de laminación y por lo tanto son muy dependientes del rango de enfriamiento para su formación.

El promedio de fortalecimiento por adición de vanadio ronda entre los 5 y 15 MPa por 0.01wt% de vanadio, dependiendo del contenido de carbono y el rango de enfriamiento después de la laminación en caliente. Un nivel óptimo de precipitación ocurre en un rango de enfriamiento de 170°C/min. En rangos de enfriamiento menores a 170°C/min los precipitados tienen a engrosarse y son menos efectivos para lograr un fortalecimiento, en rangos de enfriamiento mayores a los 170°C/min una cantidad mayor de V(CN) se mantiene en solución por lo tanto una cantidad menor de partículas de V(CN) precipita reduciendo el fortalecimiento.

El contenido de manganeso también afecta el fortalecimiento de los aceros microaleados con vanadio, esto debido a un fortalecimiento por solución sólida. El manganeso también favorece al fortalecimiento por precipitación de vanadio, ya que el manganeso disminuya la temperatura de transformación austenita a ferrita, resultando en una dispersión fina de precipitados.

El tercer factor que afecta el fortalecimiento de los aceros microaleados con vanadio es el tamaño de grano de ferrita producido después del enfriamiento desde la temperatura de austenitización. Un tamaño de grano más fino de ferrita puede ser producido por temperaturas de transformación austenita a ferrita más bajas o por la formación de granos de austenita más finos antes de la transformación a ferrita.

1.5.2.2 Efectos del Niobio

El niobio incrementa el límite de fluencia de los aceros mediante endurecimiento por precipitación, el incremento en esta magnitud depende del tamaño y cantidad de carburos de niobio precipitados. El niobio es un refinador de grano más efectivo que el vanadio, y en combinación con el fortalecimiento por precipitación hacen del niobio un agente de fortalecimiento más efectivo que el vanadio. Las adiciones de niobio se encuentran en un rango de entre 0.02% a 0.04%, lo que representa un tercio del vanadio necesario para un fortalecimiento óptimo. El fortalecimiento por niobio es de 35 a 40 Mpa por adiciones de 0.01% peso de niobio.

1.5.2.3 Aceros microaleados con niobio y vanadio

Los aceros microaleados con niobio y vanadio proporcionan un límite elástico mayor en la condición de laminado en caliente que el que se puede alcanzar adicionando uno de estos dos elementos solo. Con un laminado en caliente convencional los aceros microaleados niobio-vanadio obtienen el aumento en su resistencia debido al fortalecimiento por precipitación, por lo tanto tienen altas temperaturas de transición dúctil-frágil. Si el acero se lamina de forma controlada, la adición de niobio y vanadio juntos es especialmente ventajosa para aumentar el límite elástico y reducir las temperaturas de transición dúctil-frágil mediante el refinamiento de grano. Por lo general, los aceros niobio-vanadio se fabrican con contenidos de carbono relativamente bajos (<0.10% C). Esto reduce la cantidad de perlita y mejora la tenacidad, ductilidad y soldabilidad. Estos aceros se denominan frecuentemente aceros reducidos en perlita.

1.5.2.4 Efectos del titanio

El titanio en los aceros con bajo contenido de carbono forma una serie de compuestos que proporcionan un refinamiento de grano, fortalecimiento por precipitación y control de la forma de los sulfuros. Sin embargo, debido a que el titanio es un fuerte desoxidante, el titanio solo se puede usar en aceros que fueron calmados (desoxidados) al aluminio, de modo que el titanio esté disponible para formar compuestos distintos al óxido de titanio. Comercialmente, los aceros reforzados por precipitación con titanio se producen en espesores de hasta 9.5 mm, con un rango de límite elástico de entre 345 y 550 MPa, es necesario que se produzcan mediante laminación controlada para maximizar el refuerzo y mejorar la tenacidad. Al igual que en los aceros microaleados con niobio o vanadio, el titanio refuerza al acero mediante la combinación del refinamiento de grano y el fortalecimiento por precipitación. En aceros recalentados o de colada continua pequeñas adiciones de titanio ($\leq 0.025\%$) actúan como refinadores de grano ya que los nitruros de titanio retardan el crecimiento de los granos de austenita.

Pequeñas adiciones de titanio también son efectivas en la laminación controlada por recristalización ya que el nitruro de titanio retarda el crecimiento de los granos de austenita recristalizada. Sin embargo, en la laminación controlada convencional, el titanio es un refinador de grano moderado, que produce menos refinamiento que el niobio pero más que el vanadio. En términos de fortalecimiento por precipitación, se requiere una cantidad

suficiente de titanio para formar carburo de titanio. Pequeños porcentajes de titanio (<0,025% Ti) forman principalmente TiN, lo que tiene un efecto sobre el crecimiento del grano de austenita pero poco efecto sobre el fortalecimiento de la precipitación porque los precipitados formados en el líquido son demasiado gruesos. El aumento del contenido de titanio conduce a la formación primero de inclusiones de sulfuro de manganeso que contienen titanio (Mn, Ti) S, y luego de carbosulfuros globulares, Ti₄C₂S₂ (que proporcionan control de la forma del sulfuro). La formación de Ti₄C₂S₂ va acompañada y seguida de la formación de carburo de titanio (TiC), que se puede utilizar para el fortalecimiento por precipitación de aceros con bajo contenido de carbono. Para determinar la cantidad de titanio que está disponible para el fortalecimiento por precipitación, el contenido total de titanio debe ajustarse para la formación de nitruro de titanio y carbosulfuros gruesos e insolubles que no participan en el fortalecimiento por precipitación. Los aumentos de resistencia observados experimentalmente a partir de la precipitación de TiC han oscilado hasta 440 MPa para partículas muy finas y una fracción relativamente grande de precipitados. Si se utilizan cantidades suficientes de titanio, el carburo de titanio puede proporcionar más refuerzo por precipitación que el niobio o el vanadio. Sin embargo, debido a que los niveles más altos de fortalecimiento por precipitación se asocian generalmente con una tenacidad reducida, sería necesario refinar el grano para mejorar la tenacidad. El titanio es un refinador de grano moderado (en comparación con el niobio y el vanadio en los aceros laminados en caliente), y los altos niveles de fortalecimiento por precipitación de los aceros microaleados con titanio dan como resultado una grave penalización en la tenacidad. El uso únicamente de titanio como reforzador en placas laminadas en caliente de alta resistencia también ha dado como resultado una variabilidad inaceptable en las propiedades mecánicas.

1.5.3 Aplicaciones De Los Aceros Microaleados

Las aplicaciones de los aceros HSLA incluyen oleoductos y gasoductos, vehículos de servicio pesado de carretera y todo terreno, maquinaria de construcción y agrícola, equipos industriales, tanques de almacenamiento, vagones mineros y ferroviarios, barcazas y dragas, motos de nieve, cortadoras de césped y componentes de automóviles de pasajeros. Puentes, estructuras costa afuera, torres de transmisión de energía, postes de luz y edificios, vigas y paneles son usos adicionales de estos aceros.

La elección de un acero específico de alta resistencia depende de una serie de requisitos de aplicación que incluyen reducción de espesor, resistencia a la corrosión, formabilidad y soldabilidad. Para muchas aplicaciones, el factor más importante en el proceso de selección del acero es la relación favorable resistencia-peso de los aceros HSLA en comparación con los aceros convencionales con bajo contenido de carbono. Esta característica de los aceros HSLA ha llevado a su mayor uso en automóviles componentes.

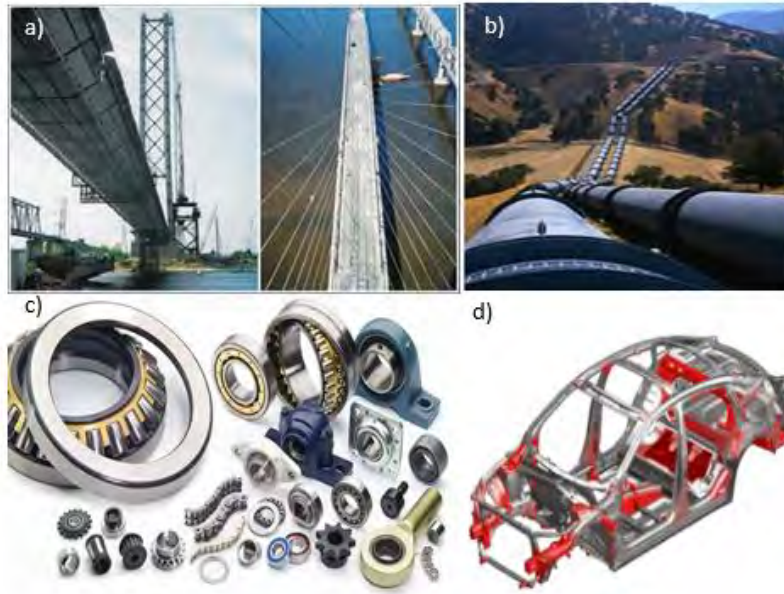


Figura 1.4 Usos de los aceros HSLA; a) componentes estructurales; b) oleoductos; c) rodamientos; d) componentes automotrices.

1.6 Mecanismos de fortalecimiento

Los aceros microaleados actuales son obtenidos por medio de una combinación adecuada de la composición química y los parámetros de los tratamientos termo-mecánicos, con el objetivo de proveer un balance entre resistencia, tenacidad, ductilidad y maleabilidad. Estas propiedades dependen de las características microestructurales, mientras que la soldabilidad es generalmente dependiente de la composición química.

El límite de fluencia de estos aceros puede ser incrementado por uno o varios mecanismos de fortalecimiento. Estos mecanismos incluyen:

a) Fortalecimiento por dislocación: la resistencia a los movimientos de dislocación debido a obstáculos presentes a otras dislocaciones. Las limitantes para este método de fortalecimiento son debidas a la saturación de la estructura con dislocaciones.

b) Fortalecimiento por límites de grano: los límites de grano impiden el movimiento de las dislocaciones. Los granos de la microestructura pueden ser refinados a tamaños muy pequeños y una alta resistencia puede ser alcanzada. Por debajo del tamaño crítico de grano la resistencia puede disminuir.

c) Fortalecimiento por solución sólida: la resistencia al movimiento de dislocación debido a la presencia de átomos de soluto intersticiales o sustitutos en la red cristalina. La desventaja en este método esta impuesta por el límite de solubilidad de cada aleación.

d) Fortalecimiento por precipitación: la resistencia al movimiento de dislocaciones debido a la presencia de segundas fases. Las segundas fases presentes pueden ser dispersoides (partículas estables añadidas mecánicamente y sinterizadas) o precipitados (partículas formadas de una solución sólida supersaturada) que son más comunes en la práctica. La limitante en este método es la influencia del tamaño y forma en la tenacidad y no en la resistencia.

e) Fortalecimiento por textura: la resistencia al movimiento de dislocación debido a la presencia de estructuras con orientación de textura preferente.

f) Fortalecimiento por transformación de fases: la resistencia al movimiento de las dislocaciones debido a la presencia de la formación de una nueva fase formada simultáneamente con una deformación.

De los seis mecanismos de fortalecimiento, el método dominante es el fortalecimiento por límites de grano, ya que mediante la modificación de la composición química, cambiando los parámetros o rutas de producción se puede controlar el tamaño de grano. [42]

1.6.1 Refinamiento del tamaño de grano

El refinamiento de grano es un efecto de la micro-aleación en los aceros que simultáneamente produce un incremento en la resistencia y tenacidad sin afectar la soldabilidad y la ductilidad. La ecuación que describe la relación cuantitativa entre el límite elástico y el tamaño de grano es conocida como la ecuación de Hall-Petch:

$$\sigma_0 = \sigma_t + k_0 \cdot d^{-1/2} \quad (1.1)$$

Donde:

σ_0 es el límite elástico

σ_t es el límite elástico de un solo cristal

k es el factor Hall-Petch (una constante que representa el efecto de bloqueo ejercido por los límites de grano al movimiento de dislocación al inicio de la deformación plástica)

d es el tamaño de grano

El refinamiento en el tamaño de grano puede ser logrado por tres tipos de precipitación:

a) Pequeñas partículas que no se disuelven, y por lo tanto se anclan en los límites de grano de la austenita durante o antes al trabajado en caliente (usualmente TiN, Nb(C,N));

b) partículas que se disuelven durante el recalentamiento, pero precipitan en la austenita durante el laminado en caliente y previenen la recristalización y el crecimiento de grano (usualmente son Nb(C,N) y VN);

c) partículas que precipitan después del rolado, durante la transformación de austenita a ferrita (V(C,N), NbC o TiC). [42]

1.7 Termoelectricidad

La termoelectricidad se considera como la rama de la termodinámica superpuesta a la electricidad donde se estudian fenómenos en los que intervienen el calor y la electricidad, el fenómeno más conocido es el de electricidad generada por la aplicación de calor a la unión de dos materiales diferentes (Figura 1.3). Si se unen por ambos extremos dos alambres de distinto material (este circuito se denomina termopar), y una de las uniones se mantiene a una temperatura superior a la otra, surge una diferencia de tensión que hace fluir una corriente eléctrica entre las uniones caliente y fría. Este fenómeno fue observado por primera vez en 1821 por el físico alemán Thomas Seebeck, y se conoce como efecto Seebeck.

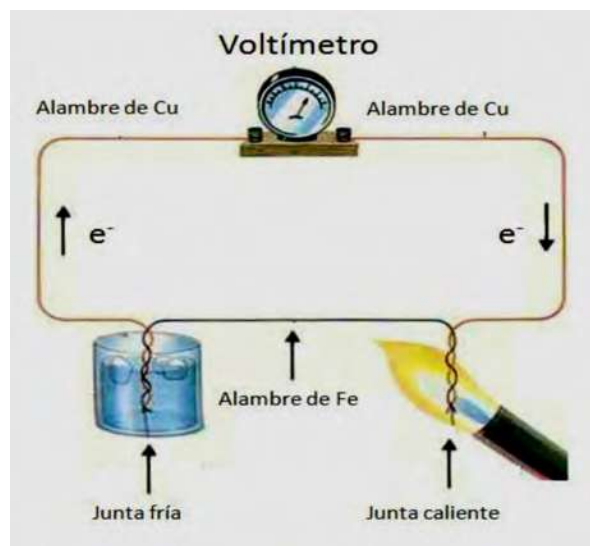


Figura 1.5 Esquema del efecto Seebeck.

1.7.1 Efecto Seebeck

Para explicar este efecto, considérese una barra de un metal que es calentada por un extremo y enfriada por el otro como se muestra en la Figura 4. Los electrones en la región caliente tienen mayor energía y, por lo tanto, tienen mayores velocidades que los de la región fría. Por consiguiente, hay un flujo neto de electrones del extremo caliente hacia el extremo frío, lo cual deja detrás iones metálicos positivos expuestos en la región caliente y acumulación de electrones en la región fría. Por consiguiente, se desarrolla un voltaje entre los extremos caliente y frío, donde el extremo caliente presenta el potencial positivo. La diferencia de

potencial ΔV a través de la pieza del metal debida a la diferencia de temperatura ΔT es llamada efecto Seebeck.

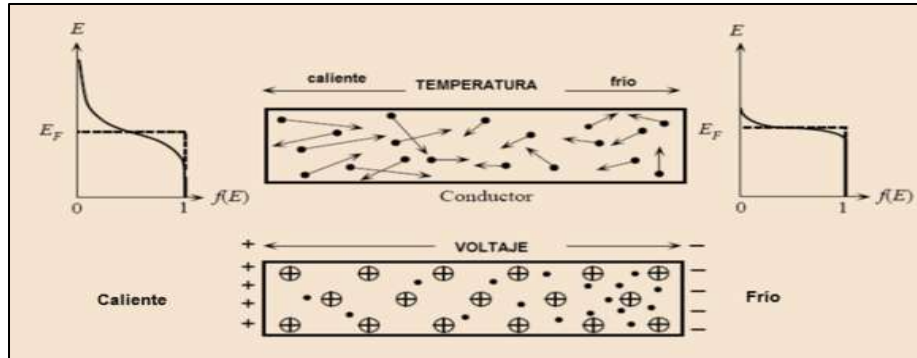


Figura 1.6 Efecto Seebeck. Gradiente de temperatura en un conductor.

El efecto volumétrico está íntimamente relacionado con el fenómeno de termoelectricidad por la cinética de los electrones a través del material. Entonces, el coeficiente del potencial termoelectrico está dado por la teoría de Mott-Jones expresado por la ecuación siguiente:

$$S = \frac{\pi^2}{3} \cdot \frac{k_B^2 T}{e} \frac{\partial}{\partial E_e} [\ln \sigma]_{E_e=E_f} \quad (1.2)$$

donde e , es la carga en el electrón; E_e es la energía en el electrón; E_f es la energía de Fermi; K_B es la constante de Boltzmann; T es la temperatura y σ es la conductividad eléctrica.

1.7.2 Influencia de la microestructura

El valor absoluto del potencial termoelectrico PTE (S) de los materiales metálicos es afectado en diferentes niveles por todos los defectos latentes (átomos de soluto, dislocaciones, precipitados, etc.), lo cual puede perturbar las propiedades electrónicas o elásticas del material y consecuentemente inducir una variación del potencial termoelectrico.

Por lo tanto la ecuación que define el potencial termoelectrico puede ser escrita como:

$$S = S_0 + \Delta S_{ss} + \Delta S_{dis} + \Delta S_{pp} \quad (1.3)$$

Donde S_0 es el PTE del metal puro (sin defectos) y S_{ss} , S_{dis} y S_{pp} son las variaciones en el potencial termoelectrico debido a elementos en solución sólida (ss), dislocaciones (dis), y precipitados (pp), respectivamente.

La contribución de los elementos de soluto en el componente de difusión del potencial termoelectrico está dada por la ley de Gorter-Nordheim, la cual puede ser expresada de la siguiente manera:

$$pS = p(S - S_0) = \sum_i p_i S_i = \sum_i \alpha_i C_i S_i \quad (1.4)$$

Donde: $p = p_0 + \sum p_i$ es la resistividad del material analizado (dada por la regla de Mathiessen); p_0 es la resistividad del metal puro, p_i es el incremento en la resistividad debido a los átomos de soluto i ($p_i = \alpha_i C_i$, donde C_i es la concentración del elemento de soluto i mientras que α_i es su resistividad específica) y S_i es el potencial termoeléctrico específico del elemento i .

Cuando la concentración de los elementos de aleación en solución es baja ($<10^{-1}\%$) o cuando la variación del contenido de soluto es débil, la resistividad (p) puede ser considerada como constante, y la ley de Gorter-Nordheim se transforma de la siguiente forma:

$$S = \sum_i P_i C_i \quad \text{donde} \quad P_i = \frac{\alpha_i S_i}{p} \quad (1.5)$$

P_i es el coeficiente que refleja la influencia del elemento de soluto i en el potencial termoeléctrico.

En lo que concierne a los precipitados, su efecto, como segunda fase generalmente puede ser despreciado, excepto si los precipitados son coherentes o si su fracción volumétrica es alta ($>10\%$). En este caso, los precipitados pueden inducir grandes variaciones en el potencial termoeléctrico, la magnitud y el signo del potencial termoeléctrico son difíciles de predecir. Como ejemplo se tiene la investigación de Crussard y Aubertin quienes observaron un efecto significativo de los precipitados de Fe en el aluminio durante la etapa de disolución, a este efecto lo llamaron “anormalidad del PTE”. Ellos asumieron que era debido al campo de esfuerzos que rodea los precipitados.

En la mayoría de las aleaciones, las dislocaciones tienen un efecto en el potencial termoeléctrico. Por ejemplo en las aleaciones de hierro el potencial termoeléctrico tiende a decrecer, lo que lleva a una variación del potencial termoeléctrico que está asociada con la densidad de dislocaciones.

El efecto que tiene el tamaño de la microestructura puede ser muy importante en materiales con grano fino a altas temperaturas si la muestra es altamente desordenada. En esta situación el único efecto relacionado con el tamaño que afecta el transporte térmico es la dispersión de portadores de carga por fronteras (de grano, plaquetas, muestra).

La conductividad térmica en materiales con tamaño de grano fino será reducida debido a la dispersión de fonones en las fronteras de grano para materiales cuyo tamaño de grano sea comparable a o más pequeño que el camino libre del fonón. A temperatura ambiente los fonones tienen un camino libre de aproximadamente $0.3 \mu\text{m}$.

Los fonones tienen una longitud de onda de entre $1-2\text{nm}$ a temperatura ambiente, por lo tanto, tienden a dispersarse fácilmente en fronteras de grano con una rugosidad superficial de entre 3 y 5 \AA . En cambio los electrones con una longitud de onda de 8nm a temperatura ambiente, interactuarán de forma especular con las fronteras de grano y no serán dispersados.

La dispersión de fonones ocurre también cuando estos chocan entre sí. Esta es la forma de dispersión que limita la conductividad térmica latente en materiales abultados. A menos que

el tamaño de grano del material sea comparable o más chico que el camino libre del fonón la dispersión choque de fonones dominará y la conductividad térmica será la misma. Sin embargo, si las fronteras de grano están muy juntas entre ellas, la dispersión fonón-frontera de grano dominará y la conductividad térmica se reducirá.

1.7.3 Método de la punta caliente

Basado en el efecto Seebeck, cuando dos uniones hechas de diferentes metales tienen un diferencial de temperatura, una fuerza electromotriz es generada entre ellas. Este voltaje dividido por el diferencial de temperatura es igual a la diferencia de potencial termoeléctrico de ambos metales.

La figura 5 muestra el diagrama esquemático de la medición de potencial termoeléctrico por el método de punta caliente como generalmente se realiza en la caracterización de materiales. Uno de los electrodos de referencia es calentado por medios eléctricos a una temperatura preestablecida T_h , este electrodo será llamado punta caliente, el otro electrodo es mantenido a temperatura ambiente T_c , este electrodo es conocido como toque frío.

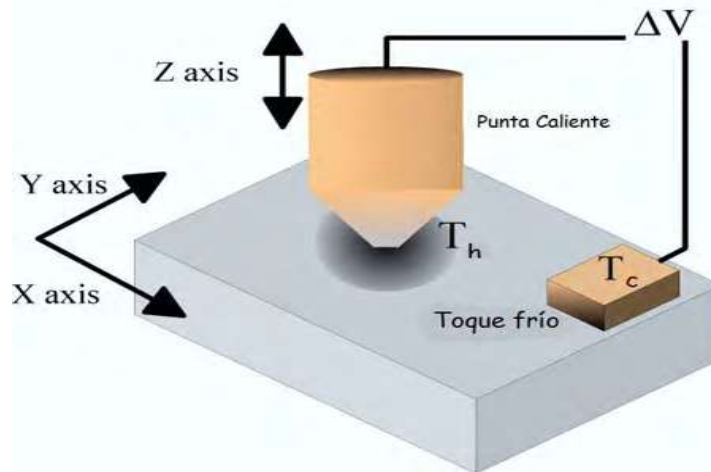


Figura 1.7 Diagrama esquemático de la medición de potencial termoeléctrico por el método de punta caliente. [10]

La medición se realiza haciendo contacto primero con el toque frío para después tocar el espécimen con la punta caliente, las mediciones son realizadas rápidamente en un par de segundos para asegurar que el electrodo caliente no sea enfriado perceptiblemente por el espécimen y que el espécimen no sea calentado por la punta caliente. El voltaje termoeléctrico medido debido al efecto Seebeck está dado por:

$$V = \int_{T_c}^{T_h} [S_S(T) - S_R(T)] dT = \int_{T_c}^{T_h} S_{SR}(T) dT \quad (1.6)$$

Donde T es la temperatura, S_S y S_R denotan el potencial termoeléctrico del espécimen y el electrodo de referencia, respectivamente.

