



**UNIVERSIDAD MICHOACANA
DE
SAN NICOLAS DE HIDALGO**

**INSTITUTO DE INVESTIGACIONES
METALURGICAS**



**PROCESAMIENTO Y FABRICACIÓN DE
ACEROS BAINITICOS DE ALTA RESISTENCIA.**

TESIS DE POSGRADO

**QUE PARA OBTENER EL GRADO DE
MAESTRIA EN METALURGIA Y CIENCIAS DE
LOS MATERIALES**

**PRESENTA:
ING. SANTIAGO ROJAS GUERRERO.**

**ASESOR
DR. ARNOLDO BEDOLLA JACUINDE**

MORELIA, MICH. ENERO DE 2009

INDICE

RESUMEN.....	iii
ABSTRACT.....	iv
INTRODUCCIÓN.....	v
Justificación.....	vi
Objetivos.....	vii
Hipótesis.....	vii
CAPITULO I.....	0
REVISIÓN BIBLIOGRAFICA.....	1
1.1 Introducción.....	1
1.2 Aceros Bainíticos.....	3
1.3 Influencia de los elementos de aleación.....	7
1.3.1 Modificación del diagrama TTT por los elementos de aleación.....	9
1.4 Fases en el acero.....	11
1.4.1 Bainita superior.....	13
1.4.2 Bainita inferior.....	14
1.5 Tratamiento termomecánico.....	14
1.5.1 Recristalización dinámica.....	17
1.5.1.1 Evolución de la microestructura.....	18
1.6 Comportamiento al desgaste.....	19
1.7 Aplicaciones.....	21
CAPITULO II.....	25
DESARROLLO EXPERIMENTAL.....	25
2.1 Introducción.....	25
2.1.1. Secuencia del desarrollo experimental.....	26
2.2 Fabricación del material.....	27
2.3 Seccionamiento de las barras.....	29
2.4 Tratamiento termomecánico.....	30
2.5 Caracterización.....	31
2.5.1 Preparación metalográfica de las muestras.....	31
2.6 Ensayos Mecánicos.....	32
2.6.1 Dureza.....	32
2.6.2 Ensayos de Tensión.....	33
2.6.3 Ensayos de Resistencia al Desgaste.....	38
CAPITULO III.....	40
3.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....	41
3.1 Análisis de la composición química.....	41
3.2 Caracterización de la microestructura.....	42
3.2.1 Microscopía óptica.....	42
3.2.2. Microscopía Electronica de Barrido (MEB).....	46
3.2.3. Microscopía Electronica de Transmisión (TEM).....	47
3.5. Propiedades Mecánicas.....	54
3.6 Comportamiento en Desgaste.....	58
3.6.1 Coeficiente de desgaste.....	62
CONCLUSIONES.....	73
REFERENCIAS.....	74

INDICE DE FIGURAS.

CAPITULO I.....	9
<i>Fig. 1.1. El rango de aceros bainíticos actuales para la comercialización. [4]</i>	<i>2</i>
<i>Fig. 1.2 Imagen de un acero eutectoide: a) Perlita formada a 720 °C; b) Bainita obtenida por transformación isotérmica a 290°C; c) Bainita obtenida por transformación isotérmica a 180°C; d) Martensita. Nótese que la bainita atacada es más oscura que la martensita, debido a que la microestructura contiene carburos muy finos. [4]</i>	<i>4</i>
<i>Fig.1.3 Esquema del diagrama TTT que muestra las transformaciones requeridas para la obtención de un acero bainítico de bajo carbono y 1/2Mo [6].</i>	<i>5</i>
<i>Fig. 1.4 Muestra el efecto de endurecimiento por solución sólida de varios elementos de aleación [6].</i>	<i>8</i>
<i>Fig. 1.5 Muestra diagramas TTT, a) Diagrama TTT con forma “C” simple, b) Diagrama TTT con forma “C” doble o de bahía [6, 8].</i>	<i>9</i>
<i>Fig. 1.6 Muestra el efecto del boro, se observa que tiene un mayor efecto sobre la transformación de la ferrita alotrimorfica comparado con la de la bainita [4].</i>	<i>10</i>
<i>Fig.1.7 Micrográfica que revela la distribución del boro revelada por PAT (particle tracking autoradiography) de un acero con B-Nb con una temperatura de temple a 1200°C [10].</i>	<i>10</i>
<i>Fig. 1.8 Datos experimentales para tres aceros. La velocidad de reacción es baja en la muestra que contiene boro en solución y rápida en una que contiene nitruro de boro, comparada con el acero de boro libre [4].</i>	<i>11</i>
<i>Fig. 1.9 Micrografía a 12000X la cual muestra bainita superior de un acero eutectoide obtenida por transformación isotérmica a 520° [7].</i>	<i>12</i>
<i>Fig. 1.10 Micrografía a 1200X la cual muestra bainita inferior de un acero eutectoide obtenida por transformación isotérmica a 275° [7].</i>	<i>12</i>
<i>Fig. 1.11 Ilustra la coexistencia de las fases de perlita y bainita en aceros de 0.5% de carbono transformados a 450°C: la escala del constituyente ferrita difiere por un orden de magnitud [4].</i>	<i>14</i>
<i>Fig. 1.12 Imagen de una aleación Fe-0.3%C-4.08%Cr. a) bainita inferior obtenida por transformación isotérmica en un periodo de tiempo corto (435°C, 10 min). Muestra partículas de cementita dentro de las plaquetas pero no entre las plaquetas. b) imagen correspondiente a campo oscuro muestra una película de austenita entre las placas de ferrita bainita. c) Muestra obtenida después de un tratamiento térmico prolongado a una temperatura de transformación isotérmica, que causa la precipitación de carburos entre las placas de ferrita. d) Precipitación de carburos en martensita revenida [4].</i>	<i>15</i>
<i>Fig. 1.13 Microestructura del grano austenítico recristalizado mediante la deformación a 1150°C: a) 30%; b) 40%; c) 50% de reducción [15].</i>	<i>16</i>
<i>Fig. 1.14 Muestra el efecto sobre el tamaño de grano en un acero con 0.05%Nb para (a) la temperatura de deformación y (b) reducción por pasadas. Deformación total aproximadamente de 60% en deformación por multipasadas [6].</i>	<i>18</i>
<i>Fig. 1.15 Evolución de una microestructura por formación consecutiva de rebordes de granos. (a) para una deformación debajo de ϵ_c la microestructura consiste solo de pares de granos con granos de recristalización dinámica. (b) un primer reborde fue formado en los límites de grano primarios. (c) un segundo reborde expande el volumen de la evolución de recristalización dinámica dentro del interior del grano. (d), (e) expansión del volumen que consumen el interior del grano. (f) curva de frecuencia correspondiente [6].</i>	<i>19</i>

Fig. 1.16 Coeficientes de desgaste acero sobre acero para contacto deslizante con y sin lubricación [38].	21
CAPITULO II	25
Fig. 2.1. Indica el diámetro de la indentación propiciada por el ensayo de desgaste, así como la profundidad que depende de la resistencia que opone el material a ser penetrado.	33
Fig. 2.2. Muestra los principales componentes de un dispositivo para realizar ensayos de tensión.	35
Fig. 2.3.- Muestra la grafica obtenida de un ensayo de tensión para un acero convencional, en la cual se muestran las fases o zonas características de este ensayo, a esta grafica se le denomina curva esfuerzo – desplazamiento.	36
Fig. 2.4. Muestra la forma de la probeta para tensión al inicio del ensayo, al momento de llegar a la carga máxima y al momento de la ruptura.	37
Fig. 2.5. Ilustra una probeta al inicio del ensayo indicando las medidas iniciales necesarias.	38
Fig. 2.6. Ilustra una probeta al final del ensayo indicando las medidas iniciales necesarias.	38
Fig. 2.7 Diagrama esquemático del torno y el dispositivo donde se realizó el ensayo de desgaste.	40
Fig. 2.8 Diagrama esquemático del dispositivo para el ensayo de desgaste.	41
CAPITULO III	40
Figura 3.1. La parte superior (imágenes a y b) revela los límites de grano austeníticos del acero sin tratamiento, la parte inferior (imágenes c y d) se observan los límites de grano del acero tratado termomecánicamente en las que no se observan rastros de recristalización ni un significativo crecimiento de los granos alargados. Imágenes tomadas por microscopia óptica y atacadas con acido pícrico a 100 °C.	45
Fig. 3.2 Muestra las microestructuras de los tres aceros en función del contenido de boro y en las diferentes condiciones de enfriamiento después del TTM. Imagen tomada por microscopia óptica. Muestras atacadas con Nital al 2%.	46
Fig. 3.3 Muestra las microestructuras de los aceros en función del contenido de boro y en las diferentes condiciones de enfriamiento después del TTM. Imagen tomada por microscopia electrónica de barrido. Muestras atacadas con Nital al 2%.	49
Fig. 3.4. Micrografía de campo claro que muestra las placas de ferrita y la presencia de carburos de hierro en los límites de grano; típica de la bainita superior. Acero enfriado al aire con 10 ppm de B.	50
Fig. 3.5. a) Muestra los carburos de hierro en los límites de la ferrita en el acero enfriado al aire y con 10 ppm de B, b) muestra un patrón de difracción de área selecta el cual comprueba que son carburos de la forma Fe_3C .	50
Fig. 3.6. Micrografía de MET que muestra: (a) la presencia de placas de martensita y (b) la forma de bainita inferior, en el acero enfriado al aire con 76 ppm de B.	51
Fig. 3.7 Muestra la bainita inferior en la que se puede observar la presencia de partículas de carburo Fe_3C dispersos en toda la fase ferrita. Acero con 76 ppm de B enfriado al aire	52
Fig. 3.8 Micrografía de campo claro por MET que muestra principalmente una estructura martensítica para el acero con 161 ppm de B enfriado al aire.	52
Fig. 3.9 Micrografía de campo claro por MET que muestra la estructura martensítica para los aceros templados, a) acero con 10 ppm de B, b) acero con 76 ppm de B, y c) 161 ppm de B. Nótese que la estructura se refina con un incremento en el contenido de boro para los aceros templados.	53

Fig. 3.10. (a) Muestra placas de martensita en el acero con 76 ppm de B, templado, y (b) muestra el patrón de difracción de área selecta que muestra la cristalografía de la martensita.	53
Fig. 3.11. (a) Muestra una partícula de boro formada en los límites de fase martensíticos en los aceros con 161 ppm de B enfriados al aire, (b) esta imagen detalla la partícula mediante un barrido a lo largo de la misma el cual indica que en realidad se trata de una partícula rica en boro.....	54
Fig. 3.12 Muestra las propiedades mecánicas de los aceros enfriados al aire en función del contenido de boro.	57
Fig. 3.13 Muestra las propiedades mecánicas de los aceros templados en agua en función del contenido de boro.	58
Fig. 3.14 Muestra las pérdidas por desgaste, producto del ensayo de desgaste de los diferentes aceros contra la variación de las cargas para una distancia del ensayo de 30 km.....	63
Fig. 3.15 Muestra la variación del coeficiente de desgaste para las diferentes cargas, del acero con 10 ppm de B enfriada al aire.	66
Fig. 3.16 Muestra la variación del coeficiente de desgaste para las diferentes cargas, del acero con 10 ppm de B templado en agua.....	66
Fig. 3.17 Muestra la variación del coeficiente de desgaste para las diferentes cargas, del acero con 76 ppm de B enfriada al aire.	67
Fig. 3.18 Muestra la variación del coeficiente de desgaste para las diferentes cargas, del acero con 76 ppm de B templado en agua.....	68
Fig. 3.19 Muestra la variación del coeficiente de desgaste para las diferentes cargas, del acero con 161 ppm de B enfriada al aire.	68
Fig. 3.20 Muestra la variación del coeficiente de desgaste para las diferentes cargas, del acero con 161 ppm de B enfriada al aire.	69
Fig. 3.21 Muestra las micrográficas del acero 10 ppm de B ensayado con una carga de 200 (parte superior) y 80 N enfriadas al aire (parte inferior), que muestran a) las capas de óxido formadas durante el ensayo de desgaste así como las ralladuras producto del mismo y b) muestra partículas de desgaste por el desprendimiento de las capas de óxido.....	70
Fig. 3.22 Muestra las micrográficas del acero 10 ppm de B ensayado con una carga de 200 (parte superior) y 80 N (parte inferior) templadas en agua, que muestran las capas de óxido formadas durante el ensayo de desgaste así como las ralladuras producto del mismo las partículas de desgaste por el desprendimiento de las capas de óxido.....	71
Fig. 3.23 Muestra las micrográficas del acero 76 ppm de B ensayado con una carga de 200 (parte superior) y 80 N (parte inferior) enfriadas al aire, que muestran las capas de óxido formadas durante el ensayo de desgaste así como las ralladuras producto del mismo y las partículas de desgaste por el desprendimiento de las capas de óxido.	71
Fig. 3.24 Muestra las micrográficas del acero 76 ppm de B ensayado con una carga de 200 templadas en agua, que muestran las capas de óxido formadas durante el ensayo de desgaste así como las ralladuras producto del mismo y las partículas de desgaste por el desprendimiento de las capas de óxido.	72
Fig. 3.25 Muestra las micrográficas del acero con 161ppm de B ensayado con una carga de 200 (parte superior) y 80 N (parte inferior) enfriadas al aire, que muestran las capas de óxido formadas durante el ensayo de desgaste así como las ralladuras producto del mismo y las partículas de desgaste por el desprendimiento de las capas de óxido.	72

<i>Fig. 3.26 Muestra las micrográficas del acero con 161ppm de B ensayado con una carga de 200 (parte superior) y 80 N (parte inferior) templadas en agua, que muestran las capas de óxido formadas durante el ensayo de desgaste así como las ralladuras producto del mismo y las partículas de desgaste por el desprendimiento de las capas de óxido.</i>	<i>73</i>
<i>Fig. 3.27 Muestra las micrográficas del acero con 10ppm y 76ppm de B enfriadas al aire, de las que se observan microestructuras formadas durante el ensayo de desgaste, donde se destaca un crecimiento dendrítico.</i>	<i>74</i>
<i>Fig. 3.28 Muestra las graficas del coeficiente de desgaste para las diferentes aleaciones ensayadas a una carga de 200 N enfriadas en agua.</i>	<i>75</i>
<i>Fig. 3.29 Muestra las graficas del coeficiente de desgaste para las diferentes aleaciones ensayadas a una carga de 150 N enfriadas al aire.</i>	<i>75</i>

INDICE DE TABLAS.

CAPITULO I.....	9
<i>Tabla 1.1 Muestra la composición química en (% en peso) de aceros bainíticos actuales. El informe es que son bastante similares en composición con respecto a la adición de los principales elementos de aleación, aun que son significativamente diferentes con respecto a la concentración de carbón y los elementos traza. El proceso de fabricación es de vital importancia para dar una variación en las propiedades a pesar de la similar composición química. [4].....</i>	<i>6</i>
<i>Tabla 1.2 El efecto de los electos de aleación sobre unas propiedades específicas [6].</i>	<i>7</i>
CAPITULO II	25
<i>Tabla-2.1. Composición química de los tres aceros usados para el estudio.</i>	<i>26</i>
<i>Tabla 2.2 Composición química del Hierro BC.....</i>	<i>28</i>
<i>Tabla 2.3 Composición química de la aleación sorel.</i>	<i>28</i>
CAPITULO III.....	40
<i>Tabla-3.1. Composición química de los tres aceros usados para el estudio.</i>	<i>43</i>
<i>Tratamiento termomecánico.....</i>	<i>14</i>
<i>Tabla 3.2 Muestra las perdidas en peso (gramos) durante el ensayo de desgaste para las muestras enfriadas al aire variando el peso de 80, 110, 150 y 200 N.</i>	<i>61</i>
<i>Tabla 3.3 Muestra las perdidas en peso (gramos) durante el ensayo de desgaste para las muestras templadas en agua variando el peso de 80, 110, 150 y 200 N.....</i>	<i>62</i>

RESUMEN.

El presente estudio analiza el efecto de diferentes contenidos de boro (entre 10 y 160 ppm) sobre la microestructura de aceros con 0.2C-2Mn-1Si (% en peso) considerados como un material alternativo a los aceros perlíticos comúnmente utilizados en rieles de ferrocarril. Estos aceros fueron deformados a una temperatura inicial de 1050 °C en un laboratorio laminación con un equipo T.J. Pigott. El acero para este estudio fue fabricado en el laboratorio de fundición en un horno de inducción abierto usando materiales de carga de alta pureza y colado en moldes metálicos. En el acero experimental se probaron las propiedades tribológicas (resistencia al desgaste), bajo un contacto rodante/deslizante, tal como se realiza para los aceros con 0.8% perlíticos usados para aplicaciones en los rieles de ferrocarril. Antes del procesamiento termomecánico, los lingotes de acero ((70x70x70 mm) fueron homogenizados a 1100°C durante 1.5 horas. Los tratamientos termomecánicos fueron llevados a cabo mediante un proceso reversible de multi-pasadas alcanzando un nivel de deformación del 60%. La deformación plástica fue finalizada alrededor de 920 °C para todos los aceros rodados y las placas obtenidas fueron de las siguientes dimensiones (70x150x20 mm), después de la deformación las placas obtenidas fueron enfriadas por dos mecanismos diferentes, unas templadas en agua y otras enfriadas al aire hasta temperatura ambiente. Los resultados muestran mayor cantidad de la fase bainita con el incremento en el contenido de boro, para los aceros enfriados al aire. Por otra parte en los aceros templados en agua, la fase que se incrementa con el contenido de boro es la martensita. La mejor combinación de las propiedades mecánicas fue obtenida para el acero que contenía 76 ppm de boro, en el que se obtuvo una estructura de bainita inferior, con un esfuerzo a la cedencia de 750 MPa, un 15% de elongación y una dureza de 40 HRC. La caracterización metalografía de los materiales fue llevada a cabo mediante microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido (MEB) y microscopía electrónica de transmisión (MET). El material también fue analizado en desgaste por deslizamiento, mostrando los mejores resultados para el material con mayor contenido de boro. Los resultados son discutidos en términos de la segregación del boro hacia los límites de grano, del efecto del boro sobre la templabilidad de acero, así como sobre la precipitación de CNB (carbonitruros de boro).

ABSTRACT

The current study analyses different boron contents (between 10 and 160 ppm) on the structure of a 0.2wt%C-2wt%Mn-1wt%Si steel deformed at a starting temperature of 1050°C in a T.J. Pigott laboratory rolling mill. The steel was made in a laboratory open induction furnace using high-purity raw materials and cast into metallic moulds. This experimental steel has proved to have tribological properties, under dry rolling/sliding contact, as good as those for the 0.8% pearlitic steels used in railway applications. Prior to thermomechanical processing, the steel ingots (70x70x70) mm were homogenized at 1100°C for 1.5 hours. The thermomechanical treatment was carried out by a reversed multi-pass process to reach a level of deformation of 60%. Plastic deformation was finished at about 920°C for all the rolled steels and the plates (70x150x20 mm) were then water quenched and/or air cooled to room temperature. Results show more bainitic structures as boron content increases in the air cooled steel after hot rolling. For the quenched steels, the structure becomes more martensitic as boron content increases. The best combination of mechanical properties was obtained for the air cooled 76 ppm boron-containing steel, which had a lower bainitic structure. Yield strength of 750 MPa, 15% elongation and hardness of 40 HRC were reported for this steel. Materials characterisation was carried out by optical microscopy, scan electron microscopy (SEM) and transmission electron microscopy (TEM), the alloy was then tested under dry sliding wear conditions and the best results were obtained for the steel with the higher boron amount. Results are discussed in terms of the boron segregation towards grain boundaries, the effect of boron on the steel hardenability, as well as on the CNB (boron carbonitrides) precipitation.

INTRODUCCIÓN

Los aceros con resistencia a la cedencia arriba de 1000 MPa son importantes en ciertas aplicaciones, pero el mercado comercial más grande es para las variedades de menor resistencia, donde el contenido total de los elementos de aleación no excede el 2%. Por tanto, el diseño de la aleación tiene que ser cuidadoso con un apropiado balance de los elementos de aleación los cuales afectan directamente a la templabilidad de la aleación, atendiendo a las tecnologías de producción de acero a gran escala en las que involucrar tratamientos térmicos posteriores incrementaría el costo. Tal es el caso de los aceros producidos para los rieles de los ferrocarriles en los que se exige un buen comportamiento en la aplicación pero el costo de producción no debe ser muy elevado por la cantidad de acero que se produce, los aceros actualmente utilizados son perlíticos en los que uno de los modos de falla importante es el relacionado con el desgaste de las superficies en contacto, debido a que genera pérdida de material, cambios dimensionales y problemas durante el funcionamiento. En el caso de los sistemas de transporte que utilizan un conjunto rueda/riel para desplazarse, se presentan serias dificultades en términos de duración y condiciones de operación, lo cual dinamiza la investigación y el desarrollo en nuevos materiales que cumplan con los requerimientos para el funcionamiento adecuado de estas piezas. El cambio en las condiciones de operación de los sistemas rueda-riel está directamente relacionado con fenómenos de deformación plástica y/o desgaste, los cuales a su vez son función de las propiedades mecánicas del material y así mismo, de sus características microestructurales. En los últimos tiempos ha ocurrido un aumento de la exigencia sobre estos sistemas, consistente en mayores velocidades de desplazamiento y mayor capacidad de carga de los vehículos (trenes) [1,2]; esto ha causado algunos accidentes [3], explicados por el aumento en los esfuerzos de contacto aplicados sobre el riel y las ruedas. Desde la existencia de los ferrocarriles, para fabricar ambos componentes, rueda y riel, han sido utilizados aceros al carbono perlíticos [1]. Un material alternativo puede consistir en aceros de baja aleación y bajo carbono, conteniendo pequeñas cantidades de boro y molibdeno para suprimir la formación de ferrita alotrópica e incrementar la templabilidad de la bainita, tomando en cuenta que en presencia del boro, la adición de otros solutos debe permanecer baja para evitar la formación de martensita. Este tipo de aceros, generalmente presentan una estructura bainítica con una muy pequeña cantidad de martensita y otras fases residuales. La concentración de elementos traza son vitales

para la determinación de la microestructura usando un proceso termomecánico para su manufactura [4]. Aun con la buena combinación de tenacidad y resistencia no se ha logrado superar a los aceros martensíticos templados y revenidos, por tal motivo es necesario seguir investigando nuevas aleaciones ferrosas que permitan incrementar las propiedades mecánicas mencionadas, ya que el inconveniente para poder utilizar este tipo de aceros en los rieles son los altos costos de producción. Los principios metalúrgicos establecidos durante el desarrollo de estos aceros se han aplicado para diseñar una nueva generación de aceros bainíticos, en la cual se hace énfasis en la reducción de carbono y en la concentración de otros elementos y en el diseño del procesamiento para refinar la estructura. Esto generalmente involucra un procesamiento o tratamiento termomecánico (TMT) que es un método que involucra un control del rolado en caliente (laminado en caliente), que este se lleva a cabo en la región de no recristalización lo cual resulta en granos de forma elongada, en los que existen bandas deformadas, al final de este proceso se espera que la aleación tenga las mejores propiedades mecánicas y microestructurales de tal manera que logre superar o igualar a las propiedades de los aceros perlíticos usados hasta la fecha en los rieles de los ferrocarriles.

Justificación

Sin lugar a duda en el mercado actual existe una gran variedad de aceros y fundiciones, los cuales reciben esta denominación por el contenido de carbono, entre esta variedad se encuentran los denominados aceros de alta resistencia a la tenacidad los cuales tienen un costo de producción elevado debido a el contenido de elementos de aleación y a el procesamiento de los mismos, por otra parte los aceros perlíticos son otra variedad de aceros de alta resistencia los cuales son empleados en los rieles de ferrocarril y estos están expuestos al desgaste por rodamiento/deslizamiento, que es el principal mecanismo de desgaste y falla encontrado en los rieles, es por eso que surge la necesidad de diseñar una aleación la cual ofrezca mejores propiedades mecánicas sin aumentar el costo de producción, para sustituir este tipo de aceros teniendo una mejor garantía de operación. Uno de los aceros que se pueden utilizar y que puede ofrecer las características buscadas son las aleaciones que presenten una microestructura bainítica (aceros bainíticos), la cual puede obtenerse mediante un proceso termomecánico de

rolado en caliente que se ajustaría a el procesamiento y fabricación de los rieles los cuales ofrecen muy poca posibilidad de mejorar sus propiedades mecánicas mediante tratamientos térmicos posteriores al conformado mecánico, debido principalmente a las dimensiones de los mismos, además de que se elevaría el costo de producción.

Objetivos.

- Estudiar diferentes contenidos de boro en aceros microaleados de bajo carbono para generar aceros bainíticos de alta resistencia, mediante el refinamiento estructural por un proceso termomecánico de rolado en caliente que mejore las propiedades mecánicas de los mismos.
- Caracterizar mecanográficamente el cambio microestructural obtenido después del proceso termomecánico, para corroborar que se tendrá una microestructura bainítica y que se este trabajando en la zona de austenita.
- Estudiar las propiedades mecánicas después del proceso termomecánico como son tensión y dureza con el fin de analizar el efecto del procesamiento sobre las muestras.
- Evaluar la resistencia al desgaste de las aleaciones por el método Pin on Disk con el fin de compararla con la resistencia al desgaste de los aceros que se están utilizando actualmente en los rieles de ferrocarril (aceros perlíticos).

Hipótesis.

El efecto del boro sobre los aceros de bajo carbono es, que incrementa la templabilidad debido al efecto intersticial, esta templabilidad es afectada de forma proporcional es decir que incrementa con el contenido de boro ya que este elemento recorre las curvas de tiempo temperatura y transformación hacia la derecha beneficiando con esto la formación de martensita, la cual se caracteriza por ser una fase de alta dureza por la estructura que se encuentra desordenada, la

formación de esta fase es favorecida por un enfriamiento acelerado por lo que se puede esperar una mayor cantidad de la misma si el acero es templado. Cuando se incrementa la fase martensítica en los aceros, la dureza de este se incrementa y con esto se esperara que la resistencia al desgaste también se incrementara, favoreciendo con lo anterior ciertas aplicaciones de los aceros con estructuras martensíticas, pero para la aplicación específica de los aceros en los rieles de ferrocarril se afecta ya que un incremento en la dureza mediante una fase martensítica conlleva a una disminución en la tenacidad a la fractura.

El elemento boro también puede favorecer la formación de la fase bainita en los aceros de bajo carbono, cuando se aplica en cantidades alrededor de 70 ppm, siempre y cuando el medio de enfriamiento del acero posterior a un tratamiento termomecánico sea al aire libre, la fase bainita también incrementa la dureza de los aceros sin tener un efecto tan pronunciado en la tenacidad a la fractura comparado con los aceros de estructura martensítica, por lo tanto, se tendrá una mejora en la resistencia al desgaste en aplicaciones de los aceros de estructura bainítica, en cuanto a la resistencia al desgaste.

CAPITULO I

I. REVISIÓN BIBLIOGRAFICA

1.1 Introducción

Es evidente que los aceros con estructura de ferrita/perlita son destacados por el criterio de elaboración el cual incluye el costo y la viabilidad, tal es de los aceros desarrollados por Irving y Pickering [4] exhiben una destacada combinación de dureza y resistencia, pero en algún tiempo tuvieron un pequeño descenso en su aplicación y por ende en su producción, esto a causa de los aceros martensíticos templados y revenidos los cuales fueron mejores. Posteriormente, los principios de metalurgia física establecidos durante su desarrollo tuvieron que ser aplicados en el diseño metalúrgico para la generación de nuevos aceros los cuales pudieran sustituir a los anteriores, disminuyendo el costo y ofreciendo similares propiedades mecánicas, esta nueva generación fue denominada “aceros bainíticos”, en los cuales se hace énfasis en la reducción de carbono y la concentración de otros elementos de aleación, y en diseñar un procesamiento que refine la microestructura. Ahora, los aceros de alta tecnología describen un desarrollo de una estructura bainítica la cual tiene sus variantes llamadas bainita superior y bainita inferior o de rango alto o rango bajo respectivamente [5]. Muchos de los aceros tienen un contenido bajo de aleantes y son transformados principalmente por un procesamiento termomecánico, esto es necesario con la descripción de los procesos industriales en el contexto de la bainita, preferentemente en aplicaciones de los rieles de ferrocarril. El rango de las aleaciones bainíticas usadas actualmente es resumido en la fig. 1.1. Toda esta variedad de aleaciones fue estudiada o descubierta a principio de 1920, en el transcurso de los primeros estudios sobre las transformaciones isotérmicas de la austenita [5].

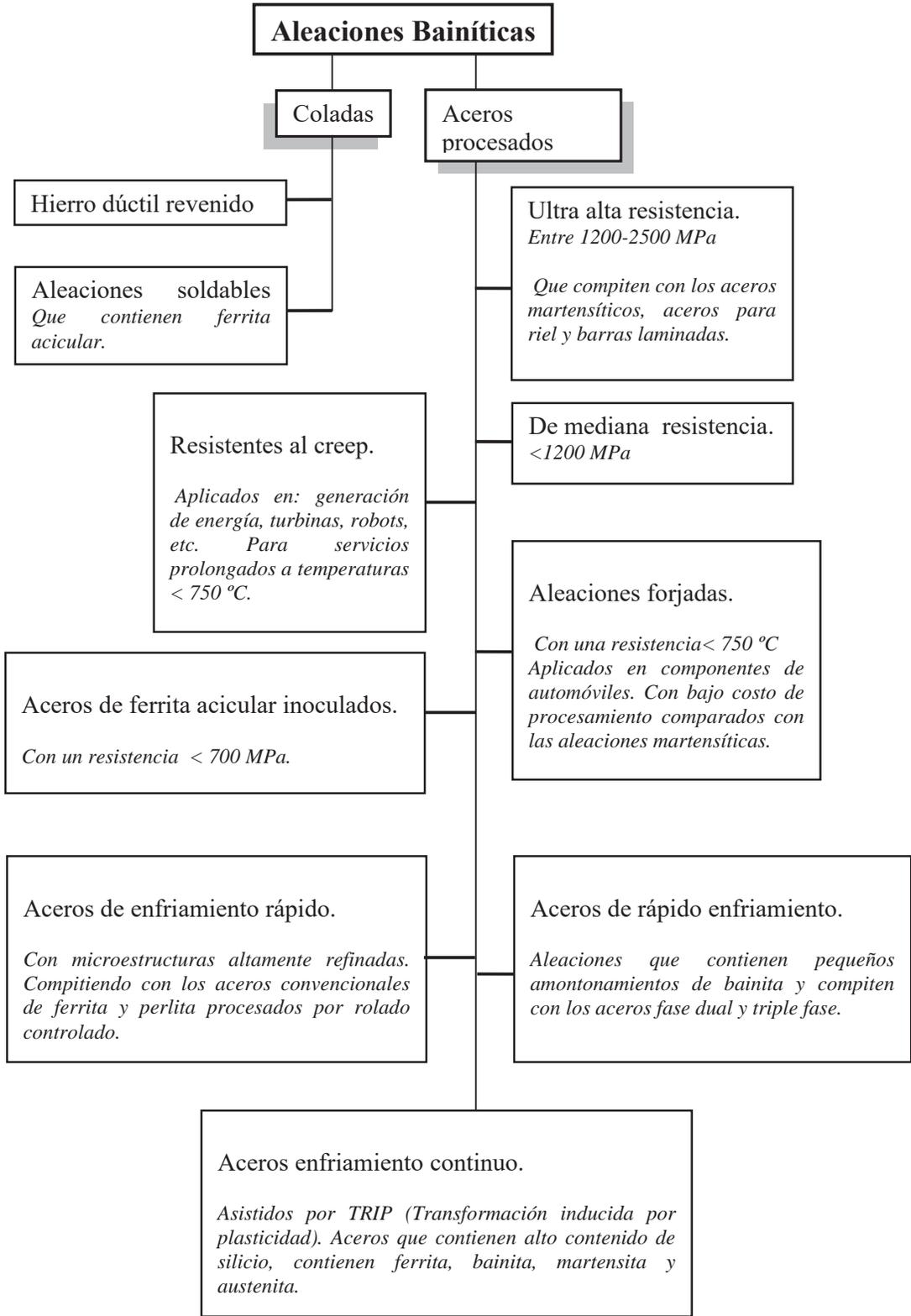


Fig. 1.1. El rango de aceros bainíticos actuales para la comercialización. [4]

1.2 Aceros Bainíticos.

Uno de los descubrimientos metalúrgicos históricos fue el de la bainita, durante el periodo de 1960, aun que en los años treinta antes del descubrimiento de la bainita estaba en muchos aspectos formativos muy lejos de ser un sujeto enteramente metalúrgico. Los detalles de este periodo fueron escritos en varios libros de texto y artículos. Cubriendo la historia de la metalurgia, pero muy pocos merecen ser especialmente mencionados, solamente los artículos que se encuentran indicados entre el periodo de 1920 – 1930. La idea que la martensita era un estado intermedio en la formación de perlita no fue muy aceptado, aunque esto continuo siendo enseñado hasta después de 1920. La controversia del hierro- β , en el cual las propiedades cambian de ferromagnéticas a paramagnéticas en ferrita, las cuales se atribuyen a otras transformaciones alotrópicas del hierro (β), también fue algo que se mantuvo en esos días. La primera evidencia de que una solución sólida es una mezcla íntima de átomos de soluto y solvente fue una simple fase, la cual empezó a surgir en 1921 [4] y esto esclareció que la martensita consiste atómicamente en carbón disperso como una solución sólida intersticial en cristales tetragonales de ferrita. La austenita fue establecida como una fase de estructura cristalina cúbica centrada en las caras (fcc), la cual algunas veces puede ser retenida a temperatura ambiente por un enfriamiento brusco. Bain [4] tenía ya propuesto que la deformación en frío concernía a una red cúbica centrada en las caras, cúbica centrada en el cuerpo o tetragonal centrada en el cuerpo durante la transformación martensítica. Aquí se estableció usando la cristalografía de rayos-x que el temple de la martensita lleva a la precipitación de partículas, o para interconectar carburos si la temperatura de temple fuera bastante alta. La ferrita Widmanstätten se pudo identificar como el crecimiento de los precipitados sobre los planos octaédricos de la austenita madre o primaria. Circunstancias como las anteriores inspiraban a Bain y otros a intentar experimentos de transformación isotérmica. Como el de que la austenita puede ser retenida a temperatura ambiente, fueron estudios claros de los aceros Hadfield los cuales pudieron ser usados por Bain para mostrar que la austenita tiene una estructura cúbica centrada en las caras. Fue aceptado que el incremento en la velocidad de enfriamiento puede llevar a una cantidad mayor de austenita retenida. De echo, se demostró usando técnicas magnéticas que la

austenita en aceros de baja aleación puede existir a bajas temperaturas por instantes antes de que se complete la transformación.