1.8 Corrientes de Eddy

Es una técnica de inspección no destructiva, que se basa en la generación de un campo magnético y que permite la detección de discontinuidades a nivel superficial y sub-superficial en materiales conductores. El ensayo no destructivo por corrientes de Eddy también llamado Corrientes de Foucault o Corrientes Inducidas consiste en hacer pasar corriente alterna por una bobina, la cual genera un campo magnético. Al colocar una probeta en dirección perpendicular al campo magnético creado por una bobina, se induce corriente a la probeta, esta corriente inducida producirá un campo magnético secundario, que se va a oponer al campo magnético de la bobina modificando la impedancia. Una variación en el flujo de corriente eléctrica en la bobina da como resultado una variación en el campo magnético. Un material conductor cercano resiste el efecto del campo magnético variable, y esto se manifiesta por medio de una corriente de Foucault. Las grietas y otras condiciones en la superficie modifican las corrientes de Foucault generadas en el material conductor de modo que se modifica el campo magnético secundario (disminuye la intensidad) y tendrá un nuevo efecto en el campo primario. En la Figura 1.6 se muestra un esquema de este método.

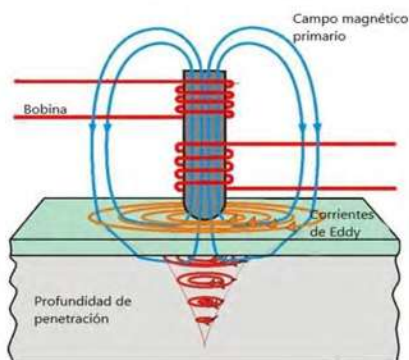


Figura 1.8 Generación de corrientes de Eddy.

La inspección por corrientes de Eddy es muy usada en la industria aeroespacial y en muchas áreas de la manufactura y mantenimiento que requieran la inspección de metales delgados por problemas relacionados con la calidad y la seguridad. La versatilidad del ensayo le confiere tres aplicaciones esenciales:

- Detección de discontinuidades.- Se pueden detectar discontinuidades tanto superficiales como sub-superficiales como grietas, costuras, corrosión, erosión y daños mecánicos en la superficie.
- Propiedades de los materiales.- Utilizando las corrientes inducidas, se pueden determinar la conductividad, la permeabilidad, la dureza, la condición del tratamiento térmico, clasificación de aleaciones y condiciones metalográficas del material.
- Mediciones dimensionales: Se puede conocer el espesor de un recubrimiento no conductor sobre un metal conductor con muy buena exactitud para espesores pequeños.

1.8.1 Ensayo por corrientes de Eddy

El ensayo por corrientes de Eddy se basa en el fenómeno físico de la inducción electromagnética. En una sonda de corrientes de Eddy, una corriente alterna fluye a través de una bobina y genera un campo magnético oscilante. Al acercarse la sonda a un material conductor, un flujo circular de electrones conocido como corriente de Eddy comenzará a moverse a través del metal. Esa corriente de Eddy fluyendo a través del metal generará su propio campo magnético el cual interactuará con la bobina y su campo por inductancia mutua. Cambios de espesor en el metal, o defectos como grietas interrumpirán o alteran la amplitud y el patrón de la corriente de Eddy y su campo magnético resultante. Este cambio afectará el movimiento de los electrones en la bobina variando la impedancia eléctrica de esta. El aparato de análisis de corrientes de Eddy grafica estos cambios en la impedancia y el ángulo de fase con esta gráfica podrá detectarse cambios en el material de prueba.

La densidad de la corriente de Eddy es mayor en la superficie, por lo tanto esta región tiene la mayor resolución de la prueba. La profundidad de penetración de la corriente de Eddy es definida como la profundidad a la cual la densidad de corriente es el 37% de su valor en la superficie, la cual puede ser calculada de la frecuencia de prueba, la permeabilidad magnética y la conductividad del material prueba. Por lo tanto, variaciones en la conductividad del material, su permeabilidad magnética y la frecuencia de los pulsos AC que entren a la bobina, la geometría de la bobina, todos tendrán efecto en la sensibilidad, resolución y penetración del ensayo.

Existen varios factores que afectan la capacidad de una inspección por corrientes de Eddy. El ensayo tendrá mayor sensibilidad para detectar defectos superficiales en materiales con mejor conductividad pero tendrá una menor penetración en el material. Frecuencias mayores incrementan la resolución cerca de la superficie pero limitan la profundidad de penetración, mientras que frecuencias menores incrementan la penetración. Las bobinas más grandes inspeccionan una mayor cantidad de volumen desde cualquier punto ya que el campo magnético fluye más profundo en el material a prueba, mientras que bobinas más chicas son más sensibles al detectar defectos más pequeños.

Mientras que la conductividad y la permeabilidad son propiedades del material a prueba y están fuera del control del operador, la frecuencia del ensayo, el tipo y tamaño de bobina pueden ser elegidos de acuerdo con las necesidades del ensayo.

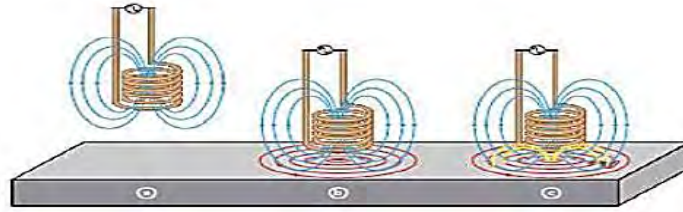


Figura 1.9 Esquema del ensayo por corrientes de Eddy, a) la corriente alterna que fluye a través de la bobina genera un campo magnético alrededor de ella; b) cuando la bobina se pone en contacto con un material conductor, las corrientes de Eddy son inducidas; c) si un defecto en el material interrumpe las corrientes de Eddy, el campo magnético cambia y una señal de defecto puede ser leída midiendo la variación en la impedancia de la bobina.

Los equipos para realizar ensayos por corrientes de Eddy pueden llevar a cabo una gran variedad de evaluaciones dependiendo del tipo de sonda utilizada, la selección cuidadosa de la sonda optimizará los resultados de la evaluación. Los tipos más comunes de sondas utilizadas son:

- Sondas superficiales.- Son utilizadas para detectar defectos superficiales y subsuperficiales en metales.
- Sondas tipo lápiz.- Sondas de diámetro pequeño con bobinas diseñadas para altas frecuencias y altas resoluciones de defectos cercanos a la superficie del material.
- Sondas tipo dona.- Diseñadas para la inspección de agujeros de fijación de aeronaves con el elemento de fijación dentro.
- Sondas deslizantes.- También usadas en la inspección de los agujeros de fijación en las aeronaves pero ofrecen un rango mayor de escaneo que las sondas tipo dona.
- Sondas para hoyos de tronillo.- Diseñadas para inspeccionar la cuerda interna de los hoyos donde serán roscados tornillos.
- Sondas DI (diámetro interno).- Usadas para la inspección del interior de tuberías en los intercambiadores de calor.
- Sondas DE (diámetro exterior).- Diseñadas para la inspección del exterior de tuberías y barras metálicas, la pieza pasa a través de la bobina.



Figura 1.10 Diferentes sondas utilizadas para la inspección por corrientes de Eddy

1.8.2 Parámetros de ensayo.

Las técnicas de inspección por corrientes de Eddy dependen de varios parámetros que corresponden a propiedades del material que se va a inspeccionar, características de las bobinas, o del procedimiento mismo de inspección. Los factores más importantes durante las pruebas son las siguientes: impedancia, conductividad eléctrica, permeabilidad magnética, profundidad de penetración, efecto de separación (lift off), y el efecto de borde.

1.8.2.1 Impedancia de la bobina.

La impedancia total en una bobina es la suma de la resistencia óhmica y la reactancia inductiva, las cuales están separadas por ángulo de fase, ambas expresadas en ohm (Ω), por tanto la unidad de la impedancia está en ohms (Ω), se representa por la letra Z , y es la oposición que presenta la bobina al paso de la corriente.

Si hacemos circular por la bobina una corriente continua, la resistencia eléctrica (R), de la bobina es lo único que se opone a dicha corriente, se verificará por medio de la ley de Ohm:

$$V = I \cdot R \quad (1.7)$$

Donde:

V : Caída de tensión a través de la bobina en voltios [V].

I : Corriente que circula a lo largo de la bobina en amperios [A].

R : resistencia equivalente de la bobina en ohms [Ω].

Por el contrario, al aplicar una corriente alterna, como se muestra en la Figura 1.13, la resistencia a la corriente se compone de dos parámetros: la resistencia equivalente (R), y la reactancia inductiva (X_L), de la bobina.

La reactancia inductiva X_L se expresa como:

$$X_L = 2\pi f L_0 \quad (1.8)$$

Donde:

f : Es la frecuencia de la corriente alterna en Hertz [Hz]

L_0 : Es la autoinductancia de la bobina en Henrios.

La reactancia inductiva (X_L), depende de los parámetros de la bobina y la frecuencia de prueba.

La aplicación de la ley de Ohm nos conduce a la nueva fórmula:

$$V = I \cdot Z \quad (1.9)$$

Dónde: Z, Es la impedancia de la bobina y está compuesta de una parte reactiva y una resistiva.

$$Z = R + jX_L \quad (1.10)$$

Cuando la frecuencia es alta, la impedancia de la bobina también lo es, por lo que la intensidad del campo magnético primario es bajo, y en consecuencia, es baja la intensidad de la corriente inducida en la pieza que se evalúa. [29]

También se puede utilizar una representación rectangular como se muestra en la Figura 1.11, formado por los catetos X_L y R, y la hipotenusa Z, para calcular el valor de la impedancia.

El ángulo entre el voltaje de un generador y su corriente se denomina ángulo de fase del circuito. Su símbolo es θ (theta).

En la Figura 1.14 el ángulo entre la resistencia (R) y la resistencia total Z, es el ángulo de fase. Se puede calcular de la siguiente forma:

$$\cos \theta = \frac{R}{Z} \quad (1.11)$$

El valor (R) en las bobinas utilizadas en corrientes inducidas es bajo, por lo que, su impedancia puede considerarse como puramente reactiva [29].

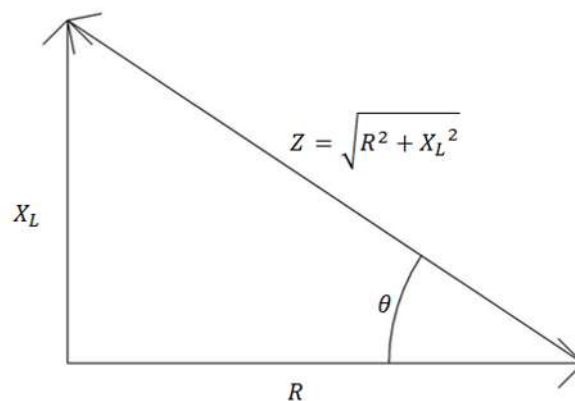


Figura 1.11 Triángulo de Impedancias.

1.8.2.1.1 Interpretación del plano de impedancia

En el plano la impedancia Z se ve afectado por factores que dependen de la propia muestra y la condición experimental.

1.8.2.1.1.1 Los factores que dependen de la probeta.

- Conductividad eléctrica de la probeta.
- Permeabilidad magnética: Los materiales ferromagnéticos desmagnetizados se magnetizan resultando un cambio brusco en la impedancia, el cual puede enmascarar otros efectos. Este problema se puede eliminar magnetizando la probeta hasta el punto de saturación usando un electroimán de corriente directa (CD).
- Espesor de la probeta. El espesor de la probeta puede no ser atravesada totalmente por el campo magnético, lo que limita la inspección por medio de corrientes de Foucault a probetas de aproximadamente 1 centímetro de espesor. Una probeta delgada puede ser atravesada por el campo magnético, y el espesor de la probeta debería ser menor que 3δ (δ es la profundidad de penetración estándar).

1.8.2.1.1.2 Factores que dependen de las condiciones experimentales.

- La frecuencia de la bobina en Hertz.
- El acoplamiento electromagnético entre la bobina y la probeta. Lift-off es la separación entre la superficie de la probeta y la bobina. Hasta el más pequeño cambio en el lift-off tiene un efecto pronunciado.
- Tamaño de la sonda y el número de vueltas. El campo magnético de la sonda es aproximadamente del mismo tamaño que la sonda.
- Las bobinas estrechas son más sensibles a los pequeños cambios que son provocados por discontinuidades. Para detectar discontinuidades o cambios en las propiedades de las probetas, es importante proporcionar un campo magnético fuerte para inducir adecuadas corrientes de Foucault. Esto se puede hacer incrementando el número de vueltas en la bobina e incrementar la corriente eléctrica.

Los diferentes efectos en el plano de impedancia se muestran en la figura 1.12. Asumiendo que todos los factores permanecen constantes, es decir, usando el mismo circuito de inspección, la bobina, la frecuencia, lift-off (separación entre la probeta y la bobina) y el espesor de la probeta, el campo magnético no debe atravesar la probeta, un solo factor puede hacer variar la impedancia.

Un buen conductor como es el cobre (100% IACS, Estándar Internacional del cobre recocido) debe tener una impedancia como se muestra en C; un conductor puro (bronce) debe tener una impedancia como se muestra en B. En la ausencia de un conductor (aire) la impedancia como se muestra en A. la curva ABC en el plano de impedancia muestra el incremento de la conductividad de la probeta.

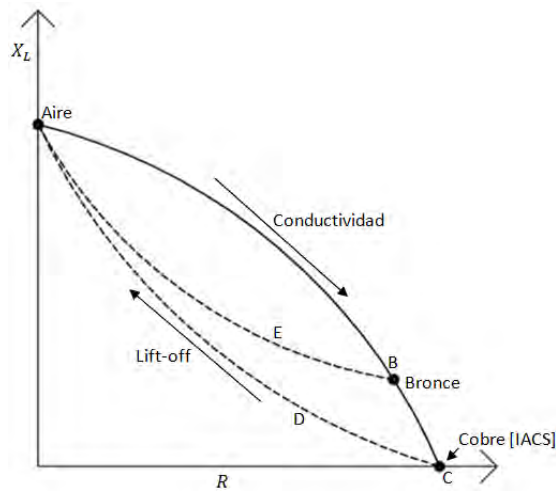


Figura 1.12 Curva de conductividad y la familia de curvas del efecto de separación (lift-off) en el plano de impedancia.

La curva CDA en la figura muestra el efecto sobre el cobre (100% IACS) del incremento de la separación (lift-off) entre la superficie de la probeta y la bobina de inspección (suponiendo que todos los factores se mantienen constantes).

La resistencia y la inductancia son los componentes de Z que cambian como efecto de la frecuencia como se muestra en la figura 1.13, así como la penetración del campo magnético sobre la probeta. Como la frecuencia incrementa, la posición de la impedancia se mueve como se muestra para el bronce a 20 kHz, 100 kHz, y 1 MHz.

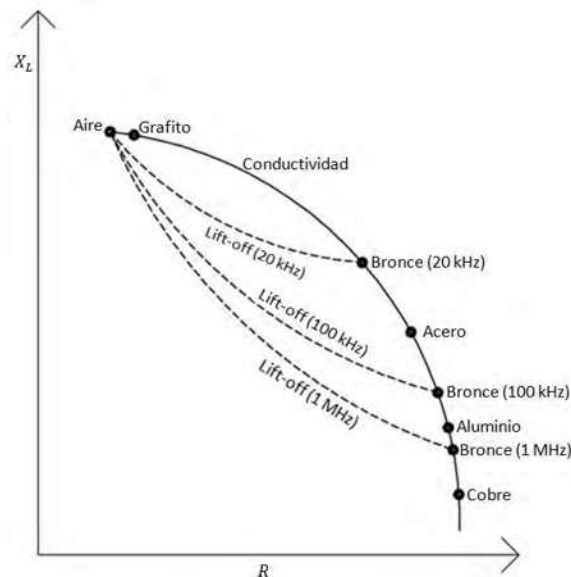


Figura 1.13 Vectores de impedancia para algunos materiales conductores a 20 kHz.

1.8.2.2 Intensidad de Campo

Se denomina intensidad de campo a la parte del campo magnético que se origina por el paso de una corriente, se representa con la letra H , la unidad de medida es el amperio/metro (A/m) y está dada por:

$$\vec{H} = \frac{n\vec{I}}{L} \quad (1.12)$$

Donde:

\vec{H} : Intensidad de campo [A/m].

n : Número de espiras de la bobina.

\vec{I} : Intensidad de la corriente [A].

L : Longitud de la bobina [m].

La intensidad de campo varía de manera proporcional a medida que se incrementa el número de espiras en la bobina y disminuye conforme aumenta la longitud.

A partir de la intensidad de campo, podemos calcular la densidad de flujo mediante la fórmula:

$$\vec{B} = \mu \cdot \vec{H} \quad (1.13)$$

Donde:

μ : Es la permeabilidad magnética del material que se utiliza como núcleo de la bobina en [H/m] [19].

1.8.2.3 Conductividad eléctrica

La conductividad eléctrica es una propiedad que tienen los metales para dar paso, con mayor o menor resistencia al flujo de corriente, se representa con la letra σ (sigma), y su unidad es Siemens por metro (S/m). La conductividad eléctrica depende de la distribución y energía de los electrones que rodean al núcleo. Los materiales recocidos (estructura ordenada), conducen mejor que los materiales deformados (estructura desordenada).

La aplicación de corrientes de Eddy posibilita la medición de la conductividad eléctrica en términos de porcentaje de IACS (Patrón Internacional de Cobre Recocido). La medida de la conductividad se hace tomando como referencia la del cobre no aleado y recocido, que se toma como 100% IACS. La Tabla 1.4 presenta la conductividad eléctrica de algunos metales en siemens por metro y en porcentaje IACS [26].

Tabla 1.1 Conductividad eléctrica de algunos metales en siemens por metro y en porcentaje IACS.

METAL	CONDUCTIVIDAD ELÉCTRICA ABSOLUTA [S/m]	CONDUCTIVIDAD ELÉCTRICA [% IACS]
Plata	$6.30 \cdot 10^7$	105
Cobre recocido	$5.96 \cdot 10^7$	100
Oro	$4.55 \cdot 10^7$	70
Aluminio	$3.55 \cdot 10^7$	61
Magnesio	$2.15 \cdot 10^7$	37
Latón (70Cu, 30Zn)	$1.62 \cdot 10^7$	28
TI-6AL-4V	$9.99 \cdot 10^6$	17.24
Acero inoxidable AISI 304	$1.45 \cdot 10^6$	2.5
Acero microaleado	$10.1 \cdot 10^6$	17

1.8.2.4 Permeabilidad Magnética

La permeabilidad magnética del material es una de las variables más importantes dentro de la inspección no destructiva, en particular en las Corrientes de Foucault. La permeabilidad magnética es un parámetro usado para evaluar el comportamiento de un material frente al campo magnético. Así mismo, se define como la capacidad de un material para concentrar líneas magnéticas. La permeabilidad magnética se representa con la letra griega minúscula μ (mu) y está definida por:

$$\mu = \frac{\vec{B}}{\vec{H}} \quad (1.14)$$

Donde:

μ : Permeabilidad magnética.

\vec{B} : Densidad de campo magnético.

\vec{H} : Intensidad de campo magnético.

Como las Corrientes de Eddy se inducen por el campo magnético de la bobina, la permeabilidad del material influye de manera importante en la corriente inducida y, por tanto, en el campo magnético secundario.

La permeabilidad magnética es igual a:

$$\mu = \mu_r \cdot \mu_0 \quad (1.15)$$

Donde:

μ_0 : Es la permeabilidad magnética en el vacío, cuyo valor es $4\pi \cdot 10^{-7}$ [H/m].

μ_r : Es la permeabilidad magnética relativa del material.

La permeabilidad magnética relativa permite clasificar a los materiales como ferromagnéticos, paramagnéticos y diamagnéticos.

Para materiales diamagnéticos la permeabilidad magnética relativa tiene un valor menor a la unidad ($\mu_r < 1$), mientras que para materiales paramagnéticos su valor es mayor que la unidad ($\mu_r > 1$). Para ferromagnéticos, el valor de la permeabilidad magnética es mucho mayor a uno, ($\mu_r \gg 1$), lo que significa que el campo magnético inducido se intensifica con el material. Para los materiales ferromagnéticos plantea un problema potencial cuando se utilizan las Corrientes de Foucault en pruebas no destructivas, ya que las variaciones en el campo magnético pueden producir cambios de impedancia mayores a los debidos por los parámetros de interés (grietas, espesor, conductividad, etc.). En la Tabla 1.2 se indican los valores de permeabilidad magnética de algunos materiales [26][35].

Tabla 1.2 Valores de la permeabilidad magnética relativa de diferentes materiales.

METAL	TIPO	PERMEABILIDAD MAGNÉTICA RELATIVA (μ_r)
Cobre recocido	Diamagnético	0.9999991
Plata	Diamagnético	0.999974
Aire	Paramagnético	1.0000001
Aluminio	Paramagnético	1.00002
TI-6AL-4V	Paramagnético	1.0000706
Cobalto	Ferromagnético	250
Níquel	Ferromagnético	660
Hierro	Ferromagnético	5000
Acero microaleado	Ferromagnético	550

Para poder realizar mediciones en los materiales ferromagnéticos es necesario saturar magnéticamente el material por medio de una bobina de corriente directa, para que los cambios en el campo magnético no se amplifiquen y no superen a los que se generan por las propiedades de interés. Al saturar la muestra hacemos que la permeabilidad pase a valer 1, y por tanto el material se pueda ensayar como si se tratara de un material no ferromagnético.

1.8.2.5 Profundidad de penetración

Las corrientes alternas y las corrientes de Eddy viajan de forma paralela a la superficie del material conductor y penetran muy poco en el material. La profundidad de penetración estándar (δ) es donde la corriente eléctrica disminuye exponencialmente según penetran hacia el interior de la probeta [23].

1.8.2.6 Frecuencia de inspección

Las frecuencias de corriente alterna usadas en las pruebas por corrientes de Foucault van de un rango de unos pocos kHz hasta más de 5 MHz. Con bajas frecuencias, la profundidad de

penetración (δ) es relativamente alta, pero la sensibilidad para detectar discontinuidades es relativamente baja; y al contrario con las altas frecuencias (Figura 1.14). En el caso de los materiales ferromagnéticos la profundidad de penetración (δ) es muy reducida, usar bajas frecuencias es inevitable [17] [19].

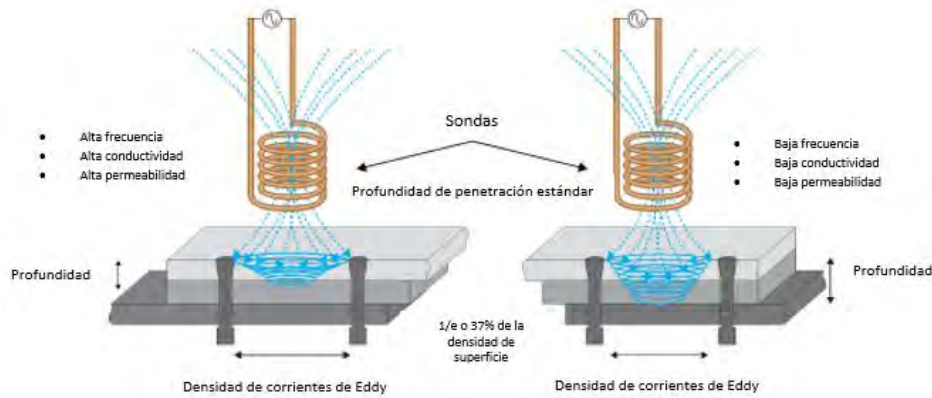


Figura 1.14 Profundidad de penetración.

La selección de una frecuencia de inspección dependerá de la conductividad eléctrica, la permeabilidad magnética y las dimensiones de la probeta. En el caso de formas cilíndricas de radio r , la selección de la frecuencia depende de la frecuencia característica ν_c (también conocida como límite de frecuencia).

Las corrientes de Eddy no se distribuyen uniformemente en toda la masa de la muestra; por lo contrario, su densidad es máxima en la superficie y disminuye exponencialmente según penetran hacia el interior del material conductor.

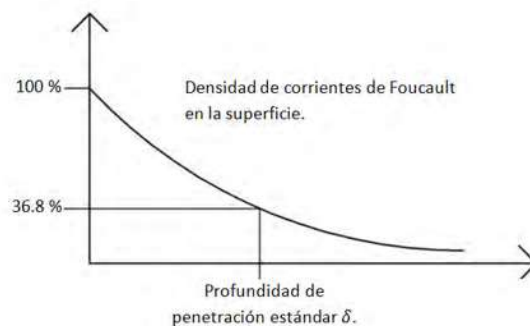


Figura 1.15 Profundidad de penetración estándar.

Se denomina profundidad de penetración estándar a la profundidad de penetración de las corrientes de Eddy en un material conductor cuando la densidad de las corrientes de Foucault es $1/e$ (36.8 %), de su densidad superficial (Figura 1.15), se designa con la letra griega minúscula δ (delta), y se calcula mediante la expresión:

$$\delta = \frac{1}{\sqrt{\pi f \mu \sigma}} \quad (1.16)$$

Donde:

δ : Profundidad de penetración estándar en metros [m].

μ : Permeabilidad magnética de la muestra en Henrios por metro [H/m].

f : Frecuencia de inspección en Hertz [Hz].

σ : Conductividad eléctrica en Siemens por metro [S/m].

En la expresión anterior, vemos que la profundidad de penetración es inversamente proporcional a tres parámetros: frecuencia, permeabilidad y conductividad, de los cuales sólo la frecuencia se tiene como variable, mientras que los otros dos parámetros son valores fijos y constantes de la probeta.

También se observa que el valor de δ aumenta, cuando la conductividad disminuye, con lo que se tiene mayor penetración en materiales que no son buenos conductores.

En las muestras de poco espesor, la frecuencia deberá ser tal, que la profundidad de penetración sea menor que el espesor de la muestra, pues de lo contrario se obtendrían errores en las medidas deseadas, debido a las variaciones de espesor de la muestra.

En la inspección de grietas o discontinuidades superficiales, la frecuencia de ensayo deberá elegirse de manera que dichas grietas o discontinuidades estén dentro de la zona de la profundidad de penetración para esto se necesita tener una referencia de lo que se va a inspeccionar.

La capacidad de penetración es menor para materiales ferromagnéticos, es decir, la profundidad de penetración disminuye cuando aumenta μ (permeabilidad magnética). Como se mencionó, los materiales ferromagnéticos generalmente se pueden saturar magnéticamente con una bobina adicional alimentada con corriente directa, por lo que el valor de μ no presenta variaciones cuando se cambia la frecuencia. Valores de la profundidad de penetración son mostrados en la figura 1.16, y algunos valores de la profundidad de penetración están dados en la tabla 1.3 [14].

Tabla 1.3 Valores de la profundidad de penetración para algunos conductores.

Metal	Conductividad eléctrica a una misma temperatura	Profundidad estándar de penetración		
		$\delta * 10^{-3}$ mm		
		1 kHz	100 kHz	10 MHz
Cobre (Patrón Internacional de Cobre Recocido IACS.)	58	2082.8	208.28	20.828
Aluminio.	35.4	2667	266.7	26.67
Zirconio.	2.5	10058.4	1005.84	100.584
Titanio.	1.8	11861.8	1186.18	118.618
Acero inoxidable. (Serie 304)	1.4	13487.4	1348.74	134.874
Grafito.	0.1	50292	5029.2	502.92

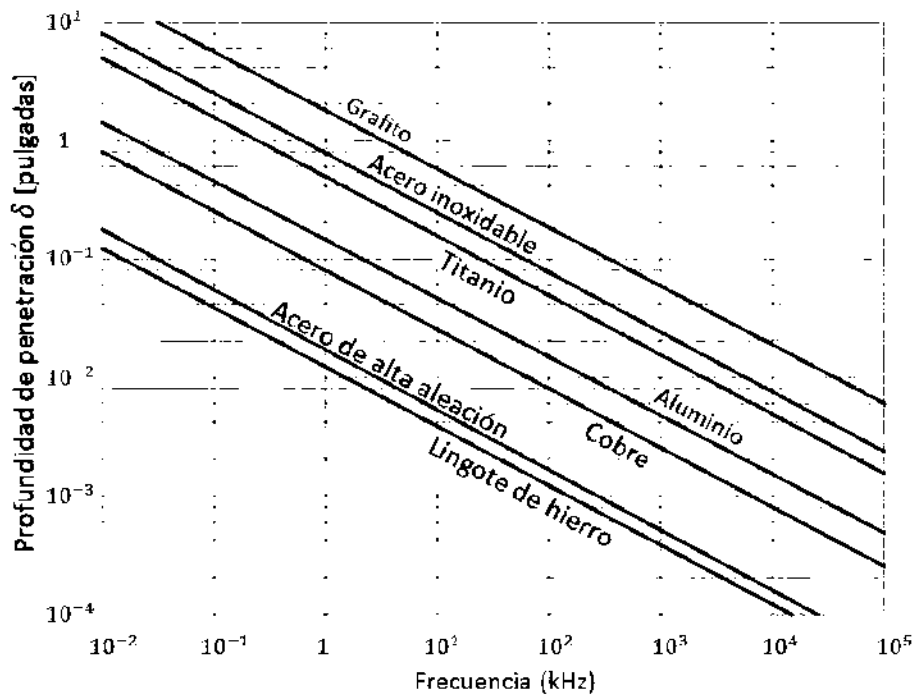


Figura 1.16 Profundidad de penetración.

1.8.2.7 Efecto de separación (lift off)

Las mediciones por corrientes de Eddy son muy sensibles a la distancia entre la sonda y la superficie de la probeta, debido a que la densidad de corriente disminuye exponencialmente a medida que la bobina se aleja de la superficie de la pieza.

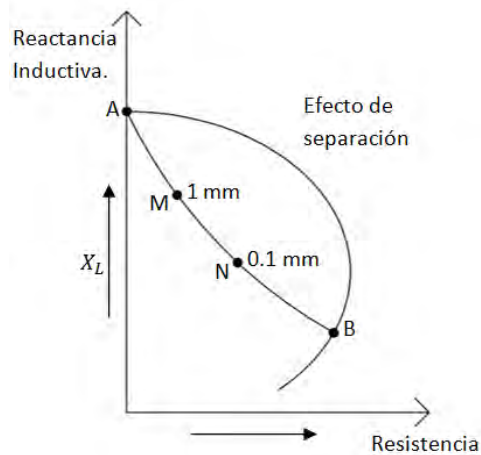


Figura 1.17 Efecto de separación.

Con la bobina en vacío, el vector impedancia tiene su extremo en A, como se muestra en la Figura 1.17, mientras que para una muestra de conductividad, por ejemplo $4,55 \cdot 10 \text{ S/m}$ en contacto con la bobina, el nuevo extremo estaría en B. Sin embargo, el paso de A a B no es brusco, sino que se produce a medida que la bobina se va aproximando a la muestra. Esta variación de la impedancia en función de la distancia es lo que se llama efecto de separación (lift-off).

1.8.2.8 Efecto de borde

El efecto de borde se relaciona con la distorsión en el flujo de corrientes de Foucault, cuando la bobina se aproxima al borde de la pieza o a una unión entre materiales. Una distorsión grande en el flujo de corriente puede tener cambios importantes en las mediciones y por tanto, enmascarar variaciones por otro tipo de anomalías. A pesar de que existen diseños de bobinas que reducen el área de inspección minimizando el efecto de borde, éste no se puede eliminar completamente, y es recomendable que el área de inspección se mantenga a una distancia determinada de los bordes o fronteras. En general, se establece 3,175 mm como la distancia mínima a la que se puede aproximar el área de inspección al borde; sin embargo, el valor depende del tipo y tamaño de bobina y la frecuencia de la corriente alterna de prueba [23] [26].

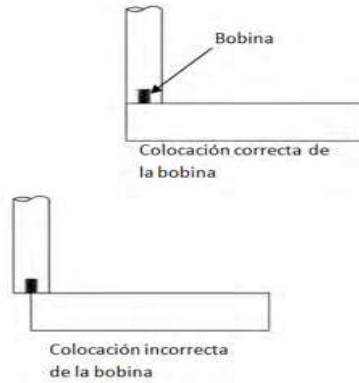


Figura 1.18 Colocación de bobinas.

1.9 Estado del arte

Snir et. al. [43] hicieron uso del PTE para evaluar el proceso de envejecimiento de un acero martensítico 250, el cual endurece en el envejecimiento por la precipitación de partículas de Ni₃Mo ó Ni₃Ti y Fe₂Mo.

El acero martensítico 250 fue envejecido a 500°C de 0.5 a 6 horas en vacío, se realizaron mediciones de PTE, difracción de rayos X (DRX), ultrasonido (UT) y dureza Rockwell C (HRC), las mediciones se hicieron a diferentes tiempos de envejecimiento, el módulo de Young lo calcularon mediante UT, las mediciones de DRX con un avance de 0.02°/paso para la medición del micro-estrés en los picos característicos de la martensita (222) y (031).

Determinaron que el envejecimiento de este material reduce los valores de PTE al igual que las mediciones realizadas por ultrasonido, determinando que los factores involucrados en las mediciones son los mismos, encontrando una muy buena correlación entre el PTE y el Módulo de rigidez (G) y Módulo de Young (E) determinado por ultrasonido. (Figura 1.19).

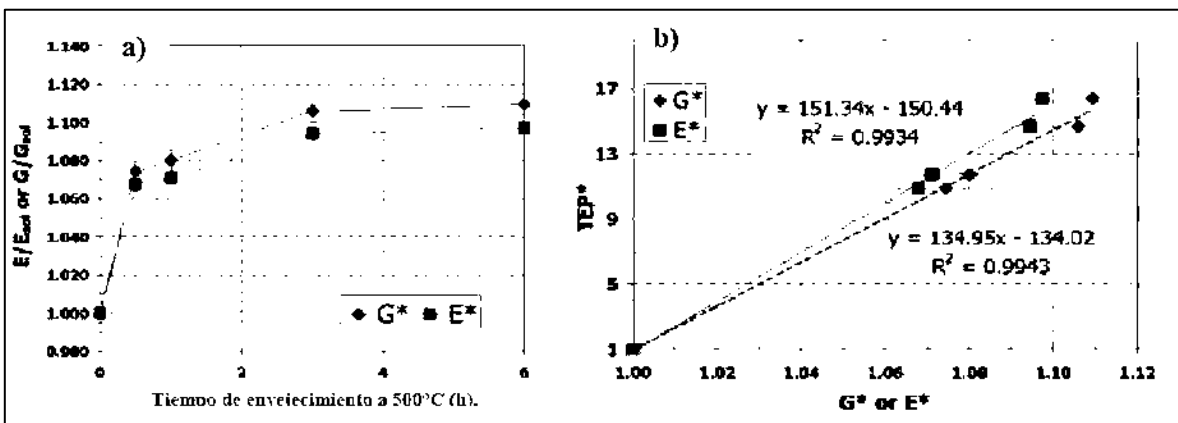


Figura 1.19 a) Módulo de Corte y Módulo de Young, b) correlación de PTE entre Módulo de rigidez y Módulo de Young. [29]

Ferrer et. al. [19] analizaron las variaciones en mediciones del potencial termoeléctrico que ocurren por el proceso de recocido en aceros con extra bajo contenido de carbono, rodados en frío y en caliente.

Los aceros rodados en frío y en caliente fueron recocidos en rangos de temperaturas desde 100°C a 700°C por diferentes tiempos, teniendo un máximo de 5400 segundos para después ser enfriados en gas.

Los cambios microestructurales fueron observados y analizados en un procesador de imágenes, para después tomar mediciones del PTE en cada una de las probetas presionando la muestra entre dos bloques de metal de referencia (acero al carbón). Uno de los bloques se encuentra a 15°C y el otro fue calentado a 25°C para obtener un diferencial de temperatura ΔT , y un diferencial de potencia ΔV es generado entre el metal de referencia.

Concluyeron que el PTE ha demostrado ser una técnica poderosa para caracterizar los procesos que ocurren durante el recocido de un metal deformado. El PTE es una herramienta sensible a la recristalización y disolución de precipitados que ocurren durante el recocido (Figura 1.20).

El envejecimiento por tensión es fácilmente detectado por el PTE en el acero rodado en frío, lo cual es demostrado por las variaciones que ocurren en el valor de éste.

Durante el proceso de recuperación de aceros con extra-bajo contenido de carbono y rodados en frío un prominente cambio en las mediciones de PTE es observado, mientras que en los aceros rodados en caliente estas variaciones pueden ser despreciables debido a la recuperación dinámica.

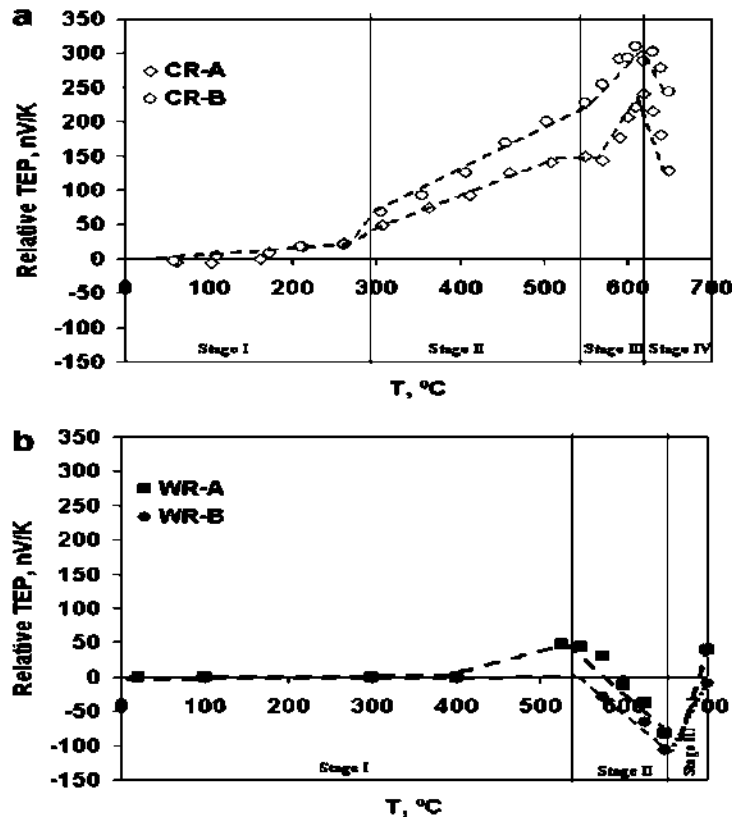


Figura 1.20 Evolución del PTE con la temperatura de recocido en a) acero rolado en frío y b) acero rolado en caliente.

Caballero et al. [11] caracterizaron mediante el PTE el proceso de disolución de carburos $M_{23}C_6$ en un acero inoxidable X45Cr13, mostrando así la influencia del carbono y los contenidos de cromo en una solución en austenita, las fronteras de grano de la austenita y la microestructura sobre el PTE fueron determinados (Figura 1.21).

Para analizar el proceso de disolución de carburos $M_{23}C_6$ por medio de mediciones del PTE, elaboraron probetas de 80mm de longitud, 2mm de ancho y 0.8mm de espesor, que fueron austenizadas en vacío a diferentes temperaturas, Después de 180 segundos de permanencia, las probetas fueron enfriadas en un rango de 50°C/s .

Usando un procesador de imágenes se midió el porcentaje de área ocupada por los carburos en la microestructura.

Después el PTE fue medido en cada una de las probetas presionando la muestra entre dos bloques de metal referencia (cobre puro). Uno de los bloques se encuentra a 15°C y el otro fue calentado a 25°C para obtener un diferencial de temperatura ΔT , y un diferencial de potencia ΔV es generado entre el metal de referencia.

Concluyeron que el incremento en el porcentaje de carbono en solución solida es el factor principal de la variación del PTE. Un incremento en el tamaño de grano de la austenita eleva

ligeramente el PTE. Este comportamiento es relacionado con un decremento en la tensión de la microestructura que ocurre cuando la fracción volumétrica de martensita disminuye.

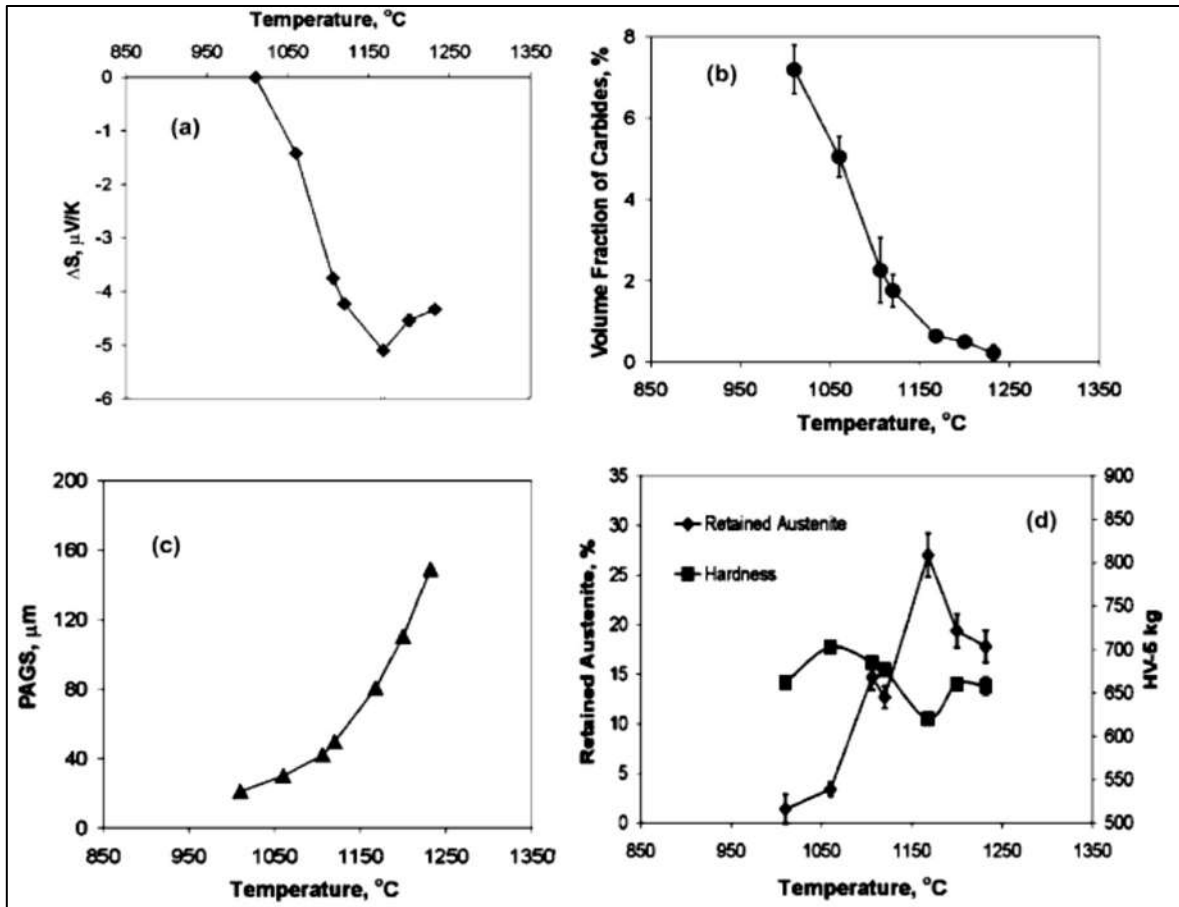


Figura 1.21 a) Variación PTE, b) fracción volumétrica de carburos, c) diámetro del grano de austenita, d) fracción volumétrica de austenita retenida y dureza de las muestras templadas desde diferentes temperaturas de austenización. De la misma aleación.

Ramírez et. al. [37] estudió el efecto del tratamiento térmico de envejecimiento realizado a soldaduras de dos aceros microaleados. Para este estudio se seleccionaron las aleaciones X60 y X61 las cuales son empleadas en tuberías para la industria petrolera. Primero las soldaduras fueron generadas por medio de la técnica de Arco Sumergido en dos pasos. Después las soldaduras fueron sometidas a un tratamiento de normalizado a una temperatura de 1200°C por una hora para después ser templadas en agua.

Los tratamientos de envejecimiento fueron realizados a una temperatura de 300°C por diferentes rangos de tiempo. La aleación X60 tuvo tiempos de permanencia desde 1 minuto hasta 30 horas y la aleación X65 fue envejecida por periodos de tiempo desde un minuto hasta 45 horas.