A fines de 1920, Davenport y Bain [4], descubrieron una nueva microestructura consistente de un agregado oscuro al ataque químico la cual fue diferente a la perlita o martensita observada en las muestras de acero (figura 1.2). Ellos originalmente llamaron a esta microestructura “martensita – troostita” creían que era una forma más del comportamiento de la martensita pero después se le incrementó y disminuyó el temple y sucedió una precipitación de carbono. La estructura se reveló más rápido que la martensita al ser atacada, pero más lenta que la troostita (perlita fina). La apariencia de la martensita – troostita de rangos bajos (formado a temperaturas justo por debajo del inicio de la temperatura martensítica) se encontró que era algo diferente de la martensita – troostita de rangos altos formada a temperaturas altas. La microestructura de apariencia inusual y de propiedades prometedoras; se encontró que podía tener más dureza que la dureza de la martensita templada.

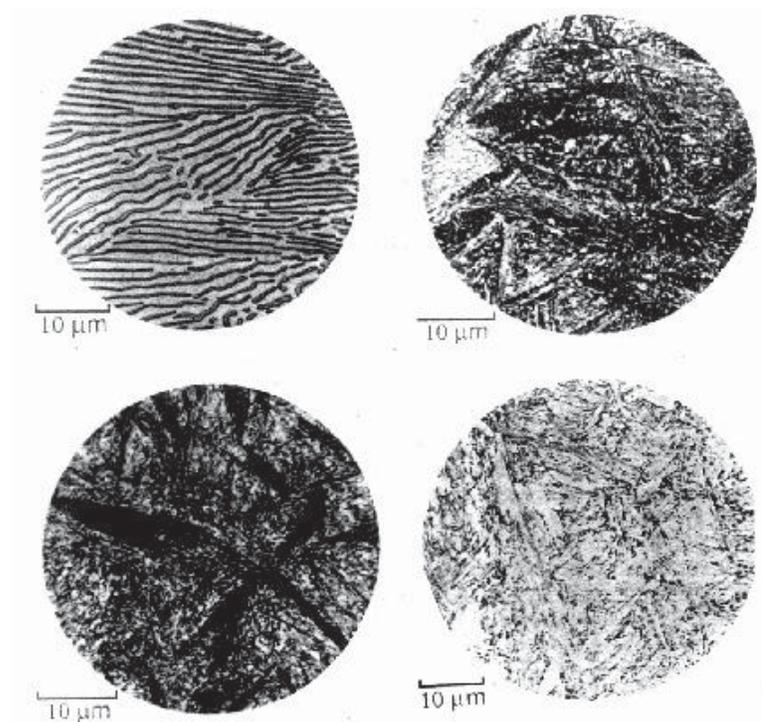


Fig. 1.2 Imagen de un acero eutectoide: a) Perlita formada a 720 °C; b) Bainita obtenida por transformación isotérmica a 290°C; c) Bainita obtenida por transformación isotérmica a 180°C; d) Martensita. Nótese que la bainita atacada es más oscura que la martensita, debido a que la microestructura contiene carburos muy finos. [4]

La palabra “Bainita” fue adoptada en 1934 en honor a E. C. Bain quien la describe como un agregado no laminar de ferrita y carburos la cual es formada en aceros por la descomposición de la austenita [6]. A pesar del optimismo inicial acerca del potencial de los aceros bainíticos, estos tomaron una explotación comercial muchos años después. Los aceros bainíticos no fueron mejores que los aceros martensíticos templados y revenidos, debido particularmente a las partículas de cementita asociadas con la bainita y debido al enfriamiento continuo que se dio en la practica industrial, esto no permitió una practica completa de aceros bainíticos. El uso de aleantes como apoyo dio una estructura mezclada mientras las intensas aleaciones condujeron a cantidades intolerables de martensita. Esto no fue útil para aceros de bajo carbono, Irving y Pickering [4] introdujeron contenidos de boro y molibdeno en aceros de bajo carbono los que dieron una estructura bainítica completa (o total) esto permitió producir cantidades comerciales usando un tratamiento térmico de enfriamiento continuo. Sin embargo, en el mercado de los aceros se denominaron aceros martensíticos de alto esfuerzo, y con mejores propiedades mecánicas bajo los principios de la metalurgia física. Actualmente, los aceros bainíticos comerciales poseen de 0.1 a 0.4% de C, 0.3 a 0.9% de Mn, 0.2 a 0.3% Si, y otros elementos de aleación que pueden ser Ni, Cr, Mo, B los cuales afectan el diagrama TTT para los aceros bainíticos como se muestra en la Figura 1.3. [6], la cual ilustra que la bainita puede ser formada sobre un gran rango de velocidades de enfriamiento con un pequeño cambio en la temperatura de transformación.

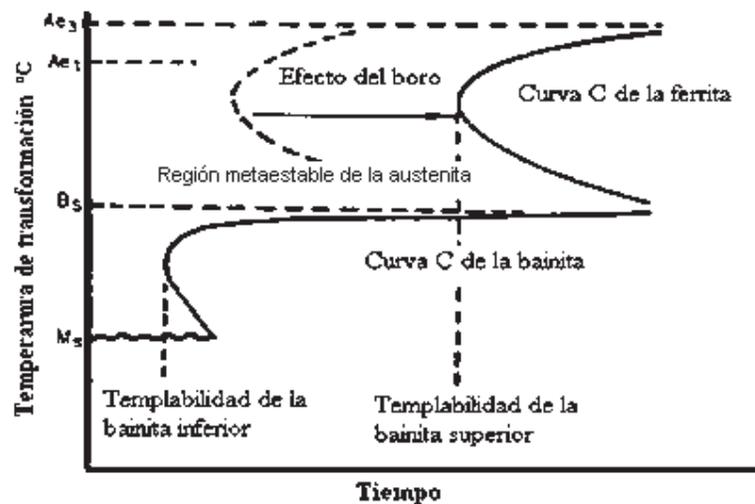


Fig.1.3 Esquema del diagrama TTT que muestra las transformaciones requeridas para la obtención de un acero bainítico de bajo carbono y $\frac{1}{2}Mo$ [6].

La Tabla 1.1 enlista algunos ejemplos de aleaciones más comerciales, normalizados, que han sufrido una transformación casi completa a bainita con algunas trazas de martensita y otras fases residuales. La lista de aleaciones no muestra un rasgo notable o particular diferencia en sus composiciones químicas. Esta impresión puede ser engañosa debido a que cada acero tiene distintas propiedades mecánicas [4]. Toda la concentración de los elementos de aleación son muy importantes incluso los que se les considera como elementos traza por que pueden determinar los detalles de la microestructura cuando son procesados por tratamientos termomecánicos para su manufactura.

Tabla 1.1 Muestra la composición química en (% en peso) de aceros bainíticos actuales. El informe es que son bastante similares en composición con respecto a la adición de los principales elementos de aleación, aun que son significativamente diferentes con respecto a la concentración de carbón y los elementos traza. El proceso de fabricación es de vital importancia para dar una variación en las propiedades a pesar de la similar composición química. [4].

No.	C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr	Nb	Ti	B	Al	N	Otros	Tipo de acero.
1	0.100	0.25	0.50	-	0.55	-	-	-	0.0030	-	-	-	Bainítico puro.
2	0.039	0.20	1.55	0.20	-	-	0.042	0.015	0.0013	0.0030	0.030	-	Bainítico de enfriamiento rápido.
3	0.081	0.25	1.88	0.20	0.09	-	0.045	0.016	-	0.025	0.028	-	Bainítico de enfriamiento rápido.
4	0.110	0.34	1.51	-	-	-	0.029	-	-	-	-	-	Bainítico de enfriamiento rápido.
5	0.100	0.25	1.00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	Bainítico fase dual.
6	0.040	-	0.40	-	-	-	-	-	-	0.05	-	-	Triple fase.
7	0.150	0.35	1.40	-	-	-	0.022	0.011	-	0.035	-	-	Bainítico fase dual.
8	0.120	1.50	1.50	-	-	-	-	-	-	0.045	0.0035	-	Asistido por TRIP.
9	0.020	0.20	2.00	0.30	0.30	-	0.060	0.020	0.0010	-	0.0025	-	ULCB.
10	0.028	0.25	1.75	0.20	-	0.30	0.100	0.015	-	0.030	0.0035	Cu 0.3, Ca 0.004	ULCB.
11	0.080	0.20	1.40	-	-	-	-	0.012	-	0.002	0.0020	O 0.0017	Ferrita acicular, TiOx.
12	0.080	0.20	1.40	-	-	-	-	0.008	0.0015	0.038	0.0028	-	Ferrita acicular, TiB.
13	0.080	0.20	1.40	-	-	-	-	0.019	-	0.018	0.0050	-	Ferrita acicular, TiN.
14	0.15	0.80	1.40	-	0.020	-	-	-	-	-	-	V 0.15	Forjado (alto esfuerzo).
15	0.09	0.25	1.00	0.50	1.00	-	0.10	0.02	0.002	0.04	0.006	-	Forjado (100% Bainítico).
16	0.09	0.40	1.40	-	-	-	0.007	-	-	0.04	0.010	V 0.06	Forjado (Nb+V).
17	0.09	0.25	1.40	-	-	-	0.007	0.02	0.002	0.04	0.006	-	Forjado (Nb+B).
18	0.012	-	1.60	-	-	-	0.08	-	0.004	-	-	-	Templados.

1.3 Influencia de los elementos de aleación.

Los elementos de aleación pueden afectar grandemente el comportamiento de un acero, ya sea en cuanto a sus propiedades mecánicas, físicas etc. Sin lugar a duda en el caso específico de las propiedades mecánicas afectan en la transformación de las fases las cuales van a repercutir dichas propiedades, existen algunos que son estabilizadores de la fase ferrita (fcc) y otros que estabilizan la austenita, esto se puede observar en el diagrama de fases para las aleaciones de hierro las cuales pueden presentar estas fases a temperatura ambiente, pero existen otras fases como la bainita, la cual se debe de formar por recalentamiento del material (acero de bajo carbono), y que sin lugar a duda, los elementos de aleación juegan un papel muy importante. Los elementos de aleación influyen principalmente en las siguientes propiedades: (1) incrementan la templabilidad (o esfuerzo en una gran sección), (2) reducen la distorsión debida al tratamiento térmico, (3) proporcionan una mejora en la tenacidad principalmente en el nivel de dureza, (4) incrementan la resistencia a la abrasión nivelando la dureza, (5) el esfuerzo y la dureza incrementan a elevadas temperaturas [6]. La Tabla 1.2 muestra el efecto de varios elementos de aleación sobre algunas propiedades específicas [6].

Tabla 1.2 El efecto de los electos de aleación sobre unas propiedades especificas [6].

Propiedades	Elementos (efecto de los elementos en forma decreciente)
Templabilidad.	Mn, Mo, Cr, Si, Ni, V
Distorsión mínima.	Mo (con Cr), Cr, Mn
Tenacidad.	Ni, V, W, Mo, Cr
Resistencia al desgaste.	V, W, Mo, Cr, Mn
Dureza.	W, Mo, Co, V, Cr, Mn

Dependiendo del tipo de acero o aleación que se trate puede existir una interacción mutua entre dos o más elementos, formando algún tipo de precipitado, como pueden ser los carburos, intermetálicos, boruros, entre otros. Pero también pueden estar presentes en solución sólida, algunos de los elementos que pueden encontrarse presente

en solución sólida se muestran en la Fig. 1.4 la cual muestra el efecto de estos sobre la dureza.

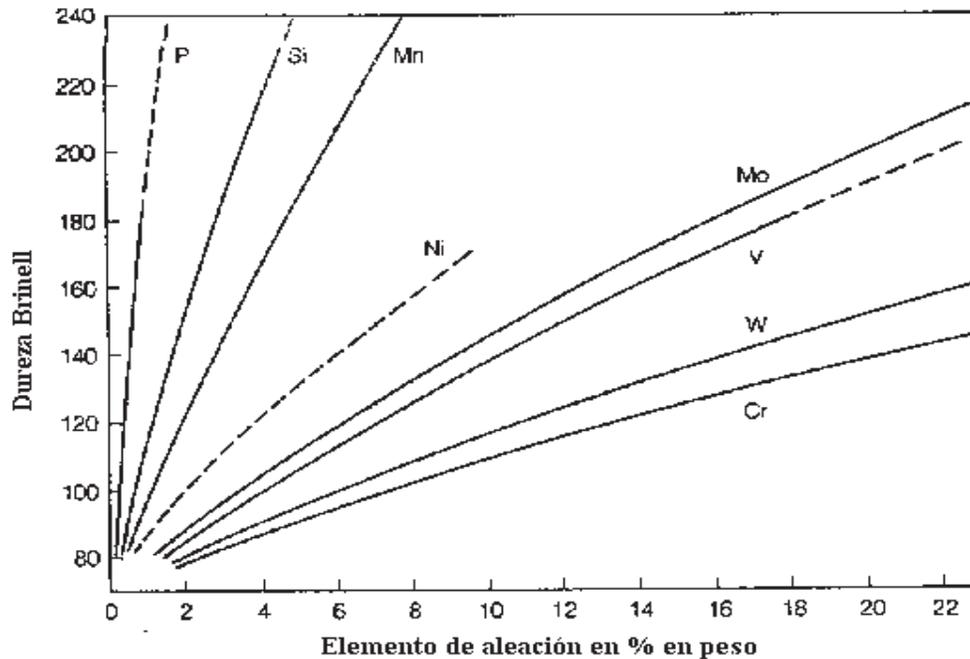


Fig. 1.4 Muestra el efecto de endurecimiento por solución sólida de varios elementos de aleación [6].

El contenido de los elementos de aleación e impurezas o elementos residuales son muy asociados con las fases austenita, ferrita y cementita. El efecto combinado de los elementos de aleación con algún tipo de tratamiento térmico puede producir enormes variedades de propiedades y microestructuras, como puede ser la estructura de la bainita u otras, que son estructuras diferentes a las de los aceros sin alear o al carbono (perlita sorbita, etc.) esto considerando que se trate de aceros con el mismo contenido de carbono.

Por ejemplo, un acero ordinario o al carbón con un 0.30% del mismo es perlítico, y en cambio uno de 0.30% de carbono, 1.25% de cromo, 5% de níquel y 0.60% de molibdeno es martensítico [7]: de esto se entiende que si calentáramos los dos aceros hasta una temperatura de 850°C seguidos de un enfriamiento al aire libre, el acero al carbón aparecería con una estructura perlítica en cambio el aleado tendría una estructura martensítica.

1.3.1 Modificación del diagrama TTT por los elementos de aleación.

La teoría marca que los elementos de aleación influyen en el inicio de las curvas en los diagramas tiempo temperatura transformación (TTT, los cuales describen el tiempo requerido a cualquier temperatura para que inicie y terminé la transformación de fase) [8], para una amplia gama de aceros de bajo y medio carbón, aceros ternarios Fe-C-Mn e incluso para aceros cuaternarios de bajo carbón.

La predicción de la templabilidad de los aceros ha sido una de las primeras metas de la metalurgia ferrosa [9]. La predicción de los diagramas TTT se basa principalmente en los aceros de bajo y medio carbón por sus aplicaciones estructurales y es la cinética y el crecimiento de la fase ferrítica que determina la templabilidad de tales aceros. Aun con los adelantos recientes sobre el refinamiento de grano todavía no se llena el campo de la investigación sobre la cinética de descomposición de la austenita ya que en algunos aceros la transformación inicia en cuestión de segundos mientras que otros no muestran ningún cambio en semanas e incluso en meses de permanencia isotérmica en ciertos rangos de temperatura subcritica [9]. Además, para algunas aleaciones el diagrama TTT inicia con una forma “C” simple sobre M_s , mientras que otras aleaciones exhiben una forma “C” doble, dando lugar a una bahía (ver figura 1.5). Las cinéticas lentas son asociadas con la forma de bahía y es un área de gran interés para los aceros aleados.

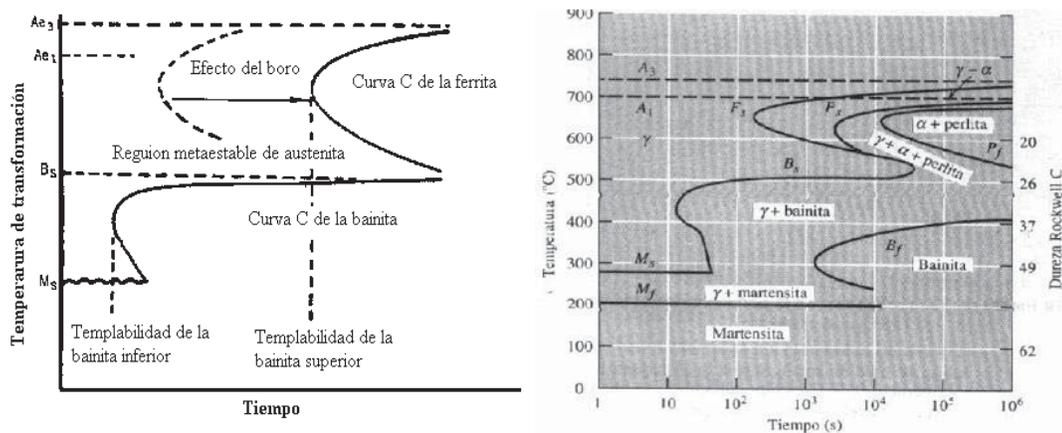


Fig. 1.5 Muestra diagramas TTT, a) Diagrama TTT con forma “C” simple, b) Diagrama TTT con forma “C” doble o de bahía [6, 8].

De forma particular el boro puede tener una gran influencia en las características de transformación sobre los aceros bainíticos y aceros de bajo carbono. El boro retarda la nucleación heterogénea de la ferrita alotrópica a la superficie del grano austenítico, a un grado mayor que el de la bainita (Fig. 1.6) [4]. Los contenidos de boro en los aceros que se someten a un enfriamiento continuo permiten obtener una estructura completamente bainítica. Con la presencia de boro en los aceros se debe de tener cuidado con la adición de otros elementos (o cantidades de los elementos) como el manganeso promueven la templabilidad de la martensita y favorecen a la formación de una estructura mezclada de bainita y martensita o retardar el efecto de la recristalización.

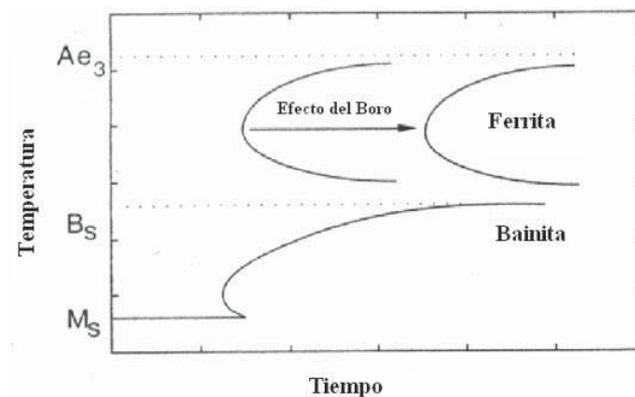


Fig. 1.6 Muestra el efecto del boro, se observa que tiene un mayor efecto sobre la transformación de la ferrita alotrópica comparado con la de la bainita [4].

El boro puede encontrarse segregado en los límites de grano austeníticos reduciendo con esto su energía libre. Algunas observaciones indican que la segregación del boro disminuye con la temperatura de temple y que la deformación induce la segregación sobre los límites originales (Fig. 1.7) [10].

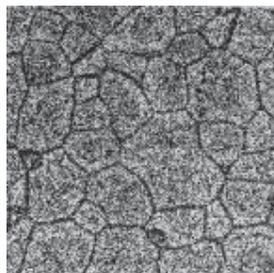


Fig.1.7 Micrografía que revela la distribución del boro revelada por PAT (particle tracking autoradiography) de un acero con B-Nb con una temperatura de temple a 1200°C [10].

En base a una diversidad de estudios se ha encontrado que el boro solo es efectivo para incrementar la templabilidad cuando se presenta en solución sólida y no cuando precipita en forma de óxidos o nitruros (Fig. 1.8) [4].

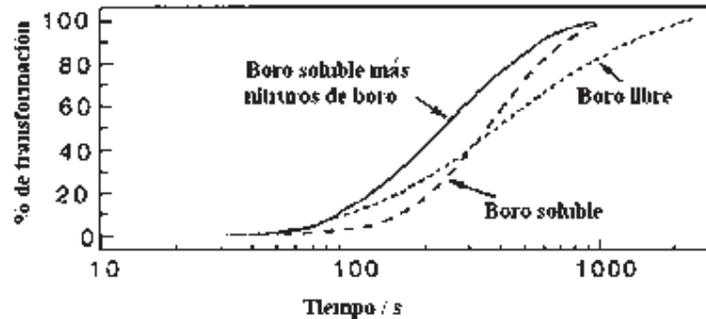


Fig. 1.8 Datos experimentales para tres aceros. La velocidad de reacción es baja en la muestra que contiene boro en solución y rápida en una que contiene nitruro de boro, comparada con el acero de boro libre [4].

Con esta base podemos obtener un acero de bajo carbono con propiedades mecánicas mejoradas y una estructura total o casi enteramente bainítica ya que las demás fases quedarían inhibidas con el control en el método de procesamiento y los elementos de aleación.

1.4 Fases en el acero.

En 1970 se debatió sobre el mecanismo de transformación de la bainita que fue involucrado con la definición de la bainita, los cambios en el tiempo de la reacción bainítica, el mecanismo de crecimiento de la ferrita como componente de la bainita y la fuente de la precipitación de carburos [11]. Aunque los constituyentes de la perlita y la bainita son los mismos, existe una gran diferencia ya que la perlita (constituida por ferrita y cementita) comúnmente crece a partir de una transformación de la fase de austenita. El crecimiento de las fases cementita y ferrita y sus composiciones son complementarios, puesto que el carbono no puede ser incorporado por la ferrita este es incorporado en la cementita. En contraste con la bainita la cual ocurre en etapas separadas, primero es el crecimiento de la ferrita, seguido por la precipitación de carburos [4]. La bainita también difiere de la perlita en que puede encontrarse u obtenerse a diferentes temperaturas de tratamiento dando lugar a morfologías diferentes, la primera que se forma es de 500° a 550° [7] con un aspecto arborescente y

esta constituida de una matriz ferrítica conteniendo placas discontinuas de carburos que tienden a tener una orientación paralela a la dirección de las agujas de la propia bainita (Fig. 1.9). La bainita inferior es formada en el rango de temperaturas de 250° a 400° [7] la cual tiene un aspecto acicular bastante parecido a la martensita (Fig. 1.10) esta microestructura esta constituida por agujas alargadas de ferrita que contienen delgadas placas de carburos las cuales son paralelas entre si.

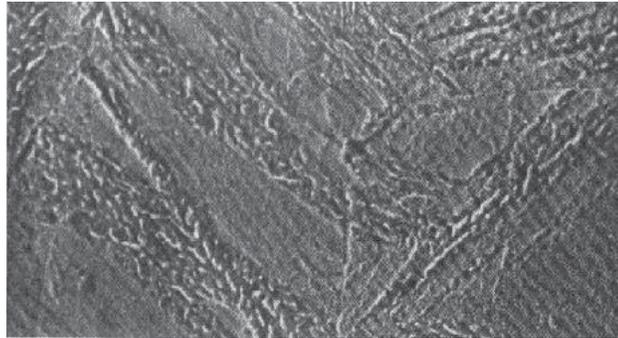


Fig. 1.9 Micrografía a 12000X la cual muestra bainita superior de un acero eutectoide obtenida por transformación isotérmica a 520° [7].

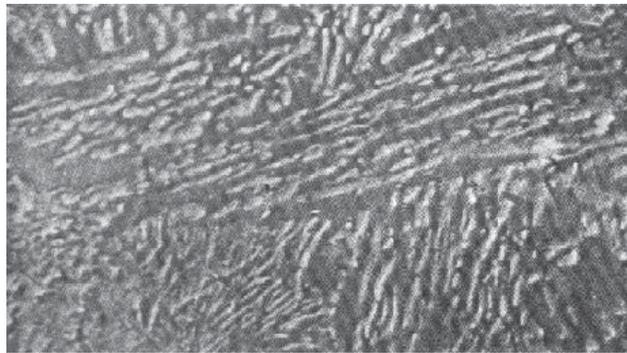


Fig. 1.10 Micrografía a 1200X la cual muestra bainita inferior de un acero eutectoide obtenida por transformación isotérmica a 275° [7].

Las propiedades de la bainita pueden depender de la gran cantidad de dislocaciones que se generen producto de la transformación o medio de transformación, algunas investigaciones revelan que la cantidad de dislocaciones es alta, por ejemplo en muestras tomadas por microscopia electrónica de transmisión revelaron una densidad de dislocaciones de aproximadamente $\rho_d \cong 4 \times 10^{14} m^{-2}$ para una aleación tratada a

$B_s \cong 650^\circ C$ esta comparada con la densidad de la ferrita alotrimorfica obtenida a $800^\circ C$ en una muestra de acero fue de $\rho_d \cong 0.5 \times 10^{14} m^{-2}$ [15]. De lo anterior se puede notar que la bainita contiene significativamente más dislocaciones que la ferrita alotrimorfica cuando obtienen su forma a una temperatura similar, aunado a esto la textura cristalográfica obtenida a consecuencia de la transformación austenítica también influye en las propiedades. El crecimiento de la bainita a menudo se da en forma de clusters llamadas colonia de placas, con una pequeña orientación entre las placas dentro de alguna colonia.

En un acero predominará la fase que se encuentre en mayor proporción, y generalmente existirán fases residuales debido a una transformación incompleta, en este caso de la austenita a perlita, por lo tanto, existirá un acero con fase predominantemente bainítica pero con austenita residual, la cual puede transformarse a martensita por la inestabilidad que presenta a bajas temperaturas. Esto dependerá de los elementos de aleación que estabilizan la austenita, de la energía libre y del porcentaje de carbón.

1.4.1 Bainita superior.

La microestructura bainítica juega un papel muy importante para el incremento del desarrollo de nuevos aceros y la mejora de sus propiedades. Sin embargo, la transformación bainítica completa depende de las características de la austenítica (fase de la cual se obtiene la bainita) y de los elementos de aleación, así como de la temperatura y la velocidad de enfriamiento [12]. La bainita superior, la cual esta compuesta de placas finas de ferrita y partículas de cementita (carburos precipitados) distribuidas entre las placas es significativamente diferente de la perlita, pero pueden coexistir a una temperatura determinada, la escala del constituyente ferrítico entre ambas fases difiere en un orden de magnitud (Fig. 1.11) [7]. Se puede notar que la ferrita en bainita consiste de placas de diferente orientación, mientras la ferrita en perlita es un cristal simple, para este ejemplo se remarca un punto de diferencia entre la perlita y bainita como es una diferencia entre un frente de crecimiento plano y un crecimiento como de agujas. Por otra parte, la precipitación de carburos generalmente esta acompañado de un crecimiento de bainita superior en la temperatura de transformación y su formación reduce la concentración de carbono en la austenita residual, con lo cual se puede inhibir la formación de ferrita secundaria o martensita

como fases residuales, transformadas a partir de la austenita residual y que depende del contenido de carbón en la austenita y de la composición de la aleación [4].

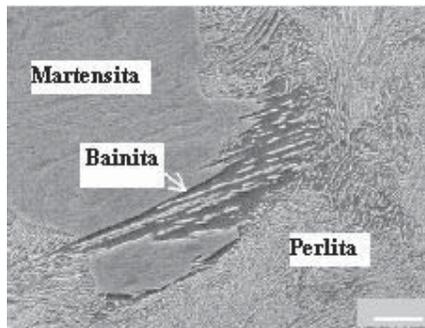


Fig. 1.11 Ilustra la coexistencia de las fases de perlita y bainita en aceros de 0.5% de carbono transformados a 450°C: la escala de la constituyente ferrita difiere por un orden de magnitud [4].

1.4.2 Bainita inferior.

La bainita inferior también puede consistir de agregados no laminares de ferrita y dos clases de carburos. Como en la bainita superior, allí existen precipitados de austenita enriquecida en carbón. Los precipitados son como placas de carburos dispersos dentro de placas de ferrita. Una observación común es que estos carburos precipitan en una sola variante cristalográfica dentro de las placas de ferrita, mientras que la martensita revenida conlleva una precipitación de cementita muy variante (fig. 1.12) [4].

1.5 Tratamiento termomecánico.

Los tratamientos termomecánicos (TMT) o procesamientos termomecánicos (TMP) son una clara aplicación de los principios de metalurgia física los cuales involucran una combinación de tratamientos térmicos, deformación plástica y una transformación de fase dentro de un simple proceso de deformación en caliente (ejemplo rolado, forjado o extrusión), dentro del cual se pueden tener un control de la estructura, morfología y tamaño de grano de la fase madre (austenita), y por ende el subsiguiente grano en la transformación de fases (como la ferrita, perlita o bainita), así como en la interacción de las dislocaciones y los precipitados (ejemplo carburos o carbonitruros), lo cual puede resultar en un control de las propiedades mecánicas para los aceros de baja aleación con la inspección en la filosofía de la aleación y el diseño del TMT [13, 14].

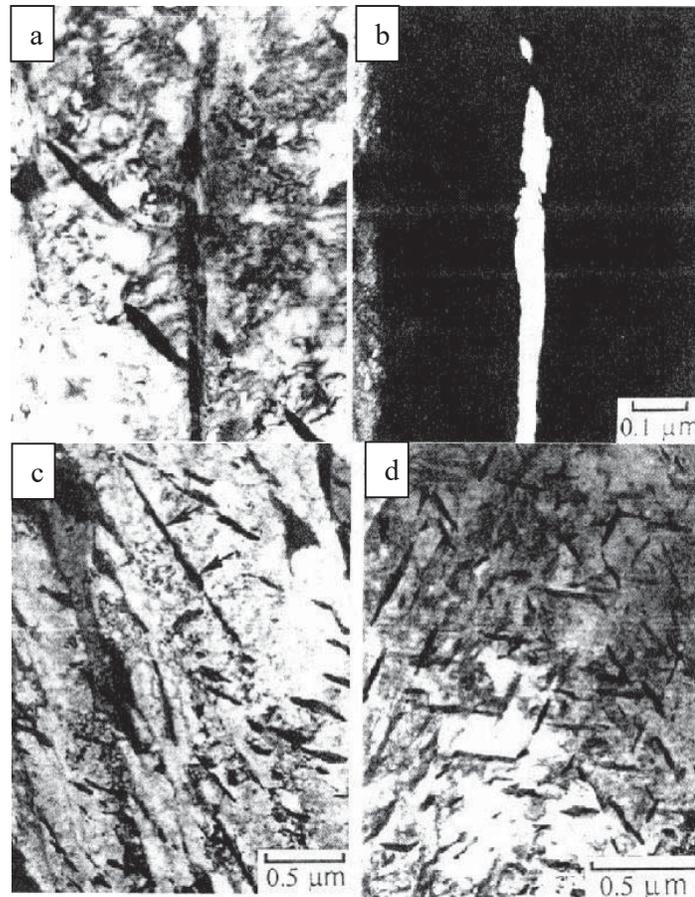


Fig. 1.12 Imagen de una aleación Fe-0.3%C-4.08%Cr. a) bainita inferior obtenida por transformación isotérmica en un periodo de tiempo corto (435°C, 10 min). Muestra partículas de cementita dentro de las plaquetas pero no entre las plaquetas. b) imagen correspondiente a campo oscuro muestra una película de austenita entre las placas de ferrita bainita. c) Muestra obtenida después de un tratamiento térmico prolongado a una temperatura de transformación isotérmica, que causa la precipitación de carburos entre las placas de ferrita. d) Precipitación de carburos en martensita revenida [4].

El objetivo es alcanzar un refinamiento microestructural que pueda producir ultra altos esfuerzos, aumentar la ductilidad, tener gran dureza, como por ejemplo en los aceros microaleados de Nb-Ti, en los cuales se aplicó un TMT variando la temperatura de recalentamiento y los porcentajes de deformación obteniéndose un tamaño de grano de 55, 36 y 12 μm para una deformación de 30, 40 y 50%, respectivamente [15], de lo que se puede concluir que el tamaño de grano recrystalizado disminuye con el incremento en el porcentaje de deformación (fig. 1.12).