Las microestructuras fueron caracterizadas por microscopía óptica (MO), microscopía electrónica de barrido (SEM). Se realizaron pruebas de dureza Rockwell a las tres zonas de

la soldadura (metal base, zona afectada térmicamente, cordón de soldadura). El potencial termoelectrico fue medido usando la técnica de la punta caliente, utilizando una punta de cobre como metal de referencia.

Los resultados de las pruebas de dureza mostraron un incremento de esta en ambas aleaciones durante las primeras horas de envejecimiento esto debido a la precipitación de cementita y Fe_2C , después de las primeras horas de envejecimiento se observa una caída en los valores de la dureza para ambos materiales debido al engrosamiento de los granos de cementita.

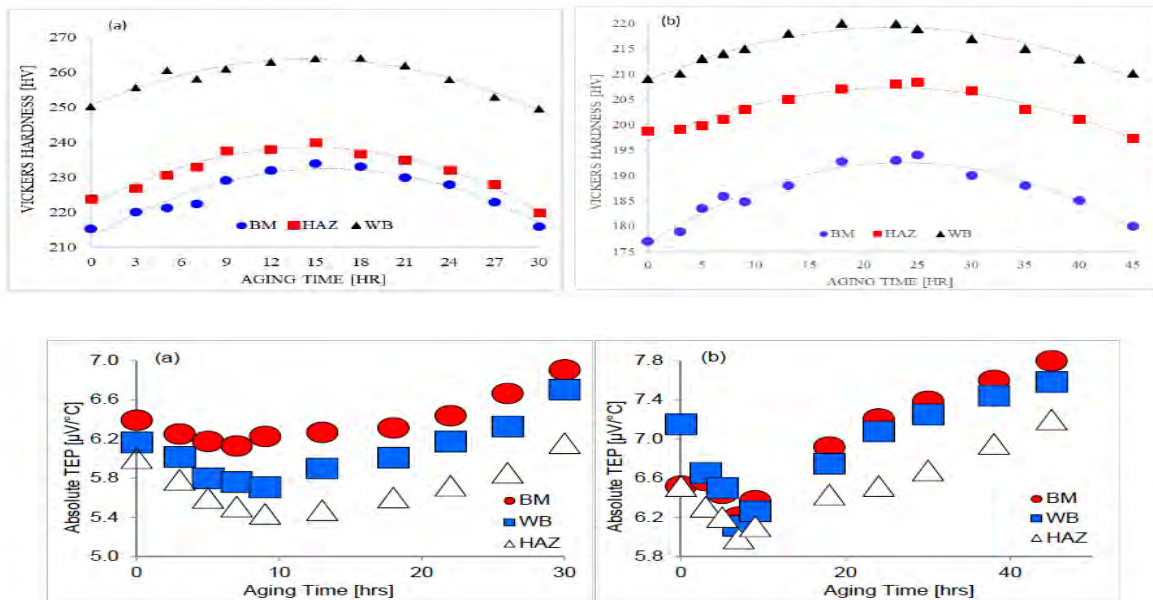


Figura 1.22 Arriba resultados de las pruebas de dureza vs el tiempo de envejecimiento. Abajo valores del PTE vs tiempo de envejecimiento.

Mientras tanto las mediciones del potencial termoelectrico muestran un decremento de este durante las primeras 10 horas de envejecimiento en ambos materiales para después sufrir un incremento hasta el final de los procesos de envejecimiento. El decremento al inicio del envejecimiento es atribuido al enriquecimiento de la matriz debido a los precipitados y a la anisotropía presente en el material debido a las diferentes microestructuras formadas en las 3 zonas de la soldadura. El incremento del potencial al final del tratamiento térmico es debido a la precipitación de nanoparticulas (Fe_3C) y carburos (Fe_2C).

Dhua et. al [18]. estudió el efecto que tiene la temperatura del tratamiento térmico de revenido en la microestructura y las propiedades mecánicas en dos aceros microaleados con composición química similar al acero HSLA-100.

Como primer paso fundieron y colaron los dos aceros, uno utilizando un horno de inducción de aire y el otro en un horno de inducción al vacío. Una vez obtenidos los lingotes estos fueron laminados en caliente hasta tener 25 mm de espesor, el proceso de calentamiento se hizo a $1250^{\circ}C$ por una hora. De las placas obtenidas seccionaron probetas con las dimensiones adecuadas para la realización de ensayos de impacto Charpy y tensión.

El tratamiento térmico de las probetas consto en una primera etapa en un austenizado a 950°C por 40 minutos para su posterior temple en agua. La segunda etapa consistió en tratamientos de revenido en un rango de temperaturas de los 400°C a 700°C por una hora y un enfriamiento en agua.

La microestructura de las probetas fue caracterizada por microscopia óptica y microscopia electrónica de transmisión. Como parte de las pruebas mecánicas realizaron ensayos de dureza Vickers, ensayos de tensión y ensayos de impacto.

Los resultados de las pruebas mecánicas mostraron un incremento en la dureza, la resistencia a la tensión y la resistencia al impacto en las primeras temperaturas de revenido, alcanzando su máximo a los 500°C para después sufrir un decremento en todas las propiedades mecánicas analizadas alcanzando su mínimo a los 700°C. En el análisis de las microestructuras encontraron al ser templados y enfriados en agua ambos aceros presentaban una microestructura mezclada de ferrita bainitica y martensita. A los 500°C de revenido encontraron una gran cantidad de precipitados de Cu en la matriz mientras que a temperaturas superiores a los 650°C la matriz se recuperó parcialmente y los precipitados se engrosaron.

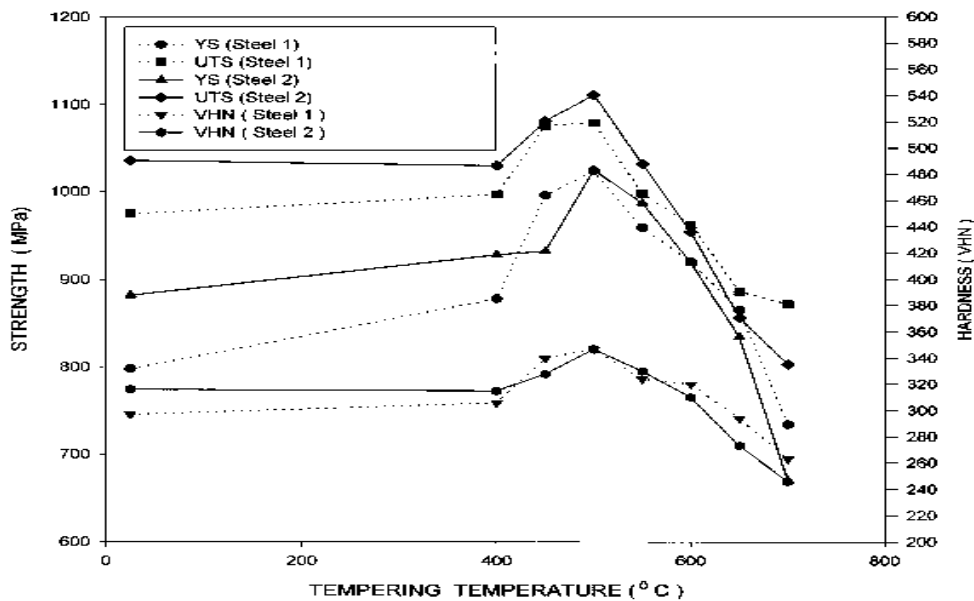


Figura 1.23 Resultado de los ensayos mecánicos vs temperatura de revenido

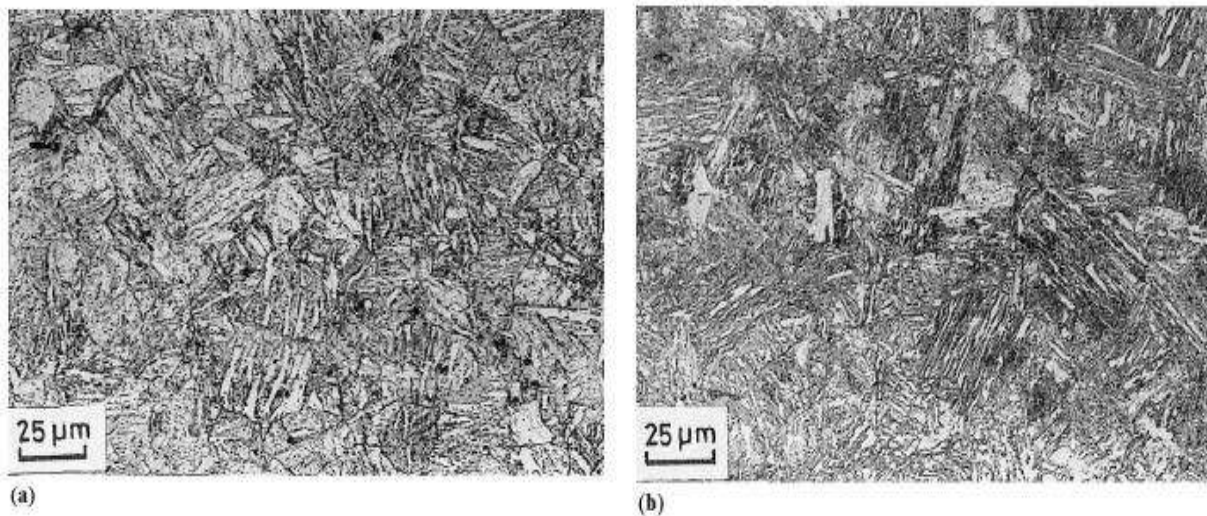


Figura 1.24 (a) Microestructura del material templado y enfriado en agua; (b) microestructura obtenida al tratar por revenido a 700°C.

CAPÍTULO 2. DESARROLLO EXPERIMENTAL

En base a la revisión bibliográfica y a los estudios discutidos en el estado del arte, se diseñó el procedimiento experimental (Figura 2.1) para la obtención de los aceros microaleados en forma de lingotes, su posterior laminación en caliente, así como el tratamiento térmico de temple y revenido que nos permita generar cambios microestructurales en ambos aceros y por ende cambios en sus propiedades mecánicas.

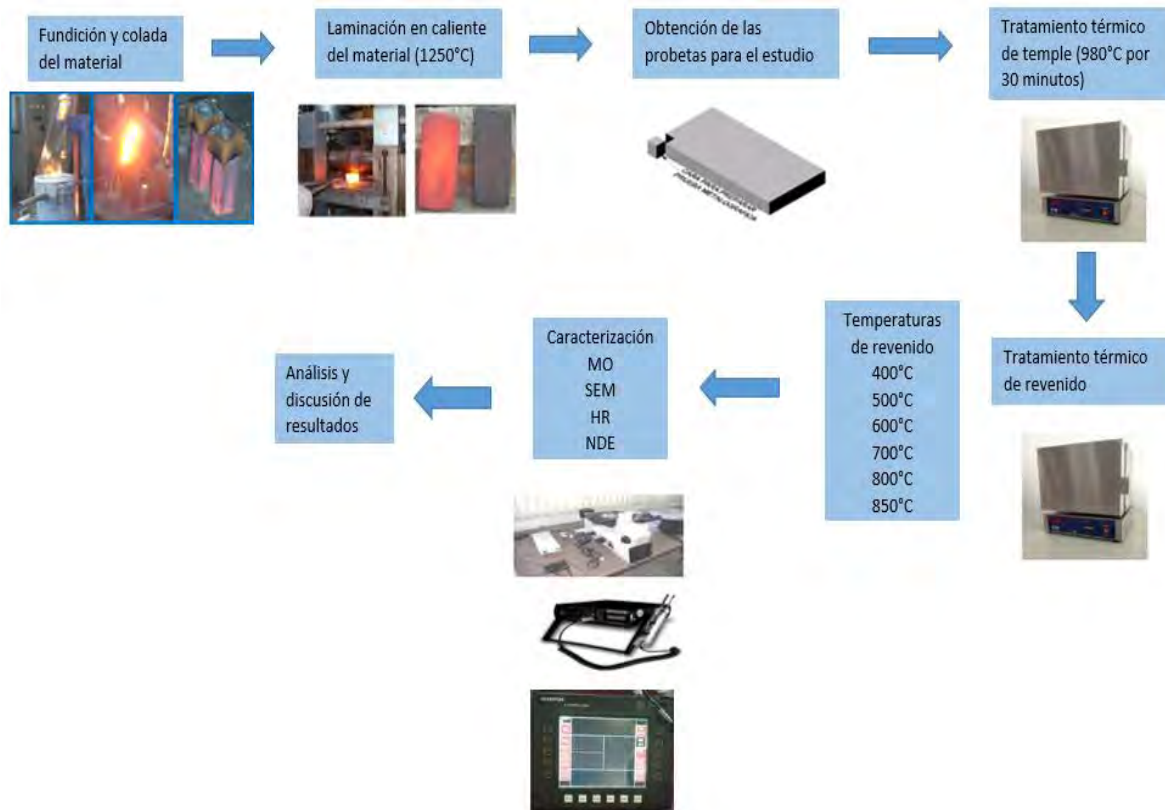


Figura 2.1 Esquema del desarrollo experimental.

2.1 Selección y obtención de probetas.

Para este estudio se seleccionaron dos aceros microaleados previamente fabricados en el Instituto de Investigaciones Metalúrgicas y en Materiales de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo. Los aceros fueron fabricados en un horno de inducción marca INDUCTOTERM con capacidad para 25kg el cual se encuentra dentro del IIMM.

Una vez obtenidos los lingotes se procedió a la laminación en caliente del material. Los lingotes fueron sometidos a un recalentamiento a una temperatura de 1250°C durante dos horas, con la finalidad de destruir el grano burdo y dendrítico de la colada y homogeneizar la aleación. El recalentamiento se llevó a cabo en un horno eléctrico marca NABERTHERM localizado en el área de laminado del IIMM. La laminación se llevó a cabo en una máquina de laminación dúo reversible de la marca T.J. PIGGOT de 50 toneladas. El proceso de

laminación concluyo cuando el espesor de los lingotes fue reducido de 2.5” a ½” en aproximadamente 10 pasadas por la laminadora. Las placas obtenidas tuvieron una temperatura final de 950°C después del laminado y se dejaron enfriar al aire libre hasta alcanzar la temperatura ambiente.

Las placas obtenidas presentaban defectos como las colas de pescado y pliegues en la superficie laminada, las colas de pescado fueron eliminadas al momento de seccionar las placas para obtener las probetas requeridas en el estudio. De las dos placas obtenidas se obtuvieron 10 probetas de cada una con dimensiones de 25.4mm x 25.4mm x 12mm.

2.2 Tratamientos térmicos.

Después de ser cortadas las probetas y previo al tratamiento térmico, las probetas fueron rectificadas en la fresadora para eliminar los pliegues formados en la superficie y tener una menor rugosidad al momento de ser llevadas al horno.

Para generar cambios en la microestructura de ambos aceros se decidió llevar a cabo un tratamiento de temple seguido de un revenido a cada probeta. Para el templado de las probetas se seleccionó una temperatura de 980°C con un tiempo de permanencia en el horno de 30 minutos seguido de un enfriamiento en agua con agitación.

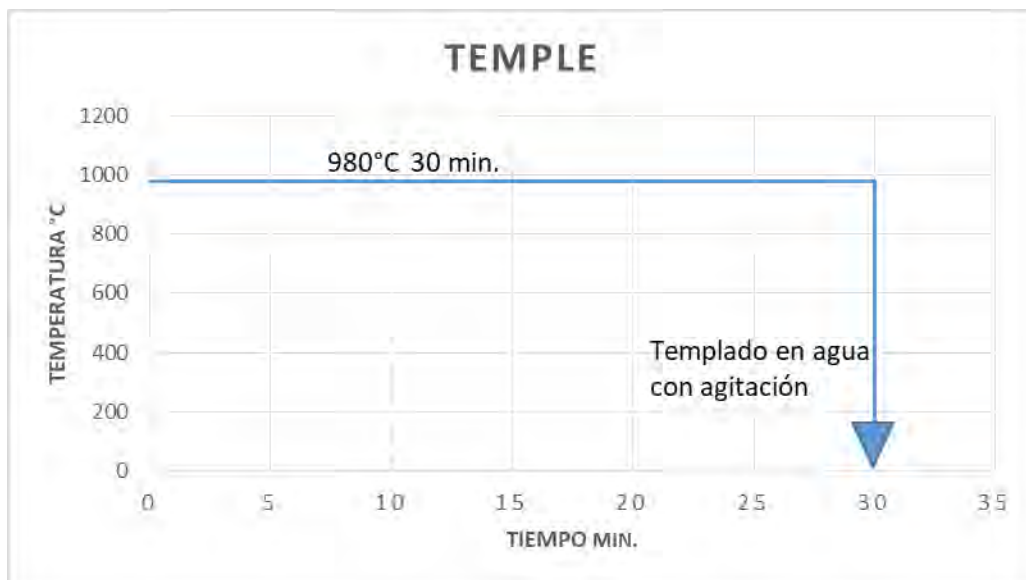


Figura 2.2 Esquema del tratamiento térmico de temple.

Las probetas fueron colocadas en grupos de cuatro dentro de la mufla de marca FELISA modelo FE-340 la cual cuenta con una temperatura máxima de operación de 1100°C y se encuentra en el Laboratorio de Materiales de la Facultad De Ingeniería Mecánica.

Una vez templadas todas las probetas y con el fin de generar más cambios en la microestructura y en las propiedades mecánicas del material se procedió a realizar un

revenido a diferentes rangos de temperatura de los 400°C a los 850°C. Las temperaturas seleccionadas fueron 400°C, 500°C, 600°C, 700°C, 800°C y 850°C con un tiempo de permanencia de 30 minutos dentro del horno. Transcurridos los 30 minutos las probetas se sacaron del horno y se dejaron enfriar al aire libre, lo cual ocurrió aproximadamente en 40 minutos.



Figura 2.3 Esquema de los tratamientos térmicos de revenido.

2.3 Caracterización.

En esta etapa se determinaron los resultados experimentales de las microestructuras obtenidas, algunas de sus propiedades mecánicas y los resultados de la medición del potencial termoeléctrico.

2.3.1 Microscopía óptica (MO).

Antes de poder analizar las probetas con el microscopio óptico es necesario darles la preparación metalográfica que revele la microestructura.

Primeramente las probetas fueron desbastadas con lijas de carburo de silicio de 120, 220, 320, 400, 600, 1000, 1200, 1500 y 2000 Grit, a baja velocidad y sin presión excesiva para mantener las probetas paralelas y que el desbaste sea uniforme. El desbaste se realizó siempre bajo un chorro de agua que mantenía la probeta fría y enjuagaba las partículas metálicas y abrasivas residuales.

El tiempo requerido en cada etapa de desbaste varía según se va eliminando las marcas dejadas por el desbaste previo, en promedio se requirió un aproximado de 30 minutos por lija. Una vez terminado el desbaste las probetas fueron enjuagadas en alcohol y secadas con un flujo de aire caliente.

Una vez terminado el desbaste se procedió a pulir las probetas, el pulido mecánico se realizó en la pulidora MoPao modelo 260E de velocidad variable (50-600 rpm.). El pulido fue llevado a cabo sobre un paño Lecloth B-PSA (LECO), con pasta de diamante amarilla (pd prodiat) de $3\mu\text{m}$ de tamaño de grano, alcohol fue usado como lubricante, refrigerante y dispersante. La velocidad de trabajo para este caso fue de 500 rpm, girando la probeta en dirección contraria al giro del plato de la pulidora, durante 15 minutos (Figura 2.4) hasta obtener un acabado tipo espejo.

Una vez terminado este pulido la probeta se enjuaga con agua para eliminar las partículas desbastadas y la pasta residual; además de que ésta fue rociada con alcohol y enfriada con aire para protegerla de la oxidación.

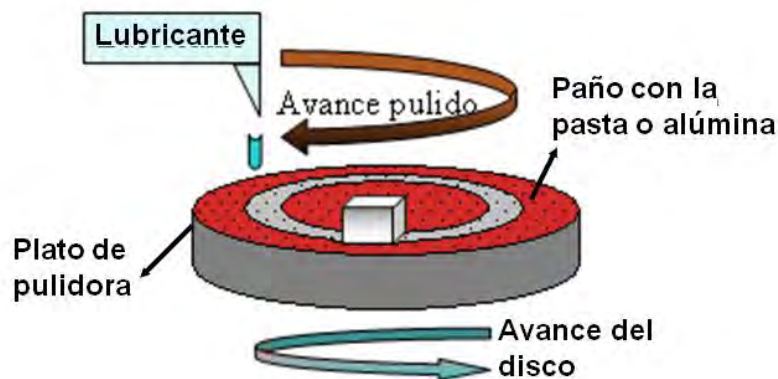


Figura 2.4 Procedimiento de pulido.

Una vez terminado el pulido se realizó el ataque selectivo sobre la superficie con Nital al 5%, siendo utilizada la técnica de inmersión. La superficie permaneció sumergida un promedio de 5 segundos, siendo este el mejor tiempo de revelado de la microestructura.

2.3.2 Análisis de las microestructuras.

Una vez terminado el ataque selectivo, se procedió a la caracterización metalográfica de las probetas por medio del microscopio óptico.

Las probetas fueron observadas con el microscopio óptico invertido de banco marca OLYMPUS modelo GX41 (Figura 2.5), el cual cuenta con objetivos de 5X, 10X, 20X y 50X y con una cámara digital marca LUMENERA, modelo INFINITY 1.



Figura 2.5. Microscopio óptico de banco.

Las micrografías obtenidas se muestran de la Figura 3.1 a la Figura 3.9 en donde se observa la evolución microestructural que sufrieron las probetas al ser tratadas térmicamente a distintas temperaturas de revenido.

Dentro de la caracterización mediante microscopía óptica se utilizó un programa comercial llamado “Image J”, que ayudo a una medición certera del porcentaje de fases presentes y el tamaño de grano en las diferentes microestructuras obtenidas.

En las imágenes de microscopía óptica la ferrita aparece en tonos claros y la perlita en tonos oscuros.

2.3.3 Microscopia electrónica de barrido (MEB).

Se realizó microscopia electrónica de barrido a las muestras tratadas térmicamente por temple, temple y revenido a 400°C, temple y revenido a 600°C y temple y revenido a 800°C con el fin de observar la evolución microestructural y determinar la presencia de precipitados y segundas fases que pudieran alterar los valores obtenidos al medir el potencial termoeléctrico y la conductividad eléctrica de las muestras de las muestras. El equipo utilizado para esta tarea fue un microscopio electrónico de barrido de la marca Jeol modelo JSM-6400 con filamento de tungsteno termoiónico con un voltaje de operación de 15kV.