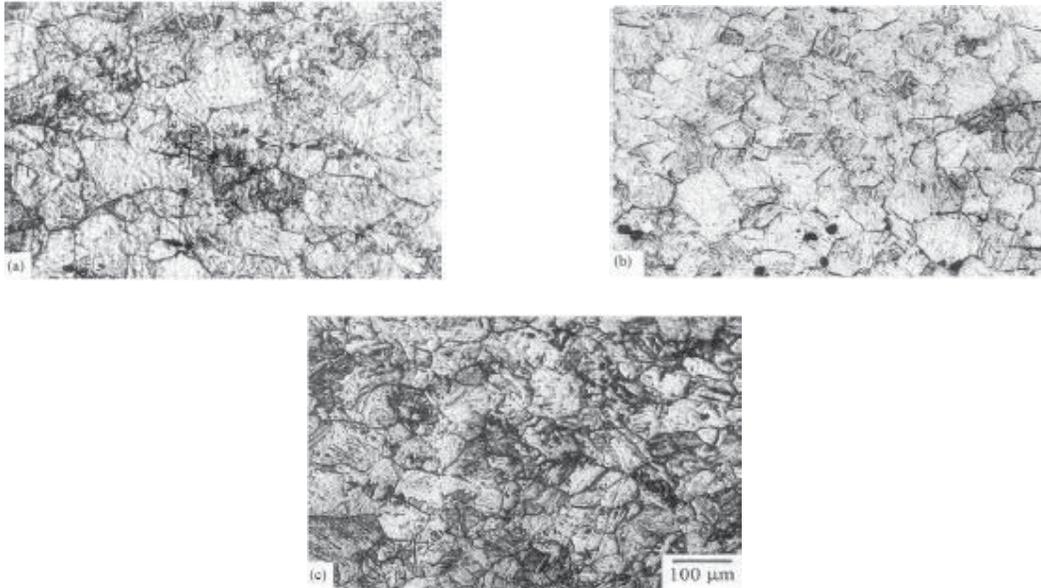


Fig. 1.13 Microestructura del grano austenítico recrystalizado mediante la deformación a 1150°C: a) 30%; b) 40%; c) 50% de reducción [15].

En los TMT la deformación puede darse de tres formas dependiendo de la temperatura de laminación, en el primer caso la deformación se da completamente antes de la transformación austenítica que se considera un tratamiento a alta temperatura. En el segundo caso la transformación ocurre durante la transformación de la austenita en la cual existen carburos esferoidales dentro de una matriz ferrítica formados durante la deformación de la austenita metaestable; y en el tercero la deformación ocurre después de la transformación austenítica que se considera como trabajado en frío de la martensita previo al revenido. En los aceros de baja aleación y bajo carbono se pueden mejorar significativamente las propiedades mecánicas por un buen diseño de procesamiento termomecánico tomando en cuenta los casos anteriores, con lo que se puede obtener un efecto en el tamaño de grano final.

Sin lugar a duda las propiedades mecánicas de los aceros microaleados pueden ser atribuidas a su microestructura final. En los aceros ferrítico-perlíticos los parámetros más importantes sobre el control de la microestructura y propiedades son: 1) la composición de la aleación así como los elementos no deseables (impurezas), 2) la fracción de volumen de las impurezas no metálicas, 3) el tamaño de grano de la ferrita y el tamaño de las colonias de perlita, 4) el espaciamiento interlaminar de la perlita 5) el incremento de los precipitados obtenidos por la adición de microaleaciones. Por otra parte los altos niveles de tenacidad de los aceros bainíticos es más tolerante a los

defectos e imperfecciones que se obtienen durante su manufactura o que son creados durante el servicio por fatiga o desgaste. Predominantemente la microestructura bainítica presenta mayor dureza que la microestructura ferrítica-perlítica convencional o inclusive de la microestructura mezclada de ferrita-perlita y bainita [14]. Lo anterior puede ser atribuido a una relación apropiada de la temperatura con los efectos del proceso de la transformación austenítica, ya que por efectos del TMT se presentara una recristalización dinámica durante la deformación dentro del rango de la austenita, seguida de la formación isotérmica de la bainita, y que a temperatura ambiente se deberá conservar esta estructura con un tamaño de grano recristalizado fino.

1.5.1 Recristalización dinámica.

El proceso de recristalización del grano austenítico que es formado durante la operación de rolado en caliente comúnmente se le llama recristalización dinámica, que resulta en un refinamiento estructural del acero y generalmente ocurre una deformación plástica dentro de la zona austenítica (se da a elevadas temperaturas, en procesos de soldadura, forjada o extrusión) dentro del cual ocurre un proceso de restauración o recuperación de la fase deformada (γ). Este término (dinámico) es empleado para diferenciarse entre el proceso de recristalización estática, que se realiza después de un trabajado en frío como eliminación de esfuerzos ambos ofrecen diferentes características o cambios microestructurales. Dentro de la deformación a altas temperaturas de los aceros de baja aleación que son deformados relativamente a altas temperaturas en la fase austenítica la cual es caracterizada por un endurecimiento debido a un incremento en la densidad de dislocaciones, seguido por una recuperación dinámica y finalmente un recristalización dinámica donde el aumento en la densidad de dislocaciones disminuye debido a la nucleación y crecimiento de los granos recristalizados durante la deformación [16]. Pueden ofrecer buenas propiedades mecánicas debido a que se incrementa la dureza de los aceros sin sacrificar la ductilidad lo que resultará en aceros resistentes a altos esfuerzos.

Este proceso es importante debido a que: (1) disminuye el flujo de esfuerzos en el material, (2) conduce una deformación con facilidad, y (3) tiene un efecto sobre el tamaño de grano y la textura del material trabajado [6].

Por otra parte la recrystalización puede ser influenciada no solo por la deformación, sino también por la temperatura y la composición de la aleación, es decir los elementos de aleación, específicamente todos estos afectan el inicio de la recrystalización excepto el carbón, y el que influencia más drásticamente es el niobio (fig. 1.14) [16].

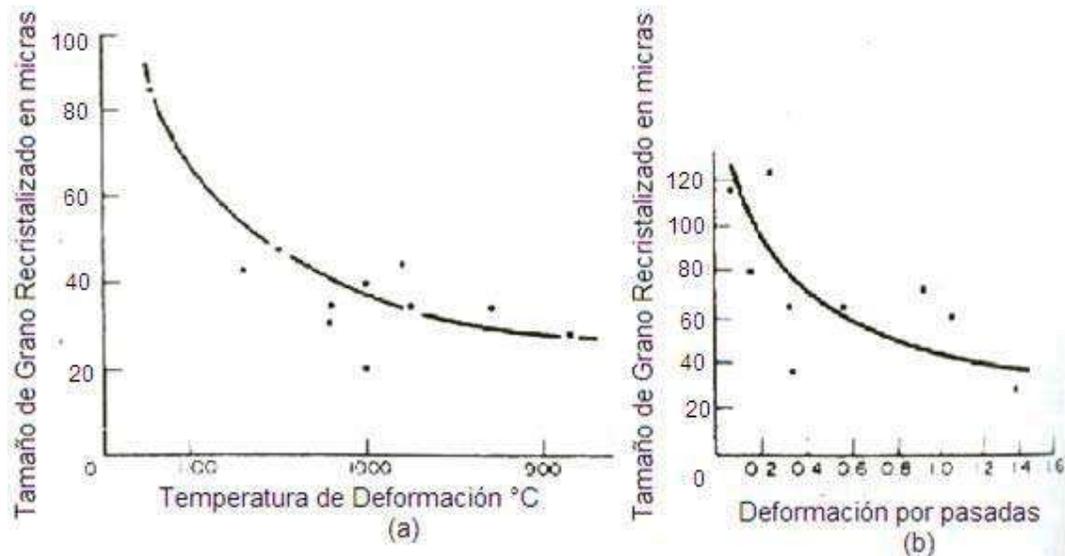


Fig. 1.14 Muestra el efecto sobre el tamaño de grano en un acero con 0.05%Nb para (a) la temperatura de deformación y (b) reducción por pasadas. Deformación total aproximadamente de 60% en deformación por multipasadas [6].

1.5.1.1 Evolución de la microestructura.

La microestructura obtenida por recrystalización dinámica es bastante diferente de la microestructura desarrollada durante la recrystalización estática después del trabajado en frío con el fin de eliminar esfuerzos producto de la deformación. El proceso de recrystalización dinámica se refiere a la operación simultánea de recrystalización durante la deformación, y que se da por la nucleación y crecimiento de los nuevos granos que preferentemente se nuclea en los límites de grano de la austenita primaria (Fig. 1.15b), seguido por un mecanismo de crecimiento, dando lugar a una estructura de tipo collar ya que los granos recrystalizado se unen unos con otros hasta que el límite de grano austenítico lo permite o el volumen del mismo, este proceso es repetitivo hasta obtener una recrystalización completa (Fig. 1.15 d y e). La estructura final obtiene una mejora en las propiedades mecánicas finales, por lo que puede aplicarse a una diversidad de condiciones las cuales tengan las características de influir gran cantidad

de esfuerzos, tal es el caso de la aplicación al desgaste, es decir cuando el material o acero sufre deterioro por el contacto con otro material o por el medio ambiente, como por ejemplo los aceros utilizados en los rieles de ferrocarril que están expuestos al desgaste por rodamiento deslizamiento.

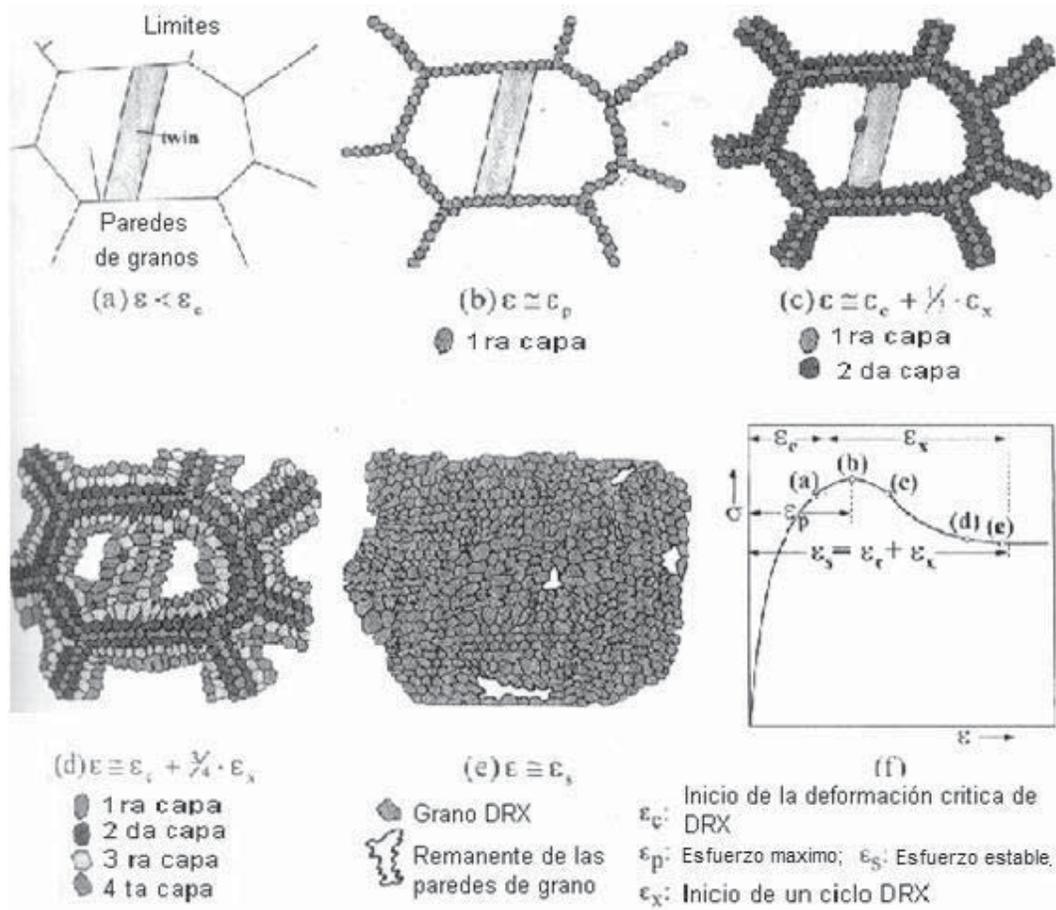


Fig. 1.15 Evolución de una microestructura por formación consecutiva de rebordes de granos. (a) para una deformación debajo de ϵ_c la microestructura consiste solo de pares de granos con granos de recristalización dinámica. (b) un primer reborde fue formado en los límites de grano primarios. (c) un segundo reborde expande el volumen de la evolución de recristalización dinámica dentro del interior del grano. (d), (e) expansión del volumen que consumen el interior del grano. (f) curva de frecuencia correspondiente [6].

1.6 Comportamiento al desgaste.

El desgaste de los aceros es caracterizado como un proceso destructivo por un fenómeno complejo en el cual ocurre un deterioro superficial (daño superficial) en una operación industrial (en un contacto mecánico) [17-18], el cual se puede presentar frecuentemente en elementos de máquinas tales, como engranes, cojinetes, levas y en

general en componentes que estén en contacto deslizante. Este tipo de sistemas no está involucrado en partes que sufren desgaste por algún proceso de troquelado de metales los cuales tienen que ser cortados, ni en desgaste por procesos de abrasión. Lo anterior puede relacionarse con una descripción cualitativa de los mecanismos en lugar de las teorías cuantitativas de velocidades de desgaste. Sin embargo, son ejemplos que se deben de tomar para el desgaste de los aceros.

Las primeras investigaciones sobre el desgaste por deslizamiento entre metales datan de 1950, las cuales fueron realizadas como ensayos sin lubricación, principalmente por que los estudios se facilitan más en ausencia de lubricación hidrodinámica, además de ser las exigencias que los programas nucleares de ese tiempo requerían.

De 1955 a 1965, Archard, Hirst, Kerridge, Lancaster y Welsh [4-8] demostraron dos condiciones de desgaste sin lubricación a las que ellos llamaron *severo* y *medio*. En el desgaste severo, el contacto deslizante causa rugosidad en la superficie y los fragmentos de material que se desprenden producto del desgaste son metálicos con dimensiones lineales de 10 a 100 μm , ocasionalmente incrementando hasta 1 mm. En el desgaste medio, la superficie es alisada debido al contacto y los fragmentos de desgaste son principalmente hojuelas de óxido con dimensiones de 0.01 a 1.0 μm . En las condiciones de sus ensayos, la transferencia adhesiva de metal de una superficie a otra era con frecuencia la primera etapa a la degradación a fragmentos de desgaste. Por esta razón, estas formas de desgaste han sido llamadas *desgaste adhesivo*.

Posteriormente, Suh y colegas [38] estudiaron condiciones de desgaste sin lubricación donde los fragmentos de desgaste son producidos por alisamiento superficial y sin transferencia, así mismo el que lidero el trabajo realizado fue Quinn en el que se han producido desgaste sin transferencia y fragmentos de desgaste oxidados. Las teorías de estos grupos se han convertido en lo que conocemos como desgaste por delaminación y desgaste por oxidación respectivamente.

Los estudios de Archard y Hirst establecen que después de un periodo inicial de ensayo, la velocidad de cambio en volumen de desgaste con la distancia se hace constante y proporcional a la carga que presiona las dos superficies en contacto. La constante de proporcionalidad k , llamada también el coeficiente dimensional de desgaste, es una

medida útil del comportamiento del proceso de desgaste. El rango de k que puede ser calculado de mediciones de desgaste bajo condiciones de deslizamiento sin lubricación y con lubricación se muestra en la siguiente Fig. 1.15.

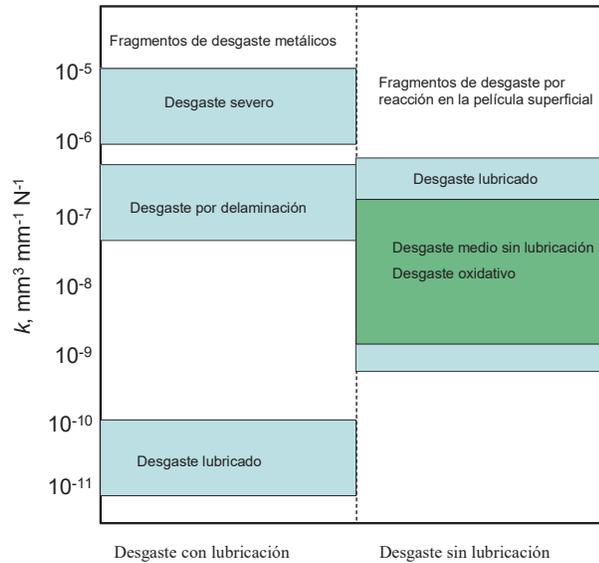


Fig. 1.16 Coeficientes de desgaste acero sobre acero para contacto deslizante con y sin lubricación [38].

De lo anterior podemos concluir que el desgaste por deslizamiento sin lubricación puede iniciar con un desgaste severo para periodos de tiempo cortos y este se puede hacer constante dependiendo de la carga entre las superficies en contacto y con respecto a un periodo de tiempo más prolongado, ya que puede ocurrir la formación de un capa de óxido, la cual dependiendo de las características mecánicas inhibirá por un periodo de tiempo el desgaste de las superficies, con el paso del tiempo esta capa de óxido se fragiliza volviéndose quebradiza y exponiendo nuevamente al desgaste de las superficies.

1.7 Aplicaciones.

Los aceros bainíticos podrían competir en el mercado de aceros con una resistencia menor de 1000 MPa y con una concentración de aleación menor del 2% en peso. Sin

embargo, hay que ser cuidadoso a la hora de diseñar una aleación con el fin de obtener la microestructura adecuada. De hecho, aceros con una templabilidad inadecuada transforman a ferrita alotriomórfica. La formación de ferrita alotriomórfica puede ser evitada añadiendo a aceros bajos en carbono y poco aleados, pequeñas cantidades de boro, el cual aumenta la templabilidad de la bainita, y molibdeno. Por otro lado, en la presencia del boro, cualquier otro elemento aleante debe ser mantenido en concentraciones suficientemente bajas para evitar la formación de martensita. La composición típica de un acero que transforma a bainita con algunas trazas de martensita mediante un tratamiento térmico de normalizado podría ser la siguiente: Fe-0.1C-0.25Si-0.50Mn-0.55Mo-0.003B % en peso [5].

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

La variedad de aceros bainíticos disponibles en el mercado, incluyen aceros bainíticos ultra-altos en carbono con una alta soldabilidad, aceros de muy alta resistencia que compiten con los aceros martensíticos templados y revenidos, aceros resistentes a altas temperaturas usados durante décadas en las centrales nucleares, aceros forjados mejores que los martensíticos, pues requieren mucho menos procesamiento, aceros inoculados en los cuales, la bainita nuclea intragranularmente produciéndose una microestructura caótica (heterogénea) resistente a la propagación de grietas, etc. Los aceros de muy alta resistencia están compuestos de una mezcla de ferrita, bainita, martensita y austenita retenida. Su templabilidad puede ser mejorada añadiendo a su composición manganeso, cromo y níquel. Generalmente presentan una gran concentración en silicio que evita la formación de cementita. Los aceros de alta resistencia son producidos con una muy baja concentración de impurezas e inclusiones, luego son muy susceptibles a la formación de partículas de cementita, las cuales deben ser evitadas o reducidas en tamaño.

Aceros de resistencia media con la misma microestructura, pero reduciendo el contenido de la aleación, son utilizados en la industria del automóvil como barras de

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

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

La bainita puede ser inducida a nuclear intragranularmente en inclusiones, en lugar de en el borde de grano austenítico, mediante la inoculación de aceros bainíticos en estado fundido con adiciones controladas de partículas no metálicas. La bainita que nuclea intragranularmente se denomina "ferrita acicular". Es una microestructura mucho más desorganizada con una gran habilidad para evitar la propagación de grietas. Aceros inoculados están ahora disponibles en el mercado y son usados en aplicaciones estructurales, como la construcción de torres de perforación petrolíferas en medios hostiles.

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

Por otra parte los aceros bainíticos también pueden ser aplicados con gran éxito en los rieles de ferrocarril, aunque en las primeras investigaciones presentaron una resistencia al desgaste inferior a la de los aceros perlíticos sin embargo, investigaciones realizadas por Clayton [19] revelan que la resistencia al desgaste de la bainita puede ser

comparada con la perlita en ensayos de deslizamiento sin lubricación, así como los estudios realizados por Devanathan y Clayton [19] los cuales demostraron que aceros de 0.04% de carbono de bainita granular exhiben una resistencia al desgaste comparable con la resistencia al desgaste de los aceros perlíticos bajo condiciones de desgaste por rodamiento deslizamiento.

CAPITULO II

DESARROLLO EXPERIMENTAL.

2.1 Introducción.

La composición química de los tres aceros utilizados para este estudio viene dada en la Tabla 2.1. Estos tres aceros fueron elaborados (fabricados) en un laboratorio usando materiales de alta pureza en un horno de inducción con capacidad de 25 kilogramos y colados en moldes metálicos obteniendo lingotes de secciones de 70x70x250 mm. Después de la fabricación se procedió a realizar el tratamiento termomecánico o procesamiento termomecánico, para el cual los lingotes se cortaron en dimensiones de 70x70x70 mm, posteriormente austenizados a una temperatura de 1050°C por 1.5 horas. La parte de deformación del tratamiento termomecánico fue realizada mediante un proceso de multi-pasadas hasta una deformación del 60% sobre una carga de 50 toneladas en un laboratorio de laminación, mediante rodillos (T. J. Pigott). La deformación plástica fue finalizada alrededor de 920°C para todos los aceros rolados obteniéndose placas de 70x150x20 mm, las cuales fueron posteriormente enfriadas al aire libre y templadas en agua hasta temperatura ambiente, para caracterización y análisis de comportamiento al desgaste así como de sus propiedades mecánicas posteriores al tratamiento.

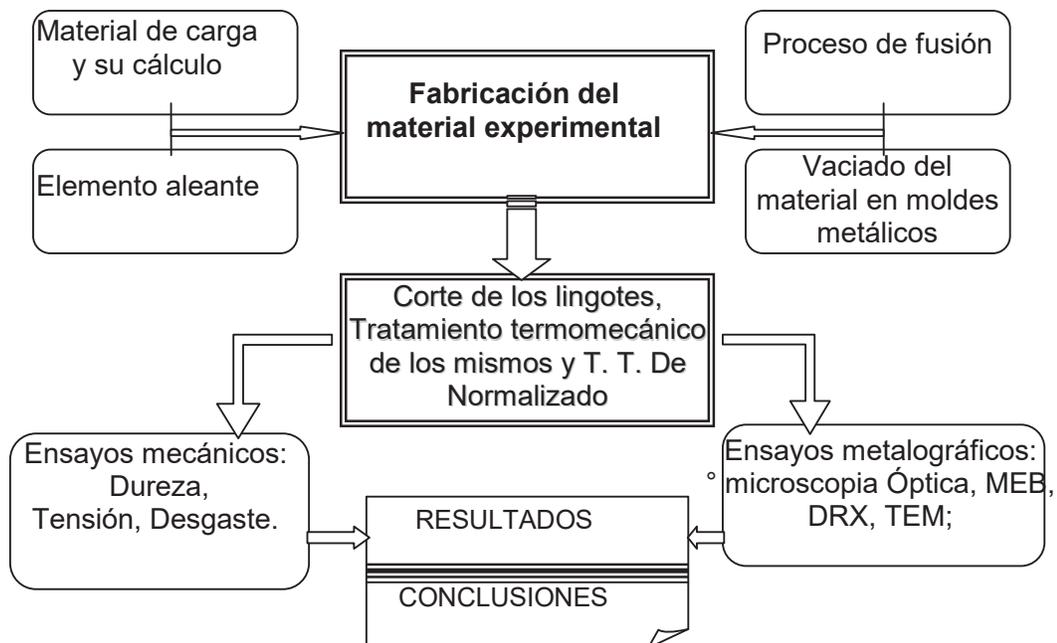
Tabla-2.1. Composición química de los tres aceros usados para el estudio.

	%C	%Mn	%Mo	%Si	%P	%S	%Al	%B	%N
1	0.202	1.987	0.300	1.012	0.011	0.014	0.002	0.0010	0.0087
2	0.214	2.015	0.236	1.123	0.009	0.017	0.004	0.0076	0.0094
3	0.211	2.098	0.258	1.172	0.006	0.019	0.004	0.0161	0.0078

2.1.1. Secuencia del desarrollo experimental.

- *Fabricación del material con la composición química requerida y colada del material en moldes metálicos.*
- *Corte de los lingotes.*
- *Tratamiento termomecánico de deformación plástica por rolado en caliente.*
- *Tratamiento térmico de normalizado.*
- *Corte y preparación metalografía de las muestras de los diferentes aceros.*
- *Caracterización de las aleaciones mediante:*
 - *Microscopia óptica.*
 - *Microscopia electrónica de barrido.*
 - *Difracción de rayos-X.*
 - *Microscopia electrónica de transmisión.*
- *Ensayos mecánicos del material.*
 - *Dureza.*
 - *Microdureza.*
 - *Resistencia a la tensión y la cedencia.*
 - *Resistencia al desgaste (Método pin-on-ring).*
 - *Resistencia a la fatiga.*

2.1.2. Diagrama de flujo del desarrollo experimental.



2.2 Fabricación del material.

Para la composición química de los aceros con estructura bainítica empleados en el presente trabajo, se tomó con referencia en algunas aleaciones reportadas en la literatura[4] y variando el contenido de boro (ver tabla 2.1) con el objetivo de analizar el efecto que este genera en la microestructura y las propiedades. Para obtener el material con la composición química dentro de los rangos propuestos [4], se obtuvieron aceros a partir de materiales comerciales de alta pureza, fabricados en un horno de inducción con una capacidad para 25 kg en el Instituto de Investigaciones Metalúrgicas de la U.M.S.N.H. Los materiales de alta pureza evitan la presencia de elementos que pudieran alterar la composición química en la aleación. El principal material utilizado es una aleación llamada Hierro BC, cuya composición química es mostrada en la Tabla 2.2. Para ajustar el contenido de carbono en el acero alrededor de 0.20%, se utilizó una aleación comercial llamada *metal sorel*, con una composición química que es mostrada en la Tabla 2.3 en la que se puede observar que el contenido de carbono es considerablemente alto (aproximadamente un 4%), con esto se logro obtener el contenido de carbono en un rango de 0.20 a 0.21 % (ver tabla 2.1).

Tabla 2.2 Composición química del Hierro BC.

<i>ELEMENTO</i>	<i>CONTENIDO (% EN PESO)</i>
Carbono	0.018
Silicio	0.21
Manganeso	0.13
Hierro	99.71

Tabla 2.3 Composición química de la aleación sorel.

<i>ELEMENTO</i>	<i>CONTENIDO (% EN PESO)</i>
Carbono	3.99
Azufre	0.005
Fósforo	0.007
Silicio	0.168
Manganeso	0.008
Hierro	95.822

Se utilizó además ferro-manganeso (64% Mn), ferro-molibdeno (56%Mo) y silicio los cuales permanecieron constantes en el balance de la carga variando únicamente la cantidad de boro para las tres aleaciones. El cálculo para el balance de los materiales y las ferroaleaciones de adición se realizó de acuerdo a la siguiente fórmula empírica:

$$Elem = \frac{\%Deseado \cdot Pérdidas \cdot PesoTotal}{PurezaElem} \quad 2.1$$

Donde:

Elem = Ferroaleación o elemento a adicionar (g),

%Deseado = Cantidad del elemento deseado en la aleación (% en peso),

Pérdidas = Factor que considera las pérdidas del elemento durante el proceso de fundición,

Peso total = Masa de metal total a fabricar,

Pureza Elem = La pureza del elemento en la ferroaleación.

Se fabricaron 25 Kilogramos de material cuyo balance de carga se realizó de acuerdo a la fórmula anterior la cual se estableció en base a datos estadísticos de coladas anteriores en el proceso de fabricación de este tipo de aleaciones.

El proceso de fusión se realizó de la siguiente manera, se cargó en el crisol del horno, el Hierro BC y se procedió a realizar su fusión, una vez líquido el metal, se adicionaron los contenidos de ferro-manganeso, ferro-molibdeno y cromo en este orden, dando tiempo a la disolución de cada una de las aleaciones, posteriormente se adicionó la aleación sorel con el objetivo de ajustar el contenido de carbono y de esta manera evitar al máximo las pérdidas por decarburización ya que el carbono al estar en contacto con el oxígeno reacciona formando CO que es un gas y de esta manera se pierde el carbono en la carga. Una vez líquido todo el metal y a una temperatura de aproximadamente 1600 °C, la cual fue monitoreada mediante un pirómetro óptico se adicionó el boro variando la composición de colada en colada y desde 10 ppm hasta 160 ppm en tres diferentes coladas, posteriormente se vació el metal líquido en moldes de metal de 70X70X400

mm, en los cuales se vaciaron aproximadamente 8 Kg. y como la cantidad total de la fundición fue de 25 Kg se obtuvieron tres coladas en los moldes metálicos. Durante el proceso de vaciado del crisol al molde se tomó una muestra para análisis químico, la cual fue solidificada rápidamente para evitar segregación durante la solidificación (enfriada en agua) y obtener un resultado confiable del análisis químico.

Los análisis químicos del material fueron realizados por el laboratorio METALTEST, (USA). Los resultados de este análisis se muestran en la Tabla 2.1 en la sección de resultados. Para este análisis así como para los ensayos mecánicos y la caracterización, se cortaron muestras del material por diferentes métodos dependiendo del tamaño requerido de la muestra.

2.3 Seccionamiento de las barras

Para el corte o seccionamiento del material, se utilizó una segueta mecánica que es una maquina semiautomática y que utiliza una segueta de la marca ONIX, de esta manera se obtuvieron secciones de 70X70X70 mm los cuales fueron laminados, después de la laminación se obtuvieron placas de 70x150x20 mm, las cuales fueron cortadas para obtener diferentes probetas con el fin de realizar los estudios al material como lo son análisis metalográfico, dureza, tensión y ensayos de desgaste, con el objetivo de caracterizar el material posterior al tratamiento termomecánico y poder justificar la investigación, el corte de algunas muestras pequeñas como las de desgaste y las de análisis metalográfico se realizo en un DISCOTOM utilizando copiosas cantidades de refrigerante. El proceso de corte es de suma importancia ya que el excesivo calentamiento durante el corte puede causar agrietamiento por esfuerzos térmicos o modificaciones microestructurales que nos puedan dar una información errónea al momento de su caracterización. Esto debido a que la matriz bainítica puede contener austenita retenida la cual puede modificarse por el calentamiento y formar martensita por la una alta velocidad de enfriamiento. El proceso de corte se realizó muy lentamente bajo un chorro de refrigerante y controlando la presión de corte de forma manual. Para la experimentación se cortaron muestras de 10x10x15 mm para ensayos de desgaste, y finalmente, se cortaron barras de unos 10x10x250 mm para las probetas de de tensión. También se cortaron muestras de 10x25x25 mm para caracterización del material

mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido y ensayos mecánicos de dureza y microdureza, para la caracterización mediante microscopía electrónica de transmisión (MET) se cortaron muestras circulares de tres milímetros de diámetro.

2.4 Tratamiento termomecánico.

Para realizar el tratamiento termomecánico, se obtuvieron muestras cúbicas de los diferentes aceros, las siguientes dimensiones de las muestras fueron de 70x70x70 mm, mismas que fueron homogenizadas a 1100°C durante 1.5 horas dentro de un horno para tratamiento térmico, la temperatura fue leída directamente del horno y para corroborar se insertó un termopar externo con el fin de asegurar que la temperatura de la muestra fuera la de 1100°C, una vez que se aseguró la temperatura de calentamiento de las muestras se procedió al siguiente paso del tratamiento, que es, la deformación, misma que se llevó en el laboratorio de rolado y laminado con un equipo T.J. Pigott, mediante un proceso reversible de multi-pasadas alcanzando un nivel de deformación del 60%, este proceso de deformación plástica fue finalizada alrededor de 920°C (monitoreada con un termopar laser), asegurándose con esto, que la deformación fue en la zona de la austenita para los aceros rolados y las placas obtenidas fueron de las siguientes dimensiones 70x150x20 mm mismos que fueron templados en agua y enfriados al aire hasta temperatura ambiente, obteniéndose de esta manera un total de 6 aceros con características diferentes, tres templados y tres enfriados al aire.

2.5 Caracterización

La caracterización del material en condiciones de colada fue realizada por microscopía óptica con el objetivo de analizar el tipo de estructura presente ya que en teoría se debe de obtener una estructura de Winmastaten, así como las características de solidificación propias de un acero colado en moldes metálicos y enfriados en condiciones normales de temperatura y presión (en el centro granos equiaxiales, en contorno superficial una zona de enfriamiento rápido y entre estas dos una zona de granos alargados), y después del tratamiento termomecánico se caracterizó por microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido (MEB), microscopía electrónica de transmisión (MET) y difracción de rayos-X, con el objetivo de identificar las fases presentes y los posibles precipitados o las soluciones sólidas debidas a los elementos de aleación. Para el

análisis de los materiales en los diferentes tipos de microscopios se tiene que realizar una preparación definida de una muestra del material denominada preparación metalográfica.