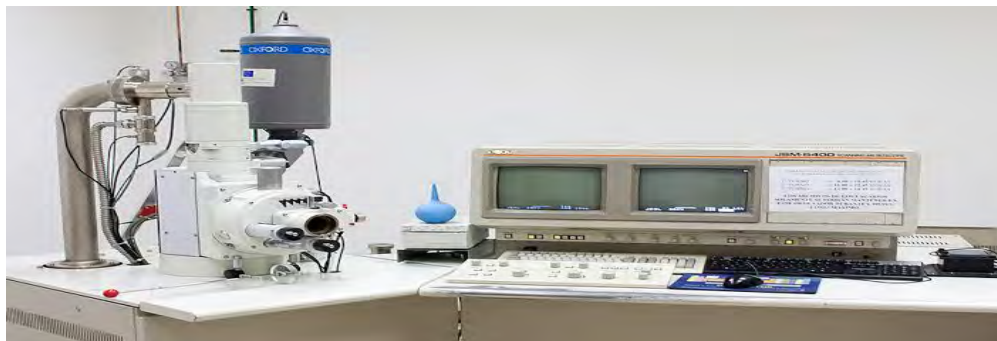


Figura 2.6 Microscopio electrónico de barrido Jeol JSM-6400

2.4. Potencial termoeléctrico (PTE).

El potencial termoeléctrico fue medido en cada una de las probetas utilizando el método de punta caliente, una vez obtenidos los resultados estos se compararon entre sí para determinar qué cambios en la microestructura, debidos al tratamiento de revenido afectaron el PTE.

Para realizar las mediciones del potencial termoeléctrico por medio del método de punta caliente se utilizó un equipo Thermo-Sorter Walker Scientific, Inc. (Figura 2.7). El equipo cuenta con dos puntas metálicas de diferentes materiales, una punta de referencia de cobre y otra intercambiable de cobre, oro o níquel.

El diferencial de temperatura entre las dos puntas se logra manteniendo a temperatura ambiente una de ellas (punta fría, aproximadamente 25°C) y la otra punta es calentada a una temperatura mayor (punta caliente, aproximadamente 50°C), por lo tanto, el diferencial de temperatura entre ellas es de 25°C. La separación entre sus puntas es de 1.5 cm de centro a centro y el diámetro de la punta caliente es de 2 mm por lo que se tiene un gradiente térmico de 6 mm de profundidad como se muestra en la figura 1.23 b).

Para medir el potencial termoeléctrico relativo por el método de punta caliente es necesario primeramente dejar que el ΔT se estabilice, esto se muestra en uno de las pantallas del equipo. Una vez estabilizado el diferencial de temperatura, el potencial termoeléctrico se mide sosteniendo el termopar (punta caliente y fría) a 45° de inclinación aproximadamente, se hace contacto con la punta fría sobre la probeta asegurando un buen contacto e inmediatamente se hace contacto con la punta caliente, las puntas se mantienen en contacto con la probeta entre 2 y 3 segundos, tiempo suficiente para que el voltaje generado se muestre en la pantalla del equipo. Se realizaron 15 mediciones del coeficiente Seebeck (PTE) a cada una de las probetas, sin embargo, los resultados obtenidos son relativos y para traducirlos a valores absolutos fue necesario realizar una calibración del equipo para cada una de las puntas utilizadas.



Figura 2.7 Equipo Thermo-Sorter Walker Scientific Inc.

Una vez realizada la transformación a valores absolutos estos fueron graficados para todas las probetas, donde se comparan temperaturas de revenido, dureza y PTE absoluto.

2.4.1 Calibración del equipo de punta caliente.

La calibración del equipo fue realizada por Santoveña et. al. [40], quien investigó el coeficiente absoluto de Seebeck para diferentes materiales como: aluminio, cobre, alumel, chromel, Ti-6Al-4V y otras aleaciones.

Posteriormente, realizó varias mediciones en las probetas de los materiales antes mencionados, con la punta de cobre (Cu) en la modalidad de alta sensibilidad y calculó la media aritmética de cada conjunto de mediciones a los distintos materiales.

Después graficó el Potencial Termoeléctrico absoluto contra las lecturas relativas para cada punta diferente, correspondiente a las ordenadas y abscisas, respectivamente.

Una vez graficados los valores se calculó la ecuación de regresión que se ajusta a una línea recta de acuerdo a los valores introducidos, así como el coeficiente de correlación mediante un programa comercial. Este procedimiento se realizó para ambas puntas. (Figuras 2.19 y 2.20).

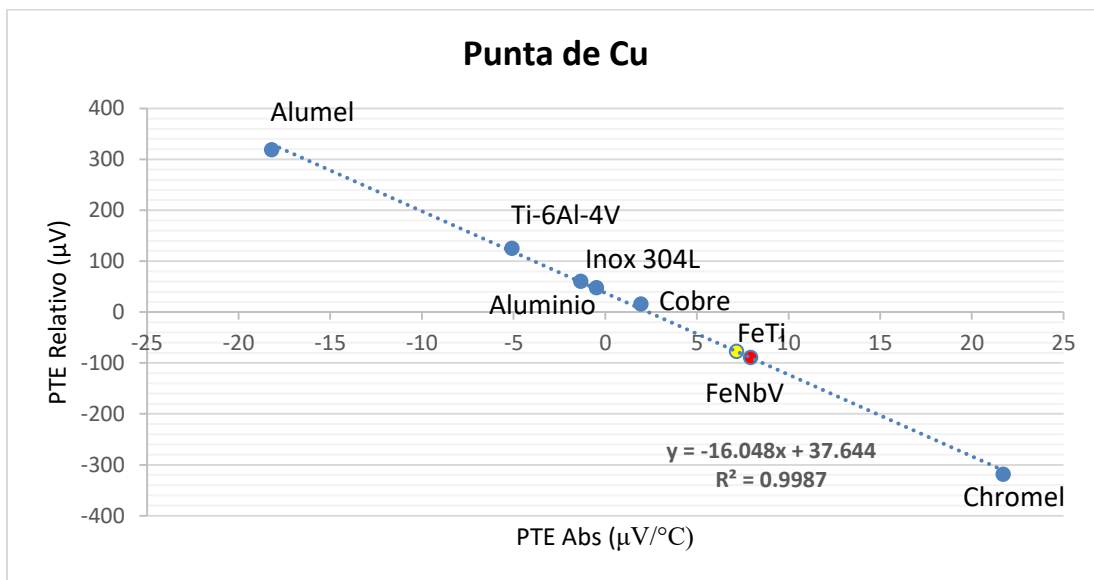


Figura 2.8 Grafica de calibración con la punta de cobre.

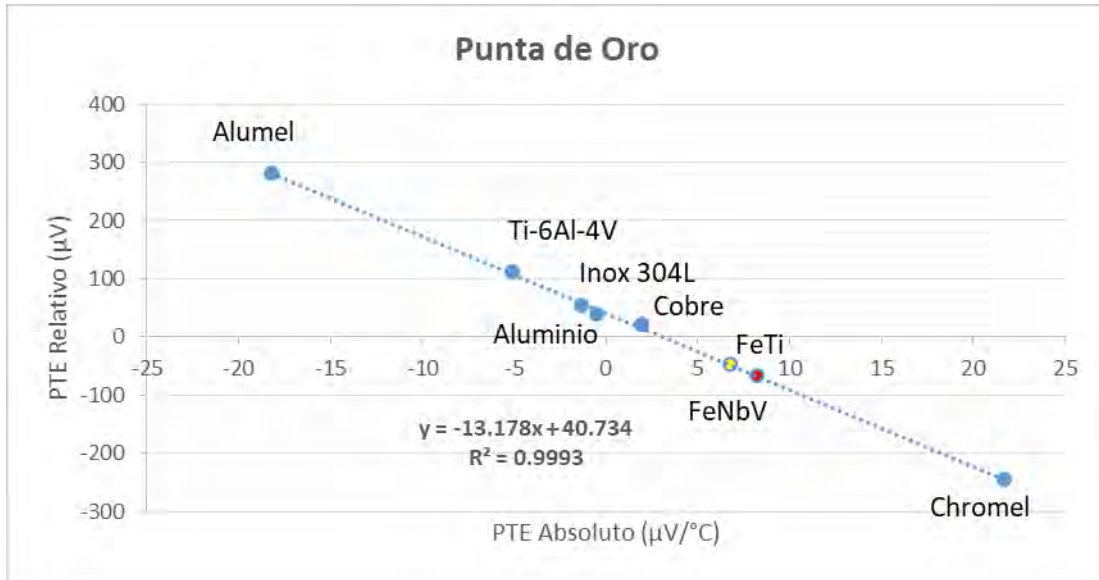


Figura 2.9 Grafica de calibración con la punta de oro.

El cálculo del PTE absoluto mediante la aplicación de la calibración del equipo por la ecuación de regresión de una recta, elimina el error de la medición del diferencial de temperatura ΔT en las uniones de la probeta con el material de referencia, ya que no es necesaria la aplicación de las ecuaciones del PTE que involucran el ΔT , únicamente se toman en cuenta los valores de voltaje producido por la diferencial de temperatura ΔV y mediante la ecuación de regresión lineal obtenemos el PTE absoluto ($\mu V/^\circ C$).

De las ecuaciones obtenidas

$$y = -16.048x + 37.644 \quad (2.1)$$

$$y = -13.178x + 40.735 \quad (2.2)$$

La Ecuación (2.1) corresponde a la punta de cobre donde y es el valor relativo del PTE mientras que x es el valor absoluto del PTE por lo tanto debe ser desajado de la ecuación quedando de la siguiente manera.

$$x = \frac{37.644 - y}{16.048} \quad (\text{Punta de cobre}) \quad (2.3)$$

$$x = \frac{40.735 - y}{13.178} \quad (\text{Punta de oro}) \quad (2.4)$$

2.5 Inspección por corrientes de Eddy.

La conductividad eléctrica en ambos aceros microaleados fue medida antes y después de los tratamientos térmicos aplicados, con la finalidad de detectar cualquier cambio en ella ocasionado por los cambios microestructurales ocurridos en el material. Las mediciones de

la conductividad eléctrica se realizaron por medio de corrientes de Eddy, se realizaron varias mediciones para asegurar una repetitividad adecuada y que los valores obtenidos puedan ser tomados como datos correctos.

Las mediciones de la conductividad eléctrica por medio de corrientes de Eddy se llevaron a cabo en el equipo NORTEC 500D de la marca OLYMPUS (Figura 2.10). Para asegurar que las mediciones sean correctas es necesario calibrar el equipo con dos materiales de referencia de los cuales se conozca el valor de la conductividad eléctrica de cada uno de ellos.



Figura 2.10 Equipo NORTEC 500D

Los materiales utilizados para la calibración del equipo fueron el aluminio 1100 y el aluminio 6061 las unidades empleadas por el equipo son los IACS (*International Annealed Copper Standard*) o MS/m (Mega Siemens por metro).

Para la medición de la conductividad eléctrica en cada probeta estudiada es necesario colocar las muestras sobre la mesa de trabajo lejos de cualquier material conductor para evitar que pueda provocar alguna alteración en los valores medidos.



Figura 2.11 Materiales de referencia para la calibración de la conductividad eléctrica del equipo de corrientes de Eddy.

2.5.1 Calibración del modo conductividad del equipo Nortec 500D.

Para acceder al modo de conductividad en el equipo Nortec 500D es necesario como primer paso conectar una sonda de conductividad al equipo ya sea de 60KHz o 480KHz. Una vez conectada la sonda el equipo entrara en modo Conductividad y será necesario calibrar el equipo con dos materiales de referencia de los cuales se debe conocer el valor de la conductividad eléctrica. Una vez seleccionados los materiales se seleccionara como material uno al de menor conductividad eléctrica y como material dos al de mayor conductividad, se debe ingresar el valor de conductividad eléctrica en %IACS del material uno al equipo usando las teclas y la palanca SmartKnob del equipo, enseguida se colocara la sonda de conductividad sobre la superficie del material y se presionara la tecla “SAVE” del equipo, en la pantalla del equipo aparecerá la leyenda “SAVING” y una vez guardados los datos el equipo procederá a solicitar los datos del material dos, se debe repetir el mismo procedimiento para el material dos. Cuando se hayan capturado los datos del material dos el equipo pedirá un tercer punto de calibración, se deben ingresar los mismos datos del material uno pero antes de colocar la sonda sobre el material es necesario poner sobre el material una cubierta de 4 mil (0.004”/0.1mm) de espesor, una vez cubierto el material se procede a colocar la sonda sobre este y se guardan los datos de calibración, este procedimiento de igual forma se debe repetir con el material dos. Si los todos los pasos se llevaron a cabo de forma correcta en la pantalla del equipo se leerá “CAL VALID” y el equipo estará listo para registrar los valores de conductividad eléctrica de los materiales a estudiar.

Tabla 2.1 Materiales usados para la calibración del equipo Nortec 500D en el modo Conductividad

Material	Conductividad eléctrica %IACS
Al 1100	59
Al 6061	42

2.5.2 Cálculo de la profundidad de penetración de las corrientes de Eddy.

La ecuación para el cálculo de la profundidad de penetración es:

$$\delta = \frac{1}{\sqrt{\pi f \mu \sigma}} \quad (2.5)$$

Donde:

δ : Profundidad de penetración estándar en metros [m].

μ : Permeabilidad magnética de la muestra en Henrios por metro [H/m].

f : Frecuencia de inspección en Hertz [Hz].

σ : Conductividad eléctrica en Siemens por metro [S/m].

El equipo cuenta con dos transductores uno con frecuencia de 60 kHz y otro de 480 kHz por lo que se realizaran los cálculos para ambas frecuencias y conocer si ambos transductores son adecuados para la inspección del material.

$$f_1 = 60000 \text{ Hz}$$

$$f_2 = 480000 \text{ Hz}$$

Como primer paso se debe calcular la permeabilidad magnética del material utilizando la siguiente ecuación:

$$\mu = \mu_r \cdot \mu_0$$

Donde:

μ_0 : Es la permeabilidad magnética en el vacío, cuyo valor es $4\pi \cdot 10^{-7}$ [H/m].

μ_r : Es la permeabilidad magnética relativa del material.

Para conocer el valor de la permeabilidad magnética absoluta de nuestras aleaciones utilizaremos el valor de la permeabilidad magnética relativa de un acero microaleado mostrado en la tabla 1.5.

$$\mu = \mu_r \cdot \mu_0 \quad (2.6)$$

$$\mu = 550 \cdot (4\pi \cdot 10^{-7})$$

$$\mu = 1.2566 \cdot 10^{-6} \text{ H/m}$$

De igual forma utilizaremos el valor de la conductividad eléctrica de un acero estructural:

$$\sigma = 10.1 \cdot 10^6 \text{ S/m}$$

Sustituyendo los datos en la ecuación de la penetración tenemos los siguientes resultados.

$$\delta_{60 \text{ kHz}} = \frac{1}{\sqrt{\pi f \mu \sigma}} = \frac{1}{\sqrt{\pi(60000)(1.2566 \cdot 10^{-6})(10.1 \cdot 10^6)}} = 2.044 \cdot 10^{-3} \text{ m.}$$

$$\delta_{60 \text{ kHz}} = 2.044 \text{ mm}$$

$$\delta_{60 \text{ kHz}} = \frac{26}{\sqrt{f \sigma}} = \frac{26}{\sqrt{(60000)(10.1 \cdot 10^6)}} = 3.3399 \cdot 10^{-5} \text{ m}$$

$$\delta_{480 \text{ kHz}} = \frac{1}{\sqrt{\pi f \mu \sigma}} = \frac{1}{\sqrt{\pi(480000)(1.2566 \cdot 10^{-6})(10.1 \cdot 10^6)}} = 2.285 \cdot 10^{-4} \text{ m.}$$

$$\delta_{480 \text{ kHz}} = 0.2285 \text{ mm.}$$

De acuerdo a los resultados obtenidos por los cálculos hechos anteriormente las sondas que se tienen son adecuadas para realizar las mediciones a las probetas, ya que cuentan con el espesor necesario para realizar mediciones que sean correctas.

2.6 Dureza Rockwell (HR).

El ensayo de dureza Rockwell es el método más usado para medir la dureza de un material ya que no requiere de habilidades especiales para llevar a cabo el ensayo. Se pueden obtener diferentes escalas de dureza con este tipo de ensayo todo dependerá de la combinación del penetrador y la carga utilizada, lo que permite la evaluación de prácticamente todas las aleaciones metálicas e incluso algunos polímeros. Los tipos de penetradores incluyen bolas de acero endurecidas con diferentes diámetros y penetradores cónicos de diamante usados para los materiales más duros.

Con este ensayo la dureza es determinada por la diferencia de penetración resultante de aplicar una carga menor seguida de una carga mayor; el uso de una carga menor incrementa la exactitud del ensayo.

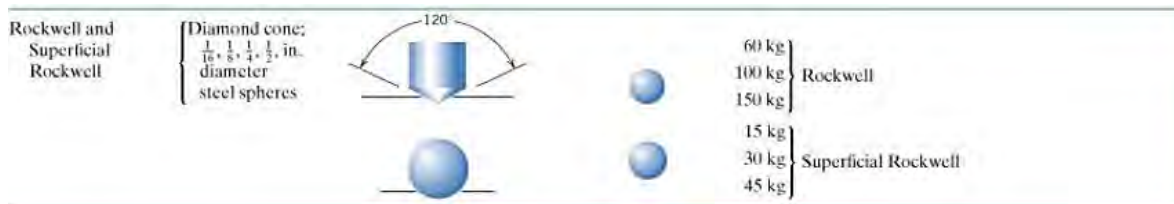


Table 6.6a Rockwell Hardness Scales

Scale Symbol	Indenter	Major Load (kg)
A	Diamond	60
B	$\frac{1}{16}$ -in. ball	100
C	Diamond	150
D	Diamond	100
E	$\frac{1}{8}$ -in. ball	100
F	$\frac{1}{16}$ -in. ball	60
G	$\frac{1}{16}$ -in. ball	150
H	$\frac{1}{8}$ -in. ball	60
K	$\frac{1}{8}$ -in. ball	150

Figura 2.12 Diferentes tipos de penetradores, cargas y escalas para ensayo de dureza Rockwell.

Las pruebas de dureza fueron realizadas en durómetro de la marca Mitutoyo modelo DT-10 DUROTWIN, la máquina mide de manera automática la diferencia de penetración y la convierte en un número de la escala Rockwell (HR). Se realizaron 9 indentaciones a cada probeta para obtener la dureza promedio del material. Fue necesario usar las escalas Rockwell B y C para obtener la dureza de ambos aceros.



Figura 2.13 Durómetro Mitutoyo DT-10

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

3.1 Composición Química.

La composición química de ambas aleaciones fue comprobada por medio de espectrometría de emisión de chispa arrojando la siguiente composición para cada aleación.

Tabla 3.1 Composición química de los aceros microaleados estudiados

Muestra	Resultados % en peso													
	C	Mn	Cu	Cr	Ni	Sn	Mo	V	Ti	Nb	Al (ppm)	Si	P	S
FeNb	0.049	1.38	0.055	0.019	0.022	0.002	0.003	0.035	0.001	0.118	770	0.093	0.01	0.017
FeTi	0.055	0.677	0.077	0.025	0.039	0.004	0.006	0.001	0.038	0.002	427	0.11	0.009	0.012

3.2 Microscopia Óptica (MO).

La micrografía de la Figura 3.1 muestra al acero microaleado con Nb-V después del proceso de fundición y colada, se observa una microestructura con granos burdos equiaxiales de Ferrita. Una vez obtenidos los lingotes y después de ser sometidos al proceso de laminación en caliente se observa la microestructura de la Figura 3.2 en la cual se puede observar como existió un refinamiento en el tamaño de grano en ambos materiales, la morfología de los granos sigue siendo equiaxial pero se observa una deformación en ellos debido al proceso de laminación. Se puede observar una microestructura ferrítico-perlítica típica de los aceros microaleados. [40]

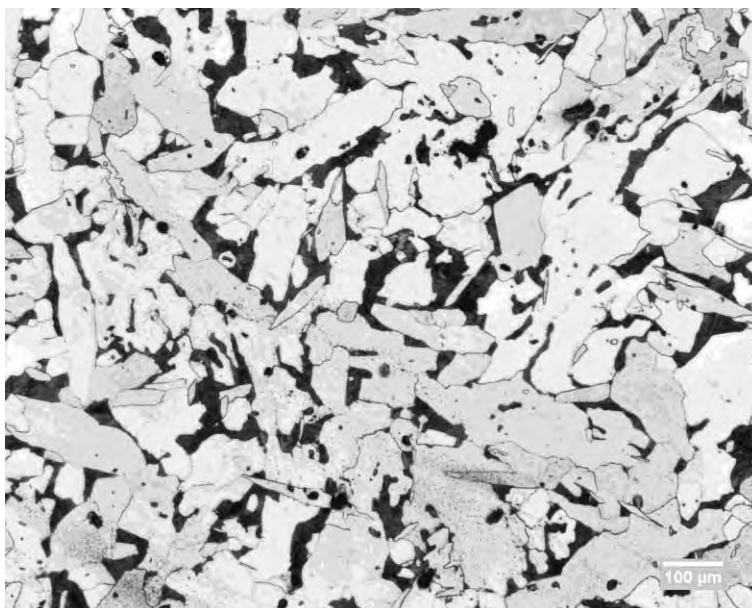
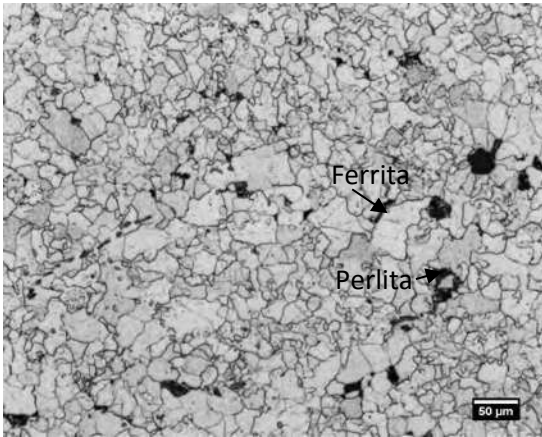


Figura 3.1 Microestructura del lingote del acero microaleado con Nb-V.