2.5.1 Preparación metalográfica de las muestras

Las probetas fueron preparadas de la forma tradicional para metalografía; dichas probetas previamente cortadas de un centímetro cuadrado, fueron desbastadas en papel abrasivo de carburo de silicio de diferentes grados sucesivos, 80, 180, 320, 400, 600, 800, 1000, 1500 2000 μm . Posteriormente fueron sometidas a un pulido grueso utilizando un paño de nylon y pasta de diamante de 6 μm como abrasivo y alcohol como lubricante, y finalmente se les dio un pulido fino a espejo con pasta de diamante de 1 μm . una vez pulidas las probetas, fueron atacadas con dos reactivos diferentes dependiendo del propósito. Reactivo Villela (5 ml HCl, 1 g de ácido pícrico, 100 ml etanol) por espacio de 15 a 30 segundos para revelar la estructura, o mediante una solución de ácido pícrico calentado hasta una temperatura de 100 °C aproximadamente, por espacio de 5 a 15 minutos con el objetivo de revelar el tamaño de grano austenítico ya que sería la zona en la cual se daría el tratamiento de deformación en caliente y de esto dependerán las propiedades mecánicas finales del acero. Este último reactivo se debe de calentar ya que el grano austenítico es muy difícil de revelar y con este medio o algún otro medio especial se logra tener un contraste tal que se puede diferenciar los límites de grano y tener una aproximación del tamaño del mismo. Por otra parte la preparación de las muestras (probetas) para el análisis por MET se deben de realizar de una forma un poco distinta, primeramente se desbasta la muestra hasta una delgada capa de aproximadamente 70 μm para posteriormente obtener una muestra circular de 5 milímetros de diámetro esta muestra se monta en un dispositivo de desbaste especial que consta de una base polimétrica en la cual se adhiere una lija de 1500 μm que servirá como contra cara para desbastar la muestra hasta obtener una muestra de 5 a 10 μm de espesor la cual será sometida a un desbaste por bombardeo iónico hasta perforar levemente el centro de la muestra, una vez terminada la preparación se protege con acetona para evitar la contaminación y poderla transportar al MET para su análisis. El análisis de los materiales por las distintas formas de microscopia nos da una idea del comportamiento mecánico de los materiales en determinadas condiciones.

2.6 Ensayos mecánicos

2.6.1 Dureza.

Los ensayos de dureza del material fueron realizados en las muestras metalográficas desbastadas y pulidas a espejo con el objetivo de eliminar la protuberancias y tener una muestra más homogénea superficialmente y con esto tener una lectura más acertada, ya que la dureza se considera como la resistencia que opone el material a ser penetrado, y sin lugar a duda que dependerá de las condiciones superficiales del mismo. Se realizaron cinco ensayos por muestra mediante un indentador de diamante. Para las mediciones de dureza se utilizó un durómetro en la escala Rockwell C con 150 kg de carga (ver Fig. 2.1), también se puede encontrar en la literatura una relación entre la dureza y la resistencia a la tensión que generalmente son directamente proporcionales, es decir que aumentan simultáneamente (ver Tabla 2.4).

Ensayo ROCKWELL A, C, D

Indentador: Cono de diamante (HRA, HRC, HRD)

Carga:

$$P_A = 60 \text{ Kg}$$

$$P_C = 150 \text{ Kg}$$

$$P_D = 100 \text{ Kg}$$

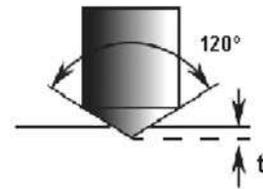


Fig. 2.1. Indica el diámetro de la indentación propiciada por el ensayo de desgaste, así como la profundidad que depende de la resistencia que opone el material a ser penetrado.

La Tabla 2.4 muestra las equivalencias entre algunos de los números de dureza superficial y presenta una estimación de la resistencia a la tracción.

Dureza Vickers HV	Dureza Brinell HB	Dureza Rockwell		Resistencia a la Tensión N/mm ² .
		HRB	HRC	
310	295		31	995
320	304		32,2	1030
330	314		33,3	1060
340	323		34,4	1095
350	333		35,5	1125
360	342		36,6	1155
370	352		37,7	1190
380	361		38,8	1220
390	371		39,8	1255
400	380		40,8	1290
410	390		41,8	1320
420	399		42,7	1350
430	409		43,6	1385
440	418		44,5	1420
450	428		45,3	1455
460	437		46,1	1485
470	447		46,9	1520
480	(456)		47,7	1555
490	(466)		48,4	1595
500	(475)		49,1	1630

2.6.2 Ensayos de tensión.

Para conocer las cargas que pueden soportar los materiales en determinadas condiciones, se efectúan ensayos para medir su comportamiento en distintas situaciones y poder aplicarlos con mayor seguridad, dichos ensayos se consideran como ensayos destructivos. El ensayo destructivo más importante es el ensayo de tensión (tracción), en donde se coloca una probeta en una máquina de ensayo consistente de dos mordazas, una fija y otra móvil. Se procede a medir la carga mientras se aplica el desplazamiento de la mordaza móvil. Un esquema de la máquina de ensayo de tracción se muestra en la Fig. 2.2.

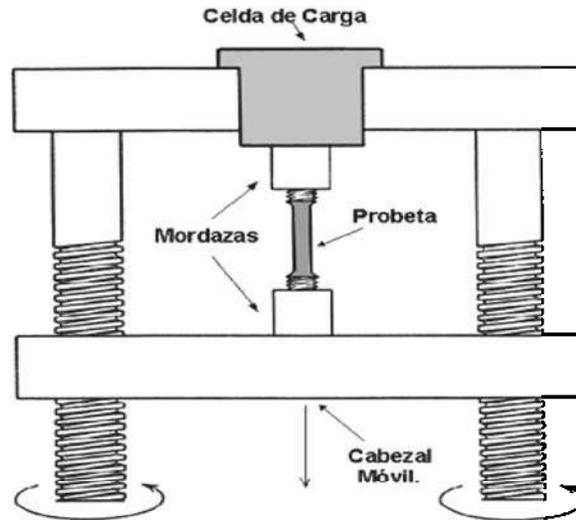


Fig. 2.2. Muestra los principales componentes de un dispositivo para realizar ensayos de tensión.

La máquina de ensayo impone la deformación desplazando el cabezal móvil a una velocidad seleccionada. La celda de carga conectada a la mordaza fija entrega una señal que representa la carga aplicada, las máquinas poseen un plotter que grafica en un eje el desplazamiento y en el otro eje la carga leída, dicha grafica muestra la zona elástica, plástica y la resistencia máxima como se muestra en la Fig. 2.3.

Las curvas tienen una primera parte lineal llamada zona elástica, en donde la probeta se comporta como un resorte: si se quita la carga en esa zona, la probeta regresa a su longitud inicial.

Se tiene entonces que en la zona elástica se cumple:

$$F = K(L - L_0) \quad 2.2$$

Donde:

F: fuerza

K: cte. del resorte

L: longitud bajo carga

L_0 : longitud inicial

Cuando la curva se desvía de la recta inicial, el material alcanza el punto de fluencia, desde aquí el material comienza a adquirir una deformación permanente. A partir de este punto, si se quita la carga la probeta quedaría más larga que al principio. Deja de ser válida la fórmula $F = K(L - L_0)$ y se define que ha comenzado la zona plástica del ensayo de tracción. El valor límite entre la zona elástica y la zona plástica es el punto de fluencia (yield point) y la fuerza que lo produjo se designa como:

$$F = F_{yp}(\text{yield point}) \quad 2.3$$

Luego de la fluencia sigue una parte inestable, que depende de cada acero, para llegar a un máximo en $F = F_{m\acute{a}x}$. Entre $F = F_{yp}$ y $F = F_{m\acute{a}x}$ la probeta se alarga en forma permanente y repartida, a lo largo de toda su longitud. En $F = F_{m\acute{a}x}$ la probeta muestra su punto débil, concentrando la deformación en una zona en la cual se forma un cuello.

La deformación se concentra en la zona del cuello, provocando que la carga necesaria para que se siga este proceso disminuya. Al adelgazarse la probeta la carga queda aplicada en menor área, provocando la ruptura, como se muestra en la Fig. 2.4.

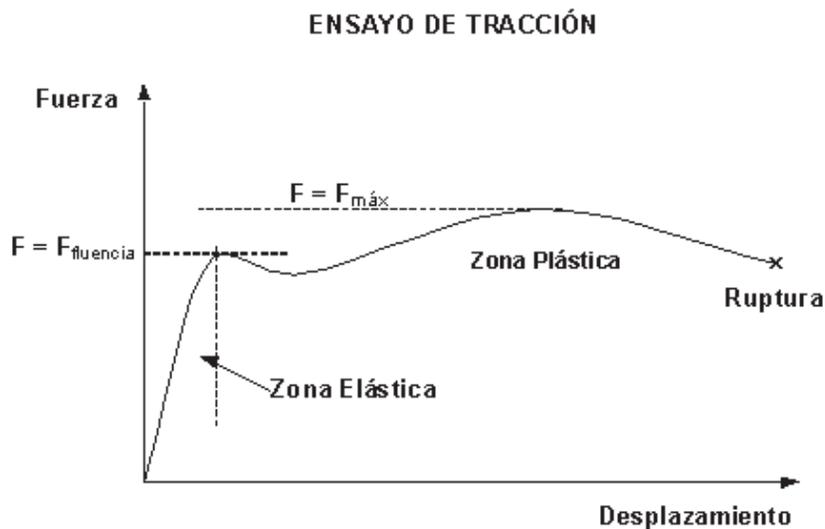


Fig. 2.3.- Muestra la grafica obtenida de un ensayo de tensión para un acero convencional, en la cual se muestran las fases o zonas características de este ensayo, a esta grafica se le denomina curva esfuerzo – desplazamiento.

La Fig. 2.4 muestra la forma de la probeta al inicio, al momento de llegar a la carga máxima y luego de la ruptura.

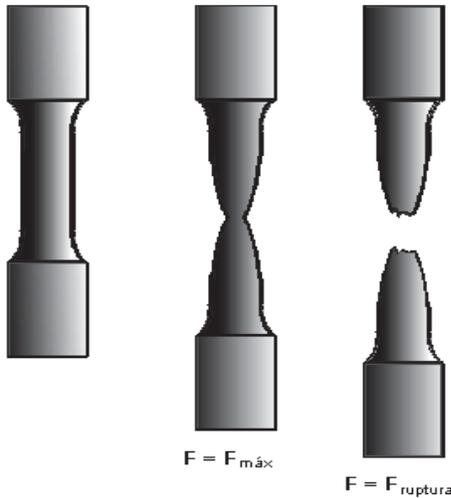


Fig. 2.4. Muestra la forma de la probeta para tensión al inicio del ensayo, al momento de llegar a la carga máxima y al momento de la ruptura.

Para expresar la resistencia en términos independientes del tamaño de la probeta, se dividen las cargas por la sección transversal inicial A_0 (considerándose una probeta cilíndrica), obteniéndose:

Resistencia a la fluencia:

$$\sigma_{yp} = \frac{F_{yp}}{A_0} \quad 2.4$$

Resistencia a la tracción:

$$\sigma_{ult} = \frac{F_{máx}}{A_0} \quad 2.5$$

Las unidades en que se obtiene este ensayo suelen ser: Kg/mm^2 o MPa o ksi. De este ensayo, analizando las probetas después de rotas, es posible medir dos parámetros: El alargamiento final, L_f (Fig. 2.5) y el diámetro final, D_f , que nos dará el área final, A_f (fig. 2.6).

Estos parámetros se expresan como porcentaje de reducción de área $\%R_A$ y porcentaje de alargamiento entre marcas $\%EL$:

$$\%EL = \frac{L_f - L_0}{L_0} \times 100 \quad 2.6$$

$$\%RA = \frac{A_o - A_f}{A_o} \times 100$$

2.7

Ambos parámetros son las medidas normalizadas que definen la *ductilidad* del material, que es la capacidad para *fluir*, es decir, la capacidad para alcanzar grandes deformaciones sin romperse. La *fragilidad* se define como la negación de la ductilidad. Un material poco dúctil es frágil.

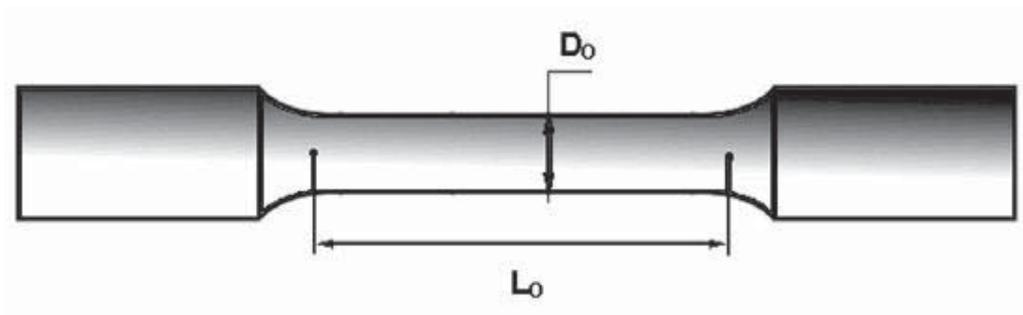


Fig. 2.5. Ilustra una probeta al inicio del ensayo indicando las medidas iniciales necesarias.

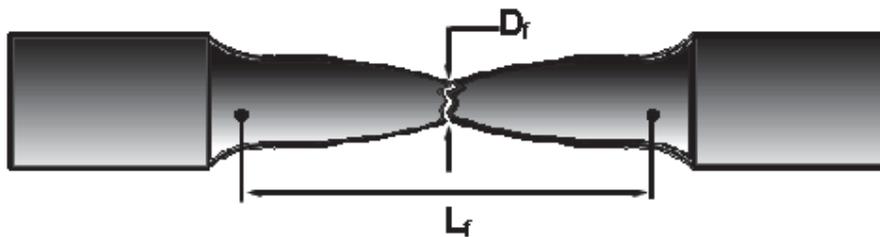


Fig. 2.6. Ilustra una probeta al final del ensayo indicando las medidas iniciales necesarias.

Sin lugar a duda que estos datos nos darán una idea de la resistencia al desgaste que puede tener este tipo de aceros (aceros bainíticos), ya que será la propiedad principal a estudiar debido a que la aplicación de estos es en ambientes agresivos (vías de ferrocarril, en un contacto rodante deslizante).

2.6.3 Ensayos de resistencia al desgaste.

Los experimentos de resistencia al desgaste son de mayor importancia para el presente estudio debido a que la aplicación de este tipo de aceros se pretende sea como rieles de ferrocarril, para dicho ensayo se utilizó una máquina ajustada para un ensayo de desgaste por el método *pin-on-ring* ajustando un dispositivo diseñado para el caso. Se adaptó un mecanismo de sujeción de una muestra de 10x10x15 mm en un torno (ver Fig. 2.7 y 2.8); las muestras se hicieron deslizar una distancia de aproximadamente 30 km, con una carga variada de 80, 110, 150, y 200 Newtons sobre una contracara de un acero endurecido M2 con una dureza de 70-75 HRC. La contracara es una rueda de 6 cm de diámetro girando a una velocidad de 300 rpm. La muestra fue pesada en una balanza de alta precisión antes del ensayo, se deslizó continuamente hasta recorrer 3 km, el ensayo fue parado y la muestra pesada para registrar las pérdidas de peso, también las partículas producto del desgaste fueron colectadas y pesadas para su posterior análisis por MEB, posteriormente se reinició el ensayo hasta recorrer una distancia de 8 Km y se llevo a cabo la misma secuencia que en el primer análisis a los 3 km, posteriormente se continuo con el ensayo hasta recorrer la distancia de 30 km realizándose el mismo análisis que en las anteriores paradas. Este procedimiento se llevo a cabo para las diferentes muestras. La superficie desgastada de las muestras fue analizada por microscopía electrónica de barrido para determinar el mecanismo de desgaste predominante en el material. Las partículas también fueron analizadas por MEB con el objetivo de revisar posibles transformaciones de fases debido al calentamiento, producto del desgaste por rodamiento deslizamiento.

TORNO CON DISPOSITIVO PIN ON RING

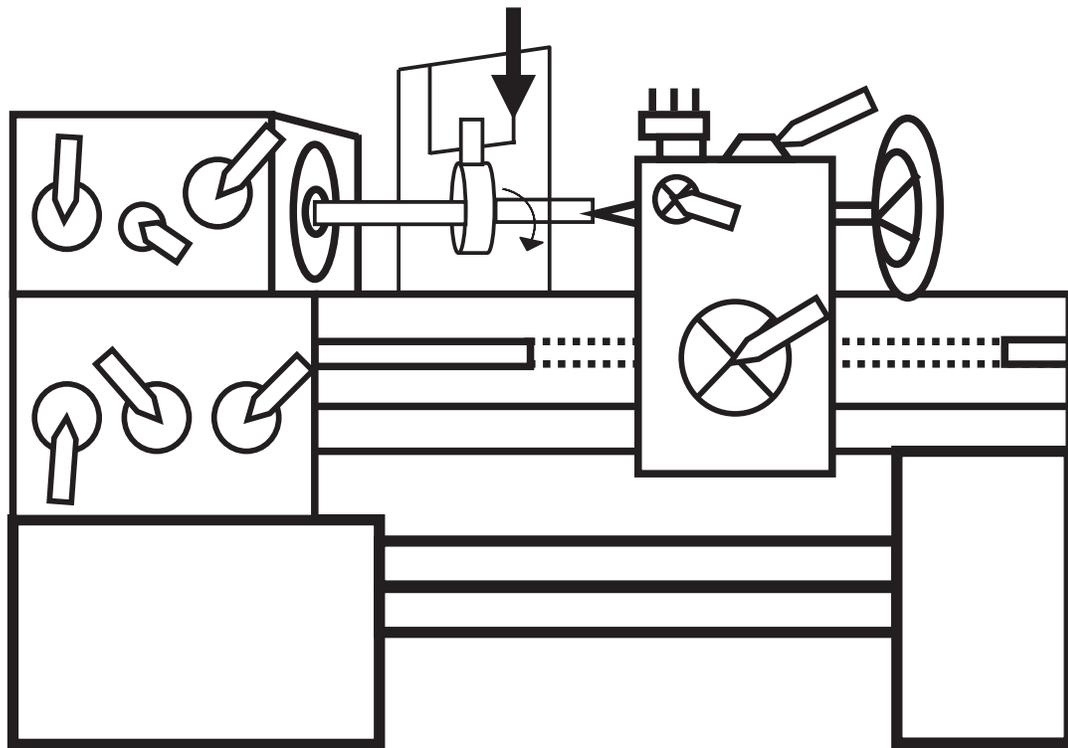


Fig. 2.7 Diagrama esquemático del torno y el dispositivo donde se realizó el ensayo de desgaste.