Nb-V



Ti

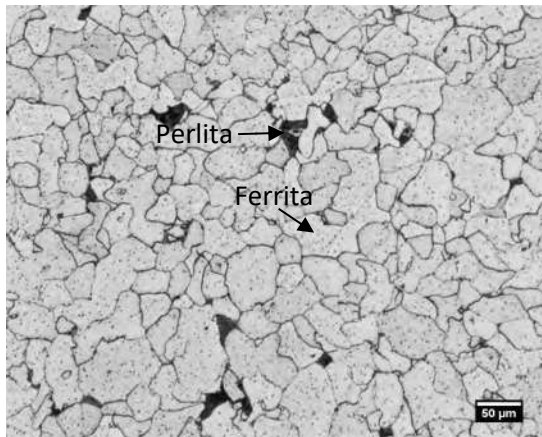
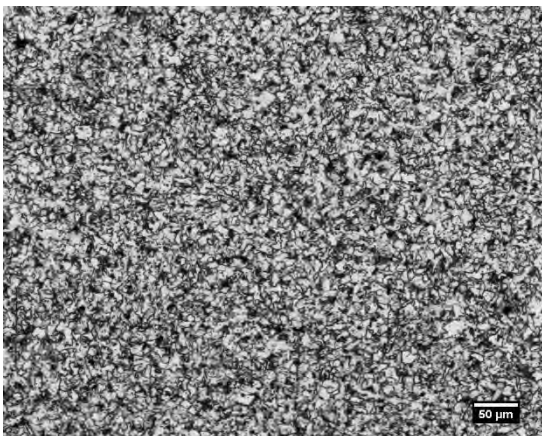


Figura 3.2 Microestructuras de ambos aceros después de ser sometidas a laminación en caliente.

Después de ser sometidas al tratamiento térmico de temple a 980°C en ambos aceros se observa un refinamiento de en el tamaño de grano continuando con la morfología equiaxial. Se observa también un incremento de la fase oscura en ambos aceros la cual corresponde a la perlita.

Nb-V



Ti

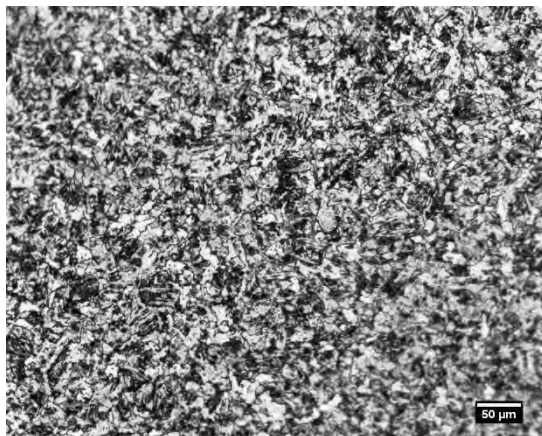
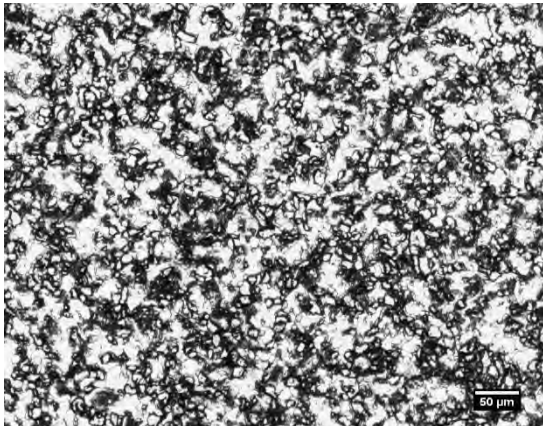


Figura 3.3 Microestructura después del temple a 980°C.

Nb-V



Ti

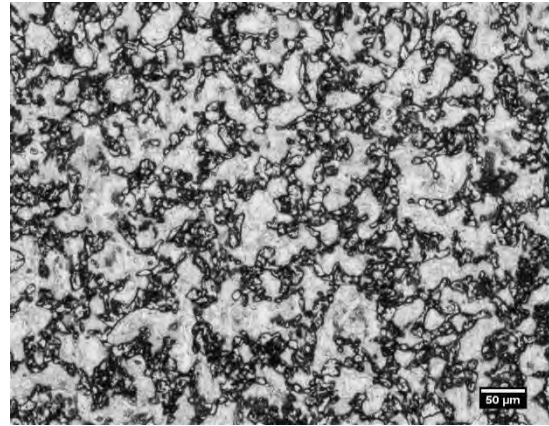


Figura 3.4 Microestructuras después del revenido a 400°C.

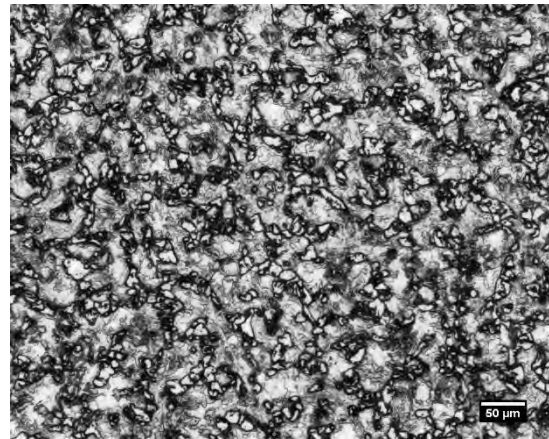
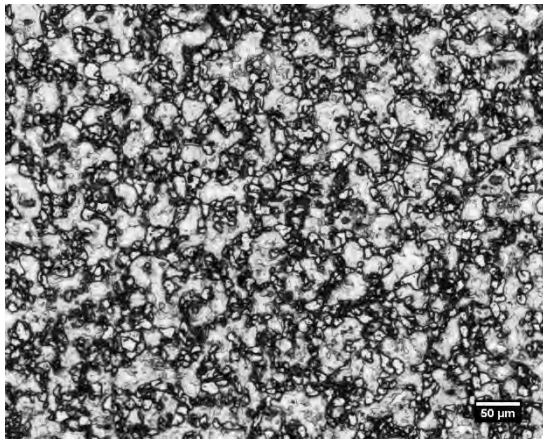


Figura 3.5 Microestructuras después del revenido a 500°C.

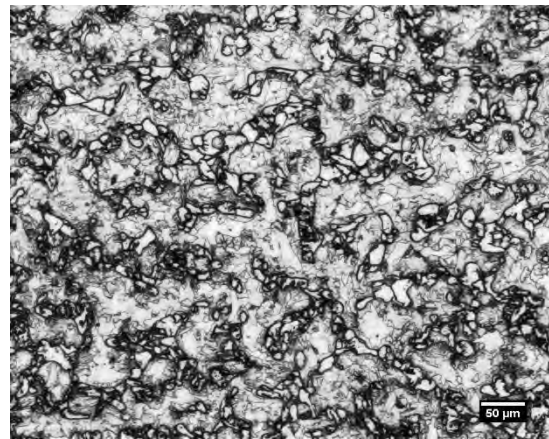
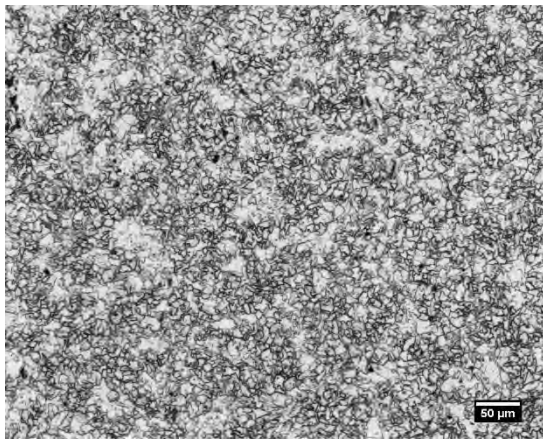
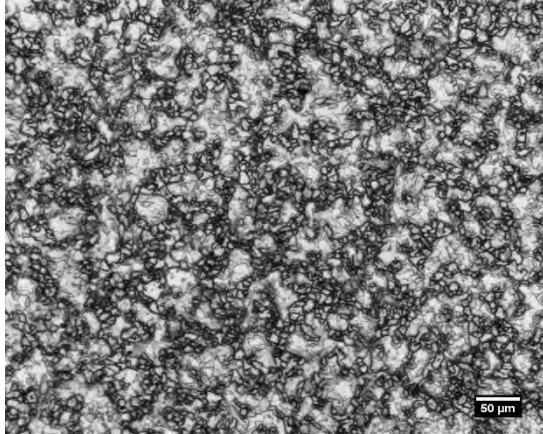


Figura 3.6 Microestructuras después del revenido a 600°C.

Nb-V



Ti

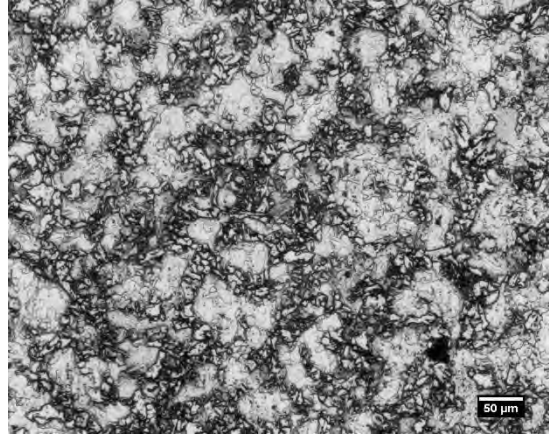


Figura 3.7 Microestructuras después del revenido a 700°C.

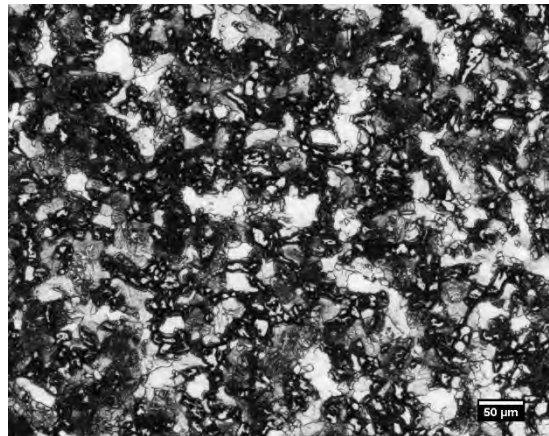
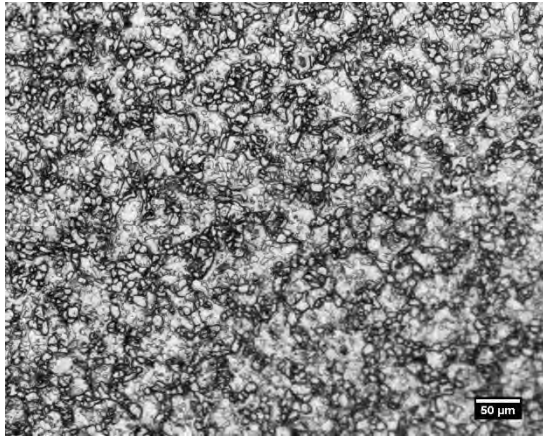


Figura 3.8 Microestructuras después del revenido a 800°C.

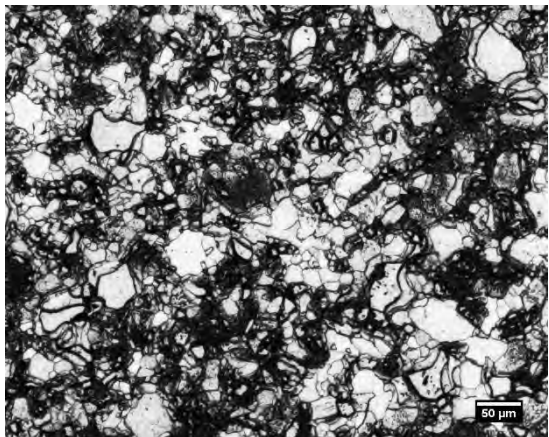
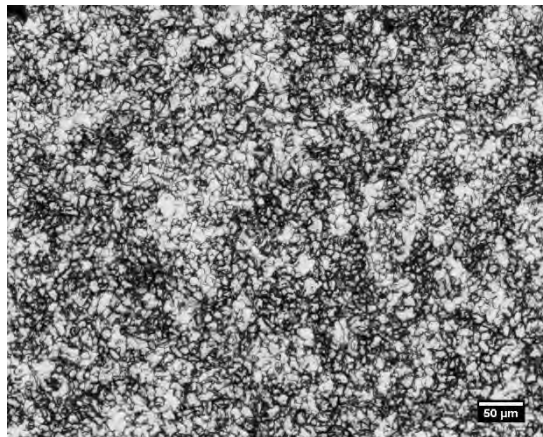


Figura 3.9 Microestructuras después del revenido a 850°C.

Analizando las micrografías podemos observar un refinamiento en el tamaño de grano de ambas aleaciones después de ser sometidas a temple, de igual forma el porcentaje de perlita se incrementa. El tamaño de grano inicial de las aleaciones es de 20 μ m para el acero microaleado Nb-V y 28 μ m para el acero microaleado con Ti. Después de ser sometidos a temple el grano se refina alcanzando un tamaño de 8 μ m para la aleación Nb-V y 13 μ m en la aleación de Ti. Al ser sometidos a los tratamientos de revenido se observa como el tamaño de grano aumenta al incrementar la temperatura de revenido en ambas aleaciones, sin embargo en la aleación Nb-V a la temperatura de revenido de 600°C ocurre un refinamiento en el tamaño de grano y volverse a refinar al ser calentado el material a 850°C. Para la aleación de Ti se observa un incremento en el tamaño de grano casi constante al incrementar la temperatura de revenido. En ambas microestructuras podemos observar como al incrementarse el tamaño de grano la morfología de los granos de ferrita se va degradando hasta tener granos burdos equiaxiales con pequeños granos de ferrita en los límites de grano.

Tabla 3.2 Tamaño de grano aparente para ambas aleaciones al ser tratadas térmicamente.

Tamaño de grano μ m		
Condición	NbV	Ti
Inicial	20	28
Temple	8	13
T y R 400°C	14	27
T y R 500°C	18	24
T y R 600°C	12	21
T y R 700°C	18	18
T y C 800°C	20	22
T y C 850°C	11	22

3.3 Microscopia electrónica de barrido (MEB).

La figura 3.10 muestra la microestructura del acero microaleado con Nb-V después de ser sometida al tratamiento térmico de temple. Se observa una matriz de ferrita, con algunos glóbulos de austenita retenida en los límites de grano de la ferrita, se observa también la presencia de partículas de cementita (puntos brillantes) en la matriz de ferrita.

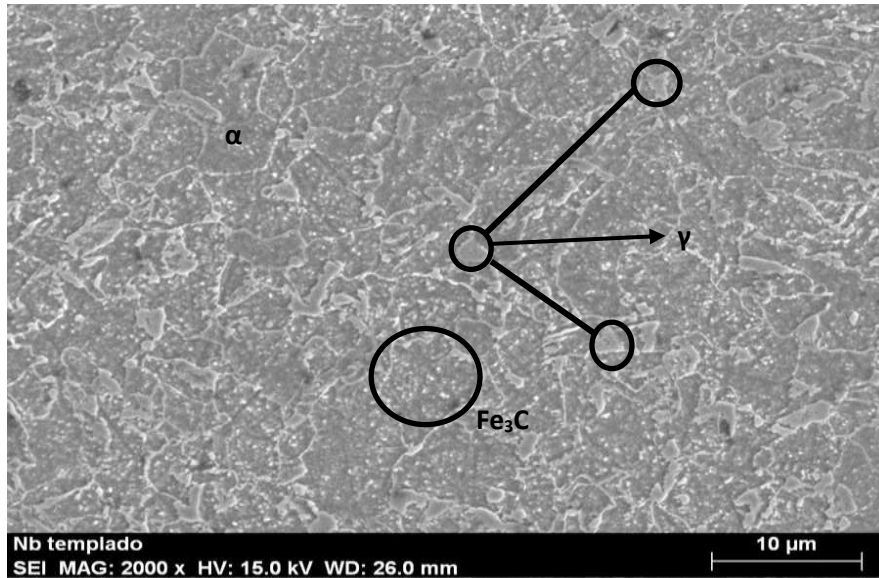


Figura 3.10 Acero microaleado con Nb-V templado a 980°C.

Las figuras 3.11, 3.12, 3.13, muestran la evolución microestructural del acero microaleado con Nb-V templado a 980°C y revenido a 400°C, 600°C y 800°C respectivamente. Se observa una disminución en los glóbulos de austenita y la dispersión de las partículas de cementita en la matriz ferrítica. La microestructura continúa siendo ferrítico-perlítica. [40]

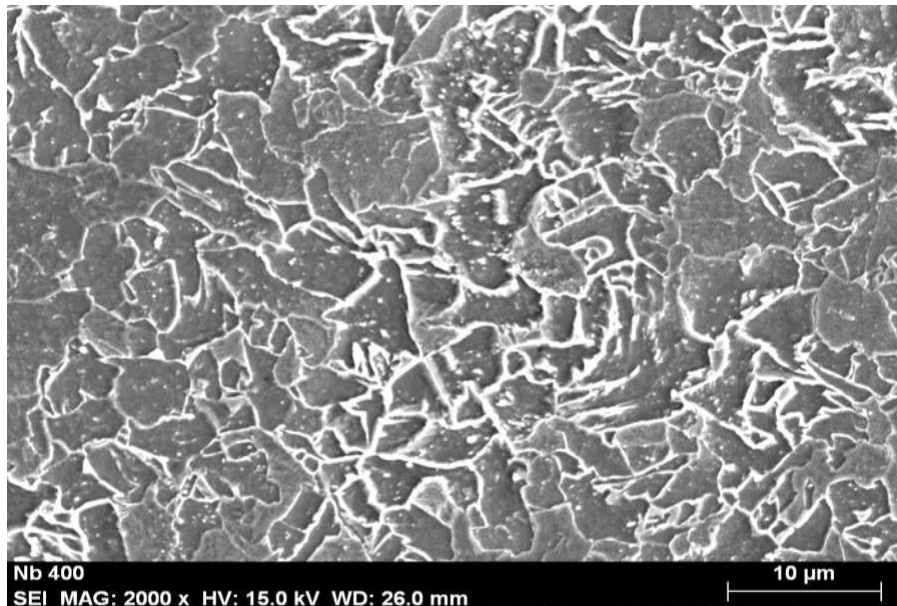


Figura 3.11 Acero microaleado con Nb-V templado y revenido a 400°C.

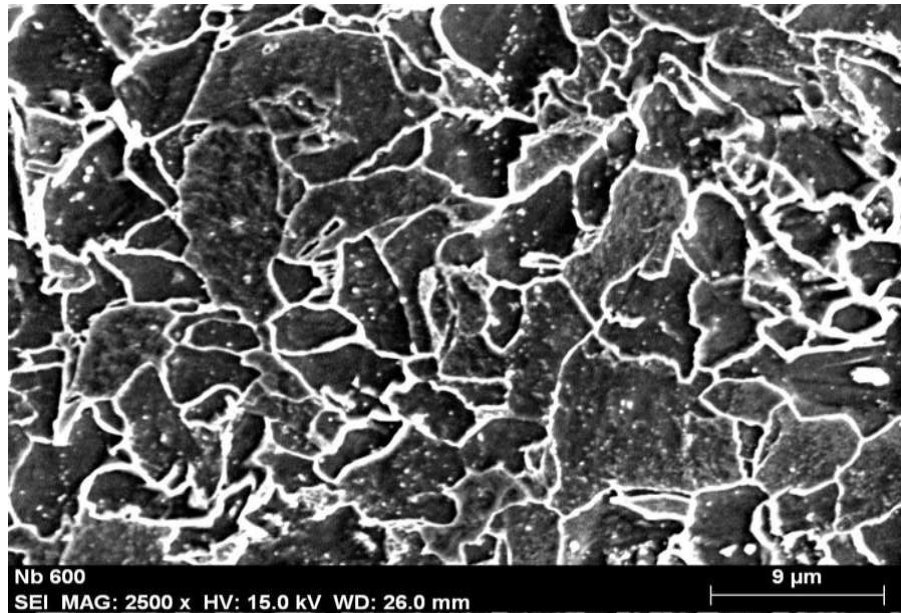


Figura 3.12 Acero microaleado con Nb-V templado y revenido a 600°C.

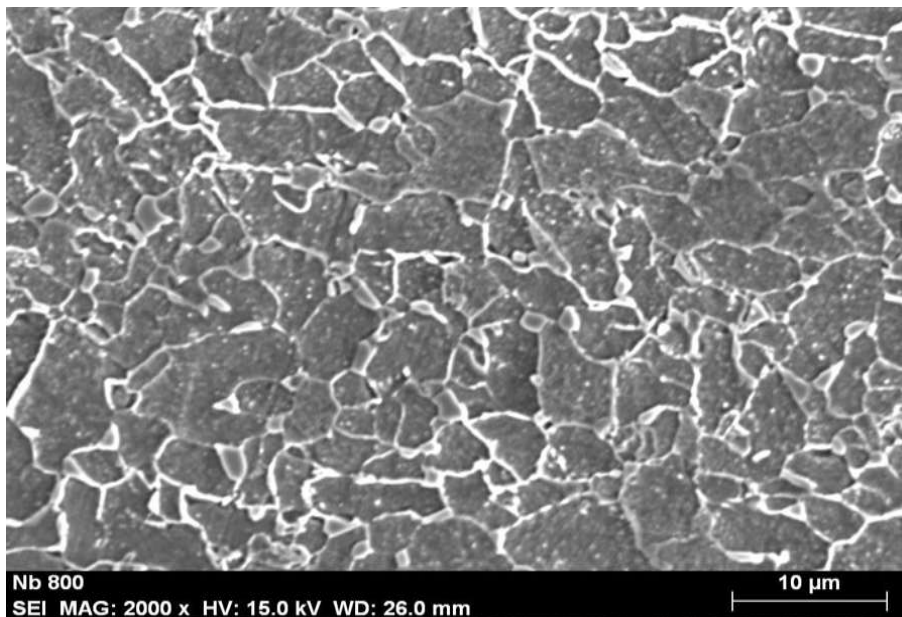


Figura 3.13 Acero microaleado con Nb-V templado y revenido a 800°C.

A los 800°C de tratamiento térmico podemos observar la aparición de nueva cuenta de los glóbulos de austenita en los límites de grano de la ferrita, debido a que a esa temperatura de calentamiento se encuentra en la zona de doble fase del diagrama Fe-C.

De la figura 3.14 a la 3.17 podemos observar la evolución microestructural que sufrió el acero microaleado con titanio después de ser sometido a los tratamientos térmicos de temple y revenido.

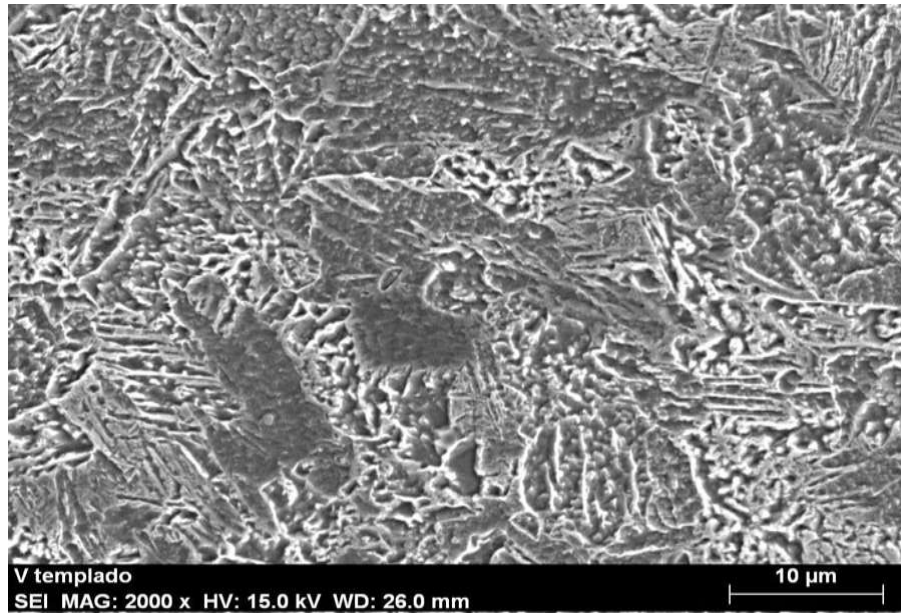


Figura 3.14 Acero microaleado con Ti templado a 980°C.

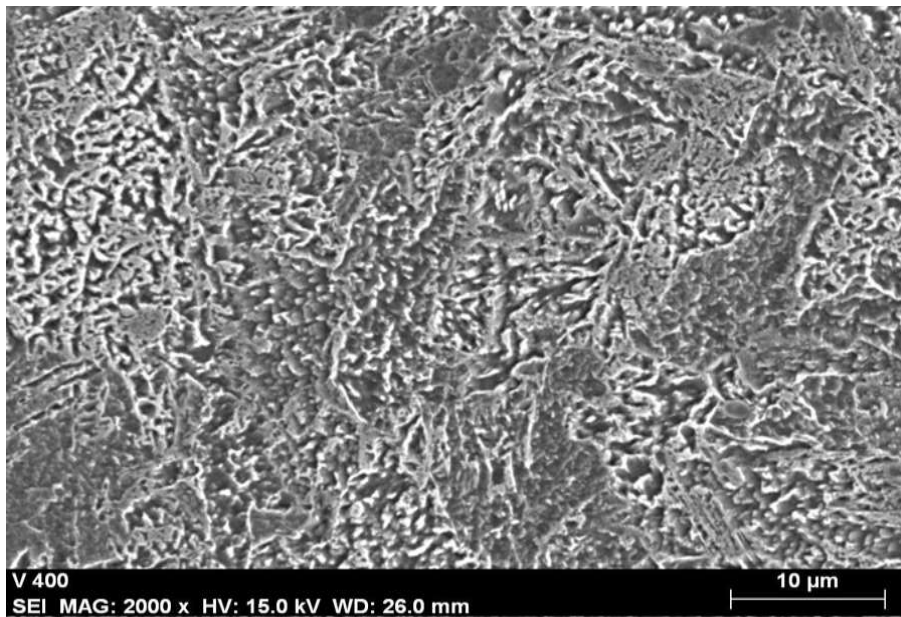


Figura 3.15 Acero microaleado con Ti templado y revenido a 400°C.

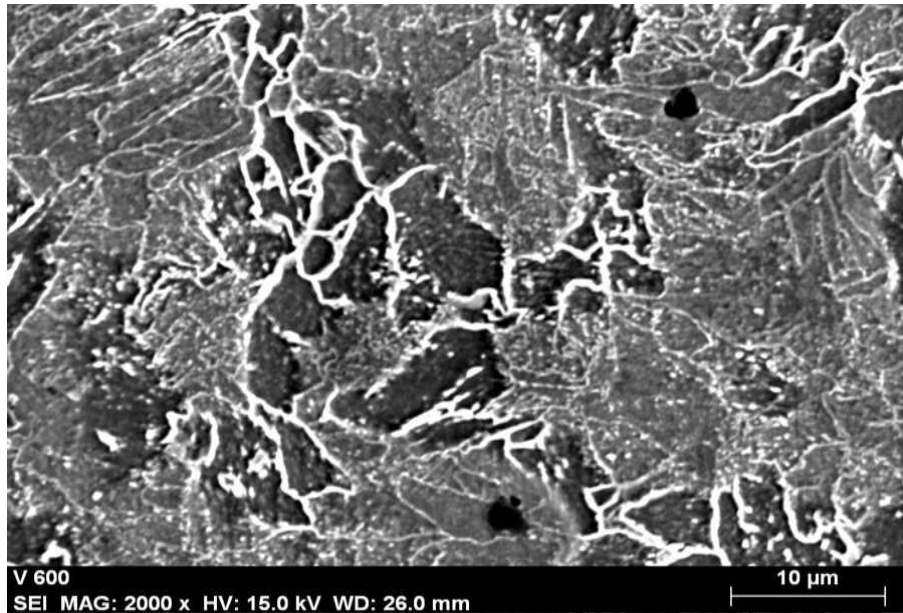


Figura 3.16 Acero microaleado con Ti templado y revenido a 600°C.

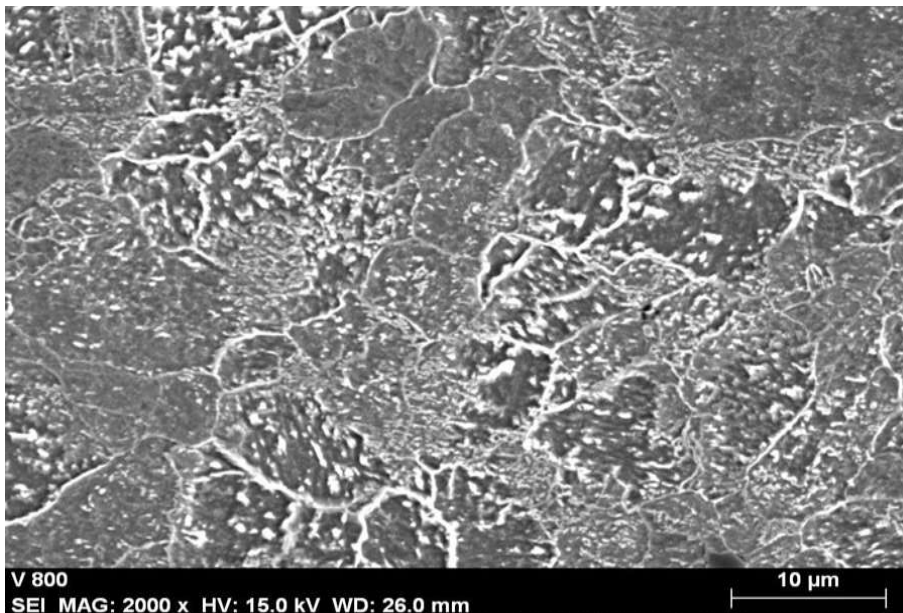


Figura 3.17 Acero microaleado con Ti templado y revenido a 800°C.

De igual forma que en el acero microaleado con Nb-V, en esta aleación se puede observar una matriz de ferrita con granos de perlita y algunas partículas de cementita dispersas en la matriz.

Se realizó la técnica de EDS para identificar el porcentaje de elementos presentes en las fases que pudiesen alterar los valores del PTE y la conductividad eléctrica. Para el caso del acero microaleado con Nb-V se observó que el porcentaje en peso de este elemento disminuye al aumentar las temperaturas de revenido.

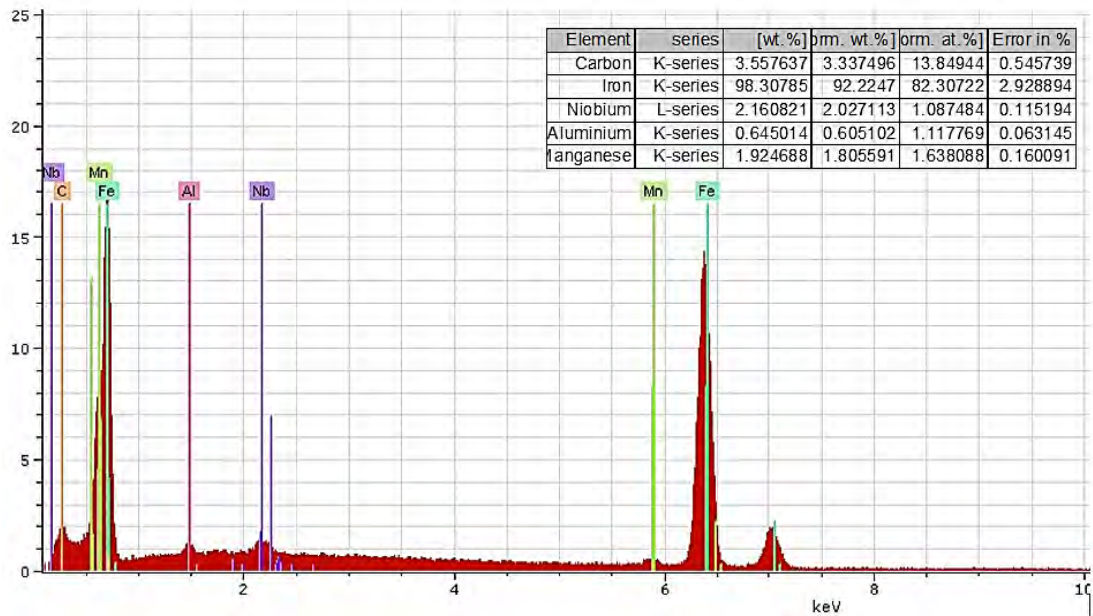


Figura 3.18 EDS del acero microaleado con Nb-V después de ser templado a 980°C.

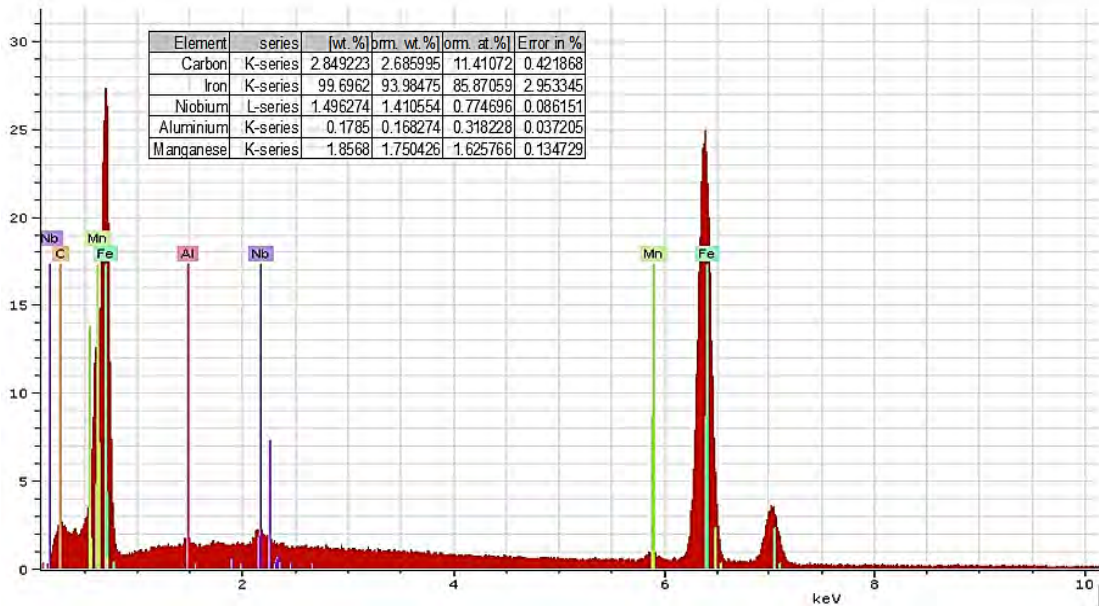


Figura 3.19 EDS del acero microaleado con Nb-V después de ser templado y revenido a 400°C.

Para el caso del acero microaleado con titanio no se observó variación en los porcentajes de elementos presentes en las fases de la aleación.

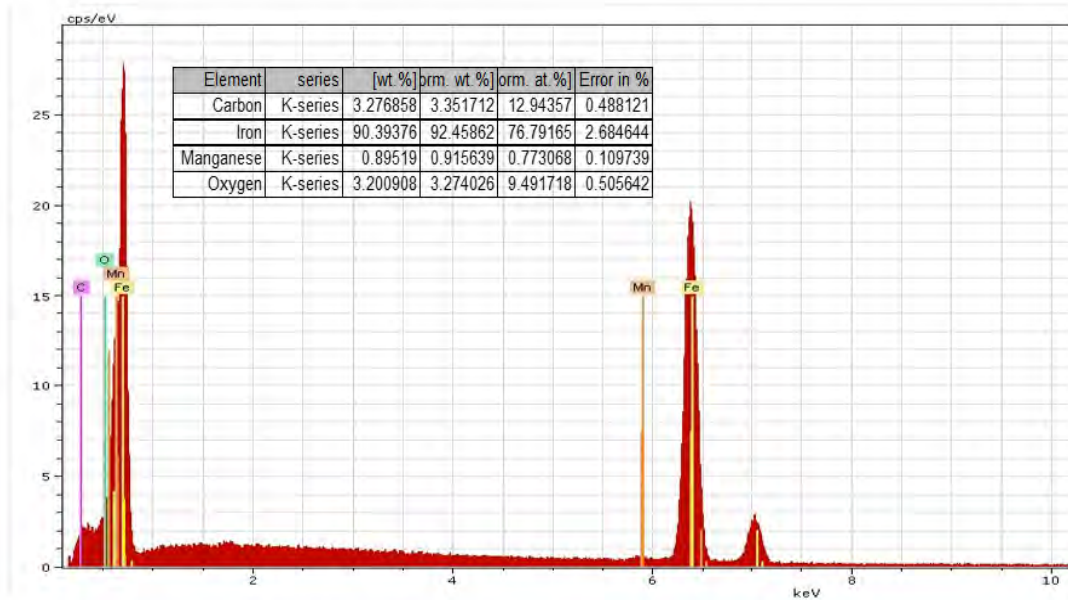


Figura 3.20 EDS del acero microaleado con Ti después de ser templado y revenido a 400°C.

3.4 Dureza Rockwell (HR).

En general se espera un incremento en la dureza de ambos materiales debida al tratamiento térmico de temple seguida de un decremento de esta por los tratamientos de revenido aplicado. Se espera que al incrementar la temperatura de revenido la dureza tienda a disminuir más esto debido a la microestructura generada.

Los valores de dureza obtenidos para cada aleación se encuentran reportados en la tabla 3.3. Se observa un decremento en la dureza para ambas aleaciones al incrementar la temperatura del tratamiento térmico de revenido. El acero microaleado con titanio presento una mayor dureza llegando a cambiar de escala de Rockwell B a C después del tratamiento térmico de temple.

Tabla 3.3 Valores de dureza Rockwell de ambas aleaciones

Acero HSLA	Tratamiento	Dureza Rockwell B	Dureza Rockwell C
NbV	Laminado	84	-
	Temple 980°C	91	-
	Temple y Revenido 400°C	88	-
	Temple y Revenido 500°C	87	-
	Temple y Revenido 600°C	87	-
	Temple y Revenido 700°C	87	-
	Temple y Calentamiento 800°C	81	-
	Temple y Calentamiento 850°C	80	-
Ti	Laminado	67	-
	Temple 980°C	-	22
	Temple y Revenido 400°C	-	19
	Temple y Revenido 500°C	-	16
	Temple y Revenido 600°C	-	10
	Temple y Revenido 700°C	-	4
	Temple y Calentamiento 800°C	75	-
	Temple y Calentamiento 850°C	70	-

Las figuras 3.21 y 3.2 muestran el decremento en la dureza de ambas aleaciones al incrementarse la temperatura del tratamiento térmico de revenido, ambas aleaciones alcanzan su máximo valor de dureza después del tratamiento térmico de temple.

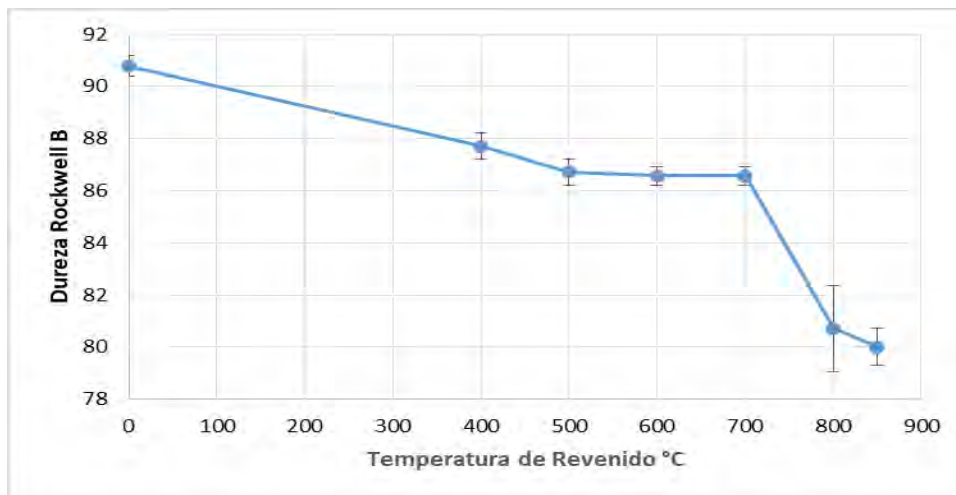


Figura 3.21 Dureza vs Temperatura de revenido para la aleación Nb-V

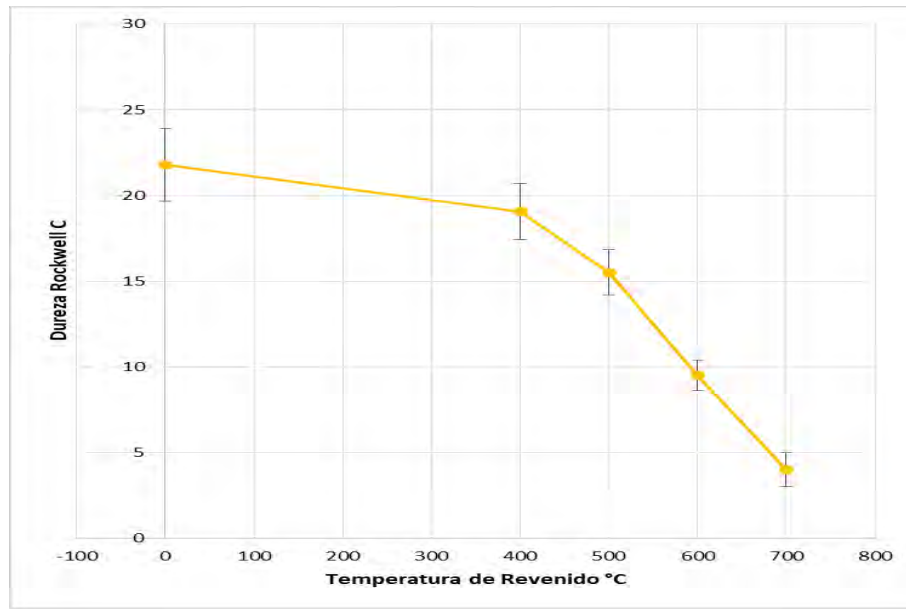


Figura 3.22 Dureza vs Temperatura de revenido para la aleación de Ti

3.5 Potencial Termoeléctrico (PTE).

El Potencial Termoeléctrico ha resultado ser una técnica muy sensible a cualquier cambio microestructural como son la presencia de precipitados, tamaño de grano, porcentaje de fases presentes, esfuerzos residuales, entre otros. [15][29][37][41]

Se realizaron mediciones del potencial termoeléctrico usando la técnica de punta caliente, usando puntas de cobre y oro como materiales de referencia.

Tabla 3.4 Valores absolutos del PTE para ambas aleaciones

HSLA	Tratamiento térmico	PTE Absoluto $\mu\text{V}/^\circ\text{C}$	
		Punta de cobre	Punta de oro
NbV	Material Base	7.910	8.266
	Temple 980°C	8.155	8.605
	Temple y Revenido 400°C	8.045	8.853
	Temple y Revenido 500°C	8.151	8.615
	Temple y Revenido 600°C	8.130	8.755
	Temple y Revenido 600°C	7.804	8.631
	Temple y Calentamiento 800°C	7.883	9.192
	Temple y Calentamiento 850°C	8.118	9.003
Ti	Material Base	7.069	6.769
	Temple 980°C	7.102	7.267
	Temple y Revenido 400°C	7.206	7.561
	Temple y Revenido 500°C	7.264	7.356
	Temple y Revenido 600°C	7.225	7.793
	Temple y Revenido 600°C	7.256	7.857
	Temple y Calentamiento 800°C	7.397	7.859
	Temple y Calentamiento 850°C	7.162	7.667

3.5.1 PTE punta de cobre.

Mediante la ecuación de regresión lineal correspondiente a la punta de cobre obtenida al calibrar el equipo, los valores relativos obtenidos al realizar las mediciones del potencial termoeléctrico de cada muestra fueron transformados en valores absolutos con unidades de $\mu V/^{\circ}C$.

Una vez graficados los valores absolutos del potencial termoeléctrico fue posible obtener una ecuación de regresión que nos permite conocer el comportamiento del PTE para temperaturas intermedias a los tratamientos térmicos realizados. El PTE para la aleación FeNbV tiene ligeras variaciones en las primeras temperaturas de revenido pero a los $700^{\circ}C$ (R3) tiene una caída abrupta alcanzando su nivel mínimo. La aleación FeTi muestra un PTE que se comporta de forma ascendente hasta los $800^{\circ}C$ (R5) y finalmente cae a los $850^{\circ}C$.

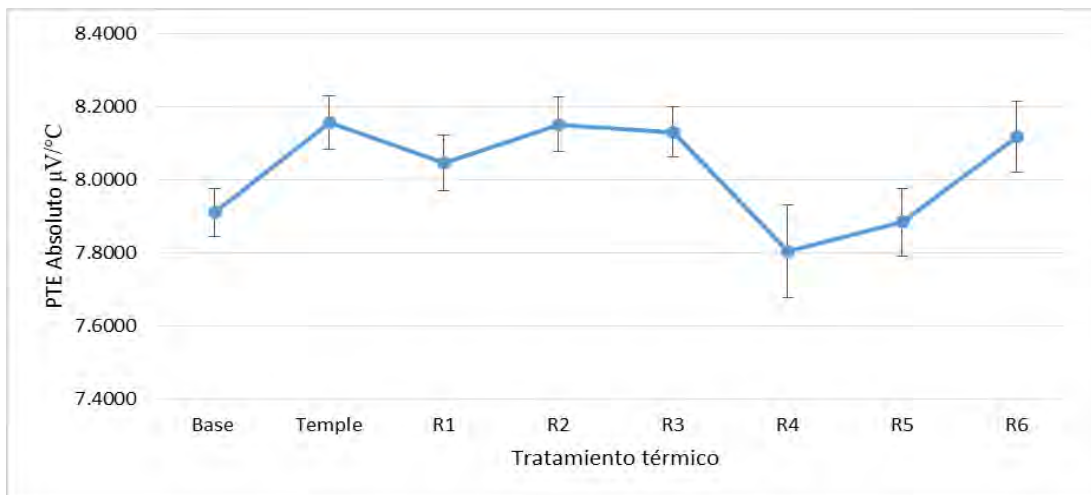


Figura 3.23 PTE vs Temperatura de tratamiento térmico para la aleación Nb-V (punta de cobre).

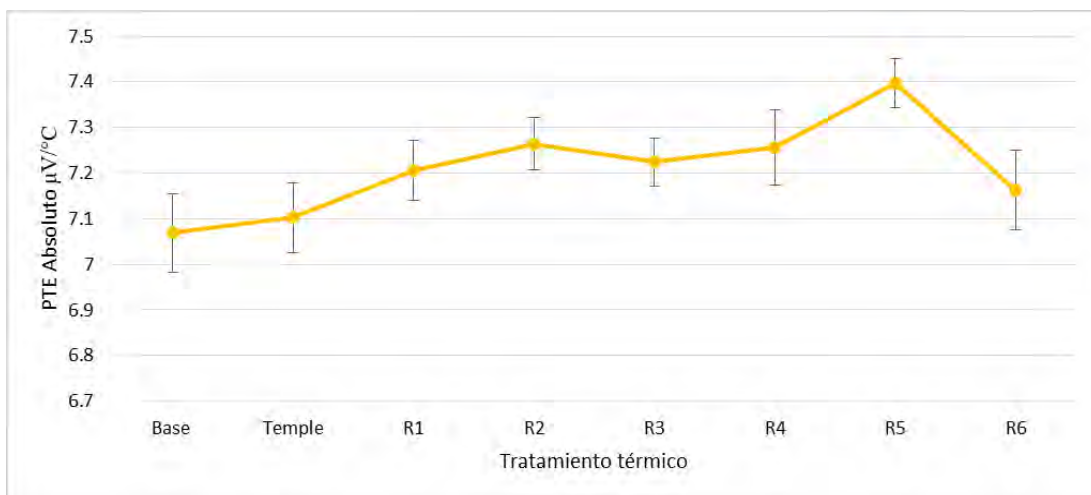


Figura 3.24 PTE vs Temperatura de tratamiento térmico para la aleación de Ti (punta de cobre).

3.5.2 PTE punta de oro.

Al igual que con la punta de cobre al ser registrados los valores del PTE con la punta de oro los valores deben ser transformados a absolutos con la ecuación correspondiente. Después de ser graficados los valores del PTE observamos como en la aleación Nb-V el PTE tiende a subir y decaer de forma constante al variar la temperatura del tratamiento térmico. Para el acero microaleado con Ti observamos un comportamiento similar al registrado con la punta de oro.

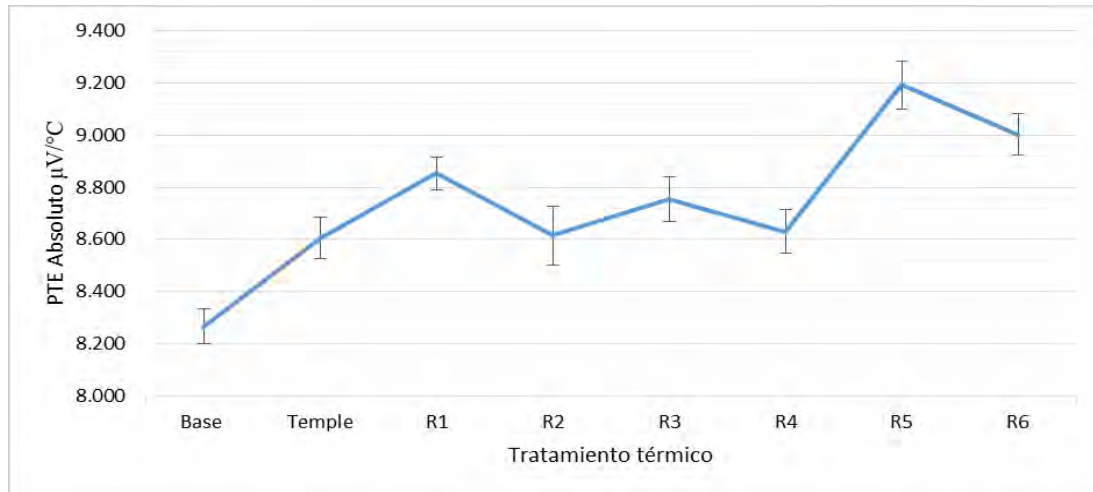


Figura 3.25 PTE vs Temperatura de tratamiento térmico para la aleación Nb-V (punta de oro).

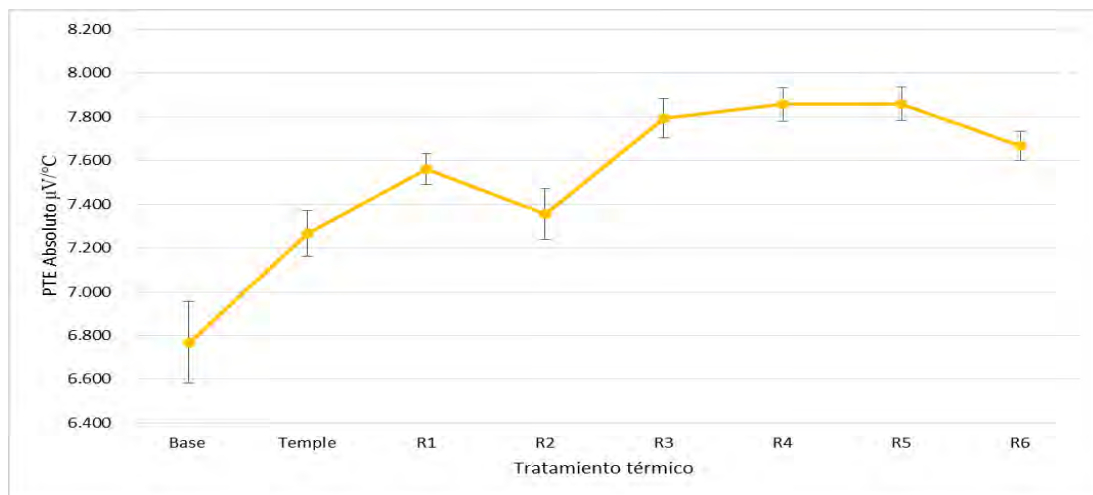


Figura 3.26 PTE vs Temperatura de tratamiento térmico para la aleación de Ti (punta de oro).

3.6 Conductividad eléctrica medida mediante Corrientes de Eddy (EC).

Para registrar los cambios en la conductividad eléctrica de ambos aceros microaleados se empleó el equipo Nortec 500D conectado a una sonda tipo panque con una frecuencia de 60

KHz. Los resultados de la conductividad eléctrica están expresados en % IACS y se muestran en las siguientes gráficas.

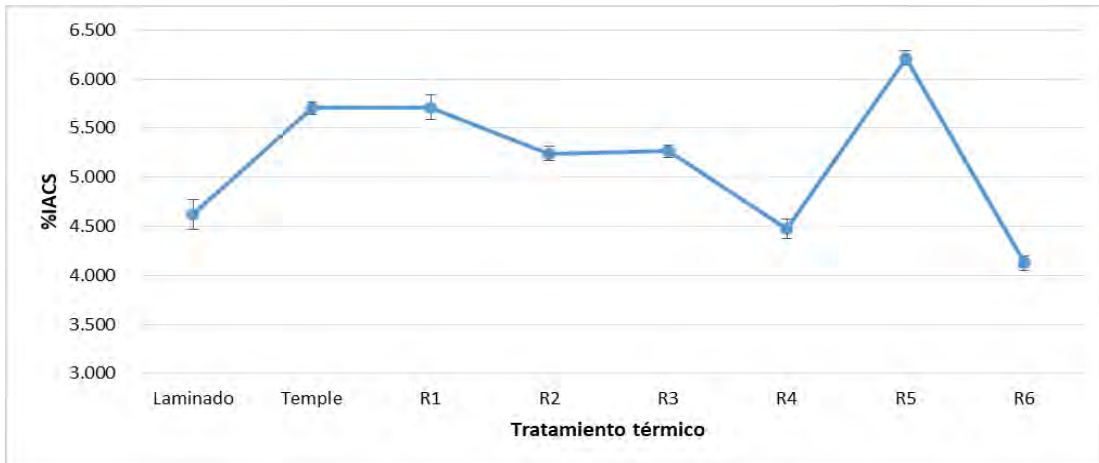


Figura 3.27 Conductividad eléctrica para un acero microaleado con Nb-V, tratado térmicamente.

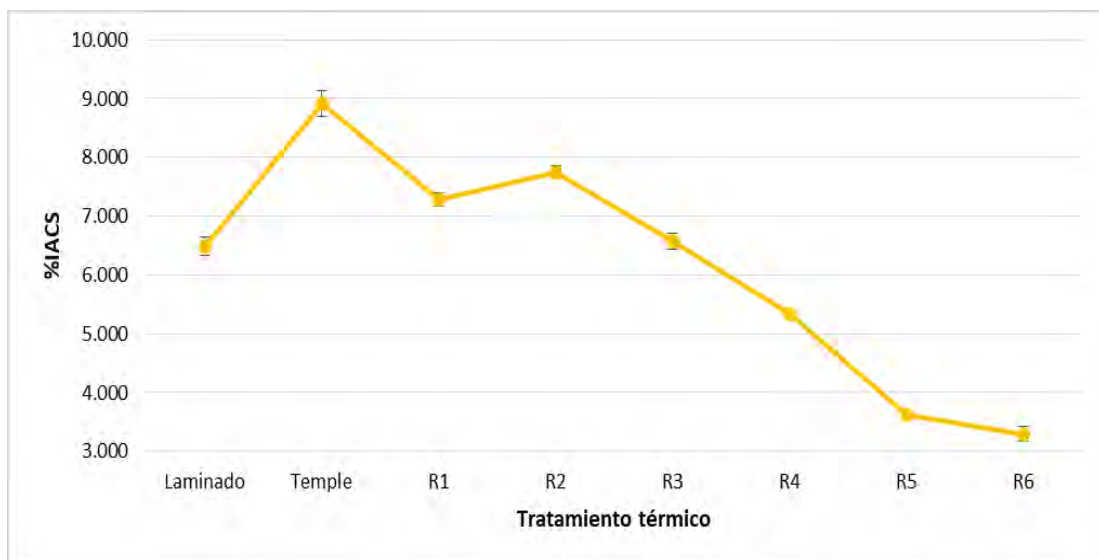


Figura 3.28 Conductividad eléctrica para un acero microaleado con Ti, tratado térmicamente.

En ambas aleaciones podemos observar una variación en la conductividad eléctrica al cambiar las condiciones del tratamiento térmico aplicado. Para el acero microaleado con Nb y V podemos observar como a ciertas temperaturas la conductividad eléctrica se incrementa y en otras decae, si observamos las micrografías obtenidas de esta aleación podemos determinar que esos incrementos y decrementos en el valor de la conductividad eléctrica están directamente relacionados con la morfología de los granos de ferrita y perlita que componen la aleación. Para las microestructuras en las que el tamaño de grano se refina podemos observar como el valor de la conductividad eléctrica se incrementa y para las microestructuras con un tamaño de grano más grueso y una morfología más burda la conductividad eléctrica decae. De igual forma en el acero microaleado con Ti podemos

observar como al ir incrementando la temperatura del tratamiento térmico de revenido la conductividad eléctrica decae de manera constante esto es debido a que los granos finos obtenidos después del temple se van engrosando y cambiando su morfología de manera casi constante al variar la temperatura.

CAPÍTULO 4 CONCLUSIONES

- Los tratamientos térmicos realizados generaron un cambio microestructural favorable para la investigación.
- Después de los 700°C de calentamiento el tratamiento térmico de revenido ya no es considerado un tratamiento convencional por la cercanía a la temperatura de zona bifásica del diagrama hierro-carbono.
- La técnica de medición del PTE por medio de la punta caliente resulto altamente sensible a los cambios microestructurales como son el tamaño de grano y las transformaciones de fase, generados por los tratamientos térmicos aplicados a ambos aceros.
- Se observó un comportamiento similar en las lecturas del PTE con ambas puntas de referencia para los dos aceros estudiados, mostrando un comportamiento ascendente en el acero microaleado con Ti, mientras que en el acero microaleado con Nb-V el PTE se comporta de forma irregular incrementando y disminuyendo al variar la temperatura de revenido.
- La conductividad eléctrica medida mediante corrientes de Eddy resulto ser altamente sensible a la morfología de la microestructura generada en ambos aceros al ser tratados térmicamente, aumentando sus valores al engrosarse el tamaño de grano y disminuyendo sus valores al refinarse el grano.
- Las dimensiones de las probetas permitió minimizar la afectación a las corrientes de Eddy por los efectos de borde.
- La dureza del material se vio afectada por los tratamientos térmicos aplicados, resultando en una mayor dureza para el acero microaleado con Ti.

SUGERENCIAS PARA TRABAJO FUTURO

1. Generar más probetas que permitan realizar ensayos destructivos y conocer el módulo elástico y el módulo de corte de ambos aceros y su variación con respecto a los tratamientos térmicos de temple y revenido a distintas temperaturas.
2. Aplicar la técnica de ultrasonido para conocer el módulo elástico y el módulo de corte por medio de técnicas no destructivas y compararlo con los resultados obtenidos mediante pruebas mecánicas.
3. Generar aleaciones de uso comercial y aplicar las mismas técnicas para corroborar la eficacia de ambas técnicas (PTE y corrientes de Eddy) aplicadas a aceros microaleados.
4. Realizar otro tipo de tratamiento térmico (envejecimiento) y comparar los datos obtenidos con los de este estudio.

BIBLIOGRAFÍA

- [1] Askeland, D. R., Fulay, P. P., & Wright, W. J. (2010). *The Science and Engineering of Materials*. Stamford: CENGAGE Learning.
- [2] ASM International. (2001). High-Strength Low-Alloy Steels. In *Alloying: Understanding the basics* (pp. 193-202). ASM International.
- [3] Ayaz, M., Banimostafa Arab, N., & Mirahmadi Khaki, D. (2014). APPLICATION OF TAGUCHI METHOD FOR INVESTIGATING THE MECHANICAL PROPERTIES OF A MICROALLOYED. *ARCHIVES OF METALLURGY AND MATERIALS*, 853-858.
- [4] AZO Materials. (2013, Junio 5). *Aging - Metallurgical Processes*. Retrieved from AZOMaterials.com: <http://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=9547>
- [5] Baker, T. (2016). Microalloyed steels. *Ironmaking & Steelmaking*, 264-307.
- [6] Baker, T. (2019). Titanium microalloyed steels. *Ironmaking & Steelmaking*, 1-55.
- [7] Béjar-Gómez, L., Medina-Flores, A., Alfonso, I., Herrera-Pérez, G., & Bernal, J. (2012). Characterization Of Precipitates In Titanium Microalloyed Steels. *Microscopy and Microanalysis*, 1922-1923.
- [8] Béjar-Gómez, L., Medina-Flores, A., Carreón, & H. (2009). Production and characterization of niobium and titanium microalloyed steels. *Revista Mexicana De Física*, 110-113.
- [9] Belzunce, F. (2001). *Aceros y Fundiciones: Estructura, Transformaciones, Tratamientos Térmicos y Aplicaciones*. Universidad de Oviedo.
- [10] Bhagat, A. N., Ranganathan, S., & Mohanty, O. (2003). Electrical resistivity studies in low carbon and HSLA-100 steels. *Materials Science and Technology*, 343-346.
- [11] Caballero, F., Capdevila, C., Alvarez, L., & García de Andrés, C. (2004). Thermoelectric power studies on a martensitic stainless steel. *Scripta MATERIALIA*, 1061-1066.
- [12] Callister, W. D., & Rethwisch, D. G. (2009). *Materials Science And Engineering An Introduction*. Hoboken: John Wiley & Sons Inc.
- [13] Carreon, H., Ruiz, A., & Santoveña, B. (2014). Study of aging effects in a Ti-6Al-4V alloy with Widmanstätten and equiaxed microstructures by non-destructive means. *AIP Conference Proceedings*, 739-745.
- [14] Cartz, L. (1999). *Nondestructive Testing*. Milwaukee: ASM international.

- [15] Coste, J., Leborgne, J., & Massoud, J. (1999). Development of a Portable Device for Thermoelectrical Power Measurement - Application to the Inspection of Duplex Stainless Steel. *Review of progress in Quantitative Nondestructive Evaluation*, 2095 - 2102.
- [16] Dane Harvey, E. (1995). *Eddy Current Testing, Theory and Practice* . ASNT Reference Manual.
- [17] Dejun, L., Yaorong, F. S., Quiang, L., Quiang, B. G., Neng, L., & Fengzhang, R. (2015). Influences of Nb-Microalloying on microstructure and mechanical properties of Fe-25Mn- 3Si-3Al TWIP Steel . *Materials and Design* , 230-244.
- [18] Dhua, S., Ray, A., & Sarma, D. (2001). Effect of tempering temperatures on the mechanical properties and the microstructure of HSLA-100 type copper-bearing steels. *Materials Science and Engineering* , 197-210.
- [19] Ferrer, J. P., De Cock, T., Capdevila, C., García, F., & García de Andrés, C. (2007). Comparison of the annealing behaviour between cold and warm rolled ELC steels by thermoelectric power measurements. *Acta MATERIALIA*, 2075-2083.
- [20] Frommeyer, G., & Grassel, O. (2002). *Light constructional steel and the use thereof*. Estados Unidos de Norteamérica .
- [21] Ghanei, S., Kashefi, M., & Mazinani, M. (2013). Eddy current non destructive evaluation of dual phase steel. *Materials and Design*, 491-496.
- [22] Goldsmith, H. J. (2010). *Introduction to Thermoelectricity*. Berlin: Springer.
- [23] Gómez de León, E. (2009). *Corrientes Inducidad Nivel II END*. España: Fundación Confemetal.
- [24] Hu, J., & Nagy, P. B. (1998). On the role of interface imperfections in thermoelectric nondestructive materials characterization. *APPLIED PHYSICS LETTERS*, 467-469.
- [25] Illescas, S., Fernández, J., Asensio, J., Sánchez-Soto, M., & Guilemany, J. (2009). Study of the mechanical properties of low carbon content HSLA steel . *Revista de Metalurgia* , 424-431.
- [26] Isidro Gracia, H. (2013). *Estudio del envejecimiento en una aleación de Titanio por medio de corrientes de Foucault*. Michoacán, Morelia.
- [27] Janjusevic, V., Gulisija, Z., Mihailovic, M., & Patarić, A. (2014). Effect of tempering on mechanical properties and microstructure of a High-Strength Low-Alloy Steel. *Metal Science and Heat Treatment* , 23-25.
- [28] Khan, S., & Nusair Khan, A. (2016). Metallurgical Characterization of Bainitic Steel by Eddy Current. *Journal of Failure Analysis and Prevention*, 1121-1125.
- [29] Kleber, X. (2006). Surface and Subsurface Metallic Inclusions Detected using Hot Tip Thermoelectric Power Measurements. *ECNDT*, 1 - 8.

- [30] Kulkarni, S., Olivares, J., Escarela-Perez, R., Lakhiani, V., & Turowski, J. (2004). Evaluation of eddy current losses in the cover plates of distribution transformers. *IEEProc.-Sci. Meas. Technol.* , 313-318.
- [31] Maalekian, M., Radis, R., Militzer, M., Moreau, A., & Poole, W. (2012). In situ measurement and modelling of austenite grain. *Acta Materialia* , 1015-1026.
- [32] MacDonald, D. (2006). *THERMOELECTRICITY An introduction to the Principles*. New York: Dover Publications, Inc.
- [33] Nelligan, T., & Calderwood, C. (n.d.). *Olympus*. Retrieved from <https://www.olympus-ims.com/en/eddycurrenttesting/>
- [34] Perez, M., Massardier, V., & Kleber, X. (2009). Thermoelectric power applied to metallurgy: principle and recent applications. . *Int. J. Mat. Res. (formerly Z. Metallkd.)*, 1461-1465.
- [35] Prakash Narayan, S., Rao, V., & Mohanty, O. N. (1991). Microstructural, mechanical and magnetic properties of high-strength low-alloy steel. . *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* , 137-144.
- [36] Raj, A., Goswami, B., Kumar, S. B., & Ray, A. K. (2013). Forge and Heat-treatments in Microalloyed Steels-A review. *High Temperature Materials and Processes*, 517-531.
- [37] Ramírez, S., Carreon, H., Carreon, M., Salazar, M., Bejar, L., & Medina, A. (2018). Study of the Precipitation Process in Aging Steel. *applied sciences*.
- [38] Rowe, D. (2006). *Thermoelectrics Handbook: Macro to Nano*. Boca Raton: Taylor & Francis Group.
- [39] San Martin, D., de Cock, T., Garcia-Junceda, A., Caballero, F., Capdevilla, C., & Garcia, C. (2007). Effect of heating rate on reaustenisation of low carbon niobium microalloyed steel . *Materials Science and Technology* , 266-272.
- [40] Santoveña Chávez, B. (2013). *CARACTERIZACIÓN POR MEDIO DE TÉCNICAS NO DESTRUCTIVAS DE NANOPARTICULAS PRECIPITADAS EN UNA ALEACIÓN Ti-6Al-4V TRATADA TÉRMICAMENTE POR ENVEJECIMIENTO*. Morelia, Michoacán.
- [41] Serway, R. A. (2019). *Electricidad y Magnetismo* . México: MacGraw Hill.
- [42] Skobir, D. A. (2011). High-Strength Low-Alloy (HSLA) Steels . *Materials and Technology* , 295-301.
- [43] Snir, Y., Pinkas, M., Gelbstein, Y., Yeheskel, O., & Landau, A. (2008). Applying TEP measurements to assess the aging stage of maraging 250 steel,. *Review Quantitative Nondestructive Evaluation*, 1148-1153.

- [44] Suarez, M., Herrera-Becerra, R., Valdezc, S., Campillo, B., & Juarez-Islasa, J. (2009). Procesamiento y caracterización de aceros microaleados calmados al aluminio. *Revista Mexicana de Física*, 472-476.
- [45] Villalobos, J., Del-Pozo, A., Campillo, B., Mayen, J., & Serna, S. (2018). Microalloyed Steels through History until 2018. *Metals* , 1-49.
- [46] Villanueva-Perez, O., Mejia, I., Garcia Garcia, V., & Bedolla Jacuinde, A. (2019). Metallographic, Structural and Mechanical Characterization of a Low Density Fe-Mn-Al-C Steel Microalloyed with TiB. *MRS Advances*.
- [47] Yannacopoulous, S., & Chaturvedi, M. (2013). Quench and Temper Treatment of a Titanium Bearing HSLA Steel . *Canadian Metallurgical Quarterly*, 85-88.