DISPOSITIVO

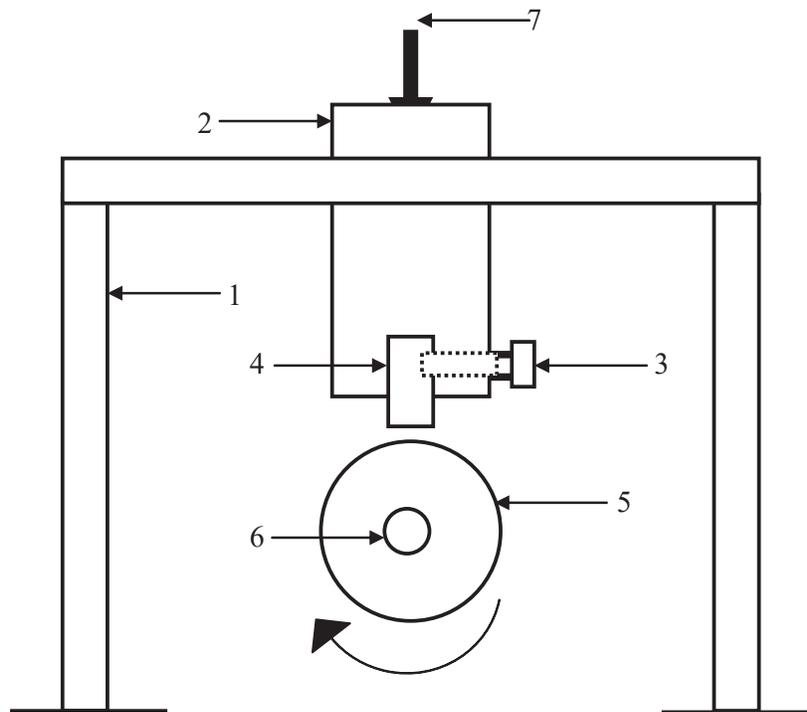


Fig. 2.8 Diagrama esquemático del dispositivo para el ensayo de desgaste.

Partes que constituyen el dispositivo.

1. ESTRUCTURA. Es donde va montada la placa que se desliza por gravedad.
2. PLACA. Es donde se aplica la carga para que se lleve a cabo el desgaste.
3. OPRESOR. Este sujeta la muestra para que no tenga movimiento.
4. MUESTRA. Esta se mantiene en contacto sobre la contracara.
5. CONTRACARA. Es la que hace el desgaste de la muestra
6. BARRA. Es donde se sujeta la contracara.
7. CARGA. Esta es de 250 Newtons.

CAPITULO III

3.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Análisis de la composición química.

Los aceros usados para el presente estudio muestran una concentración homogénea de los componentes C, Mn, Si, P, S, Al, y N, que son los elementos principales de este acero, se mantienen constantes ya que el estudio se basa en la influencia del Boro (que fue variado de 10, 76 y 160 ppm) el cual tuvo su efecto después del tratamiento termomecánico por medio de la formación de una estructura preferentemente bainítica en contenido medio de boro para el caso de los aceros enfriados al aire y los que fueron templados muestran la misma estructura para un mayor contenido de boro. La variación del carbono que es uno de los elementos críticos que puede tener una influencia sobre el verdadero efecto del boro, pero ya que se mantiene en bajas concentraciones entre un porcentaje de 0.202 y 0.214 el autor no considera que esta variación de carbono tenga un efecto importante sobre la microestructura, por lo que se le puede atribuir tal efecto a las diferentes concentraciones de boro desde la temperatura final de laminado que fue controlada y finalizada a 920°C más o menos 10°C, asegurándose así trabajar dentro del campo de la austenita para los tres aceros de los cuales la composición química se muestra en la siguiente tabla (Tabla 3.1).

Tabla-3.1. Composición química de los tres aceros usados para el estudio.

	%C	%Mn	%Mo	%Si	%P	%S	%Al	%B	%N
1	0.202	1.987	0.300	1.012	0.011	0.014	0.002	0.0010	0.0087
2	0.214	2.015	0.236	1.123	0.009	0.017	0.004	0.0076	0.0094
3	0.211	2.098	0.258	1.172	0.006	0.019	0.004	0.0161	0.0078

En la composición química de los aceros mostrados en la tabla anterior se observa una concentración de carbono tal que se puede considerar a los aceros como de medio carbono, los elementos de aleación son adicionados para mejorar la templabilidad como lo es el Mn, Mo y Si principalmente. La concentración de aleantes, así como la del carbono proporcionarían una buena soldabilidad, también una mayor resistencia debido al refinamiento de la microestructura misma que depende del tamaño de grano

austenítico que es influenciado por los elementos aleantes, mismos que actúan como obstáculo para el crecimiento de grano durante el tratamiento.

3.2 Caracterización de la microestructura.

3.2.1 Microscopía óptica.

El tratamiento termomecánico para este estudio se realizó en la zona de la austenita, por tal motivo se dio a la tarea de revelar el grano austenítico en una de las muestras de los aceros, misma que fue austenizada a una temperatura de 1050°C durante 15 minutos seguida de un temple en agua para lograr identificar el tamaño de grano y con esto asegurarse trabajar en la zona de la austenita.

Las imágenes de la Fig. 3.1 muestran la presencia de los granos austeníticos en una muestra de acero después del TTM, en la que se pueden observar estos granos de forma alargada comparados con los mostrados en la imagen comparativa de una muestra sin TTM, también se descarta una posible recristalización dinámica ya que si existiera se observarían granos semicirculares en lugar de alargados así mismo se nota que el crecimiento no es significativo, lo que pudiera deteriorar las propiedades del acero, esto gracias a los elementos de aleación. La obtención de estas imágenes es más complicada comparada con las micrografías ópticas para la detección de las fases en el acero después del TTM.

También por microscopía óptica se determinaron las microestructuras de los tres aceros después del TTM terminado este aproximadamente a los 920°C seguido de diferentes condiciones de enfriamiento uno al aire libre y otro en agua (temple en agua) dando como resultado seis diferentes aceros, ya que son tres aleaciones en dos condiciones de enfriamiento diferentes, algunas de las microestructuras son mostradas en la Fig. 3.2. La estructura del acero enfriado al aire y con un contenido de B de 10 ppm esta compuesta principalmente de fases correspondientes a las formas de la ferrita y bainita con pequeñas islas de martensita, mostradas en la imagen como la parte más oscura (indicada por la flecha), la fase gris representa la ferrita y la que se encuentra en mayor proporción (zona más clara) corresponde a la bainita (Fig. 3.2_a).

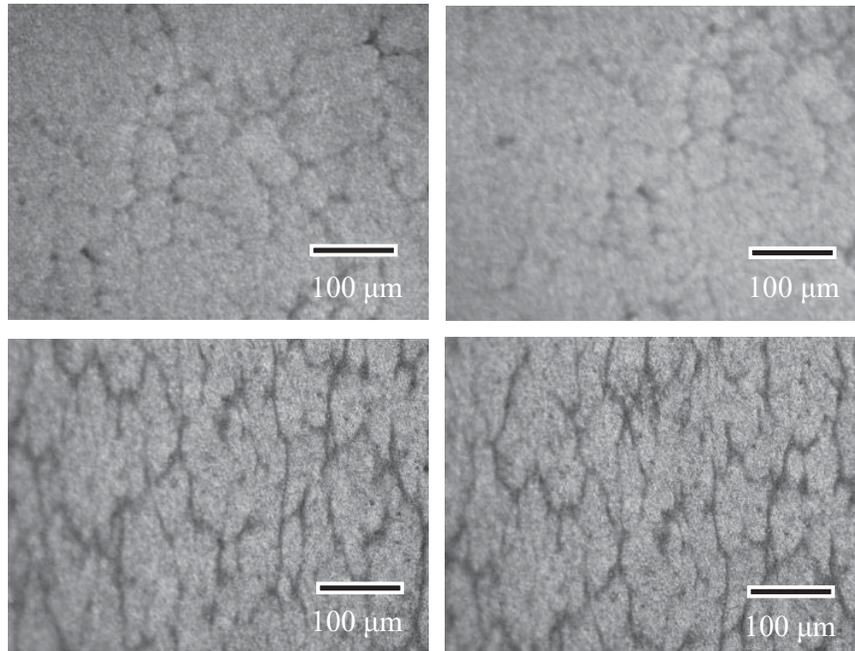


Figura 3.1. La parte superior (imágenes a y b) revela los límites de grano austeníticos del acero sin tratamiento, la parte inferior (imágenes c y d) se observan los límites de grano del acero tratado termomecánicamente en las que no se observan rastros de recristalización ni un significativo crecimiento de los granos alargados. Imágenes tomadas por microscopía óptica y atacadas con ácido pícrico a 100 °C.

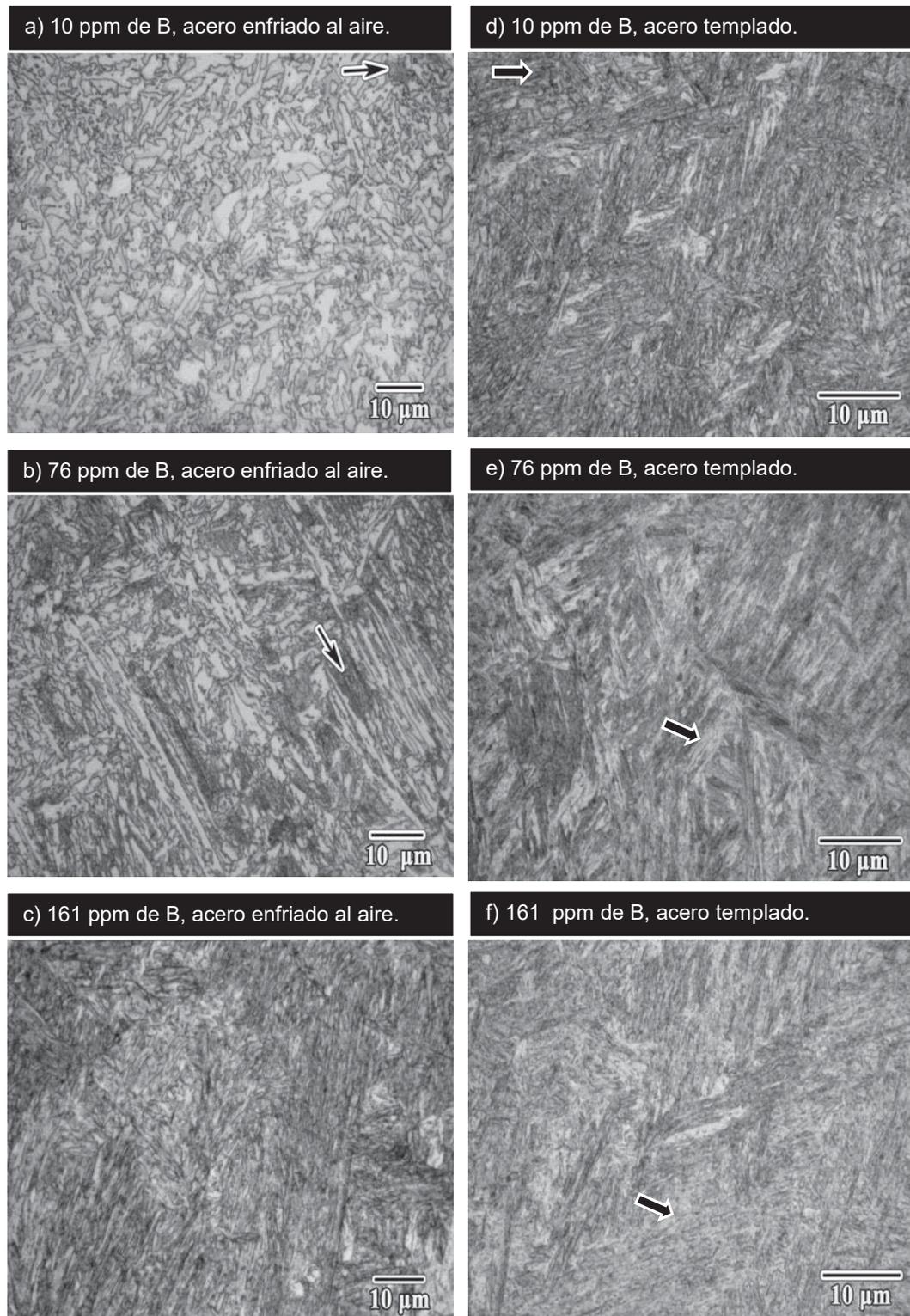


Fig. 3.2 Muestra las microestructuras de los tres aceros en función del contenido de boro y en las diferentes condiciones de enfriamiento después del TTM. Imagen tomada por microscopía óptica. Muestras atacadas con Nital al 2%.

El acero enfriado al aire con un contenido de B de 76 ppm muestra una estructura preferentemente de bainita inferior por el efecto del boro mostrada en la imagen como plumas blancas rodeadas de una fase oscura y grandes cantidades de martensita (indicadas en la figura como la parte oscura) (Fig. 3.2_b), mientras que el acero con 161 ppm muestra completamente una mezcla de bainita y martensita (Fig. 3.2_c), por lo que se puede deducir que el mejor efecto del boro para estos aceros bajo las condiciones mencionadas es de 161ppm (por que se tiene una estructura de mezcla homogénea bainita-martensita), ya que a menor contenido existe una fase suave llamada ferrita misma que afectaría al material en las propiedades mecánicas favoreciendo el desgaste preferentemente abrasivo, por lo contrario con contenidos mayores de 76 ppm de boro incrementa la fase de martensita y desaparece la ferrita teniendo un efecto de endurecimiento por las características de la martensita (fase bastante dura), lo que favorecería al desgaste por delaminación y no se cumpliría con el objetivo que es obtener un acero con una fase preferentemente bainítica. Por otra parte, los aceros templados después del TTM se comportaron diferente microestructuralmente, y por ende en la resistencia al desgaste, el acero con 10 ppm de B presento una estructura preferentemente martensítica (Fig. 3.2_d), mientras que en el acero que contiene 76 ppm de B se empieza a observar la presencia de la fase bainítica en forma de agujas (Fig. 3.2_e) y por ultimo en el acero que contiene 161 ppm de B existe en mayor proporción la bainita en forma de agujas o plumosa (Fig. 3.2_f), esto mediante el análisis de las micrografías de microscopia óptica en estas imágenes no se puede analizar las fases que componen a la bainita que viene siendo la ferrita que es la fase suave y la cementita que es la fase dura, lo anterior debido a la resolución de los microscopios ópticos, pero sin lugar a duda que mediante microscopia electrónica se puede enriquecer la caracterización de cada uno de los aceros.

3.2.2. Microscopia Electrónica de Barrido (MEB).

En la Fig. 3.3 se muestra una recopilación de las micrografías obtenidas del análisis por (MEB), en la que puede resaltarse con mayor precisión las fases obtenidas, en el acero con 76 ppm de boro y enfriado al aire se observa la combinación de las fases bainita mostradas en la imagen como las fases más blanca con pequeños puntos dentro de esta (que son los carburos incrustados dentro de la ferrita, tales fases constituyen la bainita de acuerdo a Bhadeshia, [6]) y la fase oscura representa la martensita que se encuentra al rededor de las placas de bainita (Fig. 3.3_a), en el acero con 161 ppm se observa una mezcla preferentemente homogénea entre bainita y martensita despreciando la posibilidad de la fase ferrita lográndose esto por el efecto del boro (Fig. 3.3_b). Sin embargo en las muestras de acero que fueron templadas la microestructura se comporto diferente con el efecto del boro, esto se puede ver en la Fig. 3.3_c del acero con 76 ppm de boro, la cual muestra una estructura compuesta de bainita y martensita y para el acero con 161 ppm podemos observar la fase deducida por Bhadeshia y Christian [5], que es la bainita inferior misma que esta compuesta por la ferrita con grandes cantidades de carburos dispersos, con un incremento en la concentración de martensita (ver Fig. 3.3_d), esto por el efecto del boro ya que es un elemento eficiente en incrementar de la templabilidad de los aceros.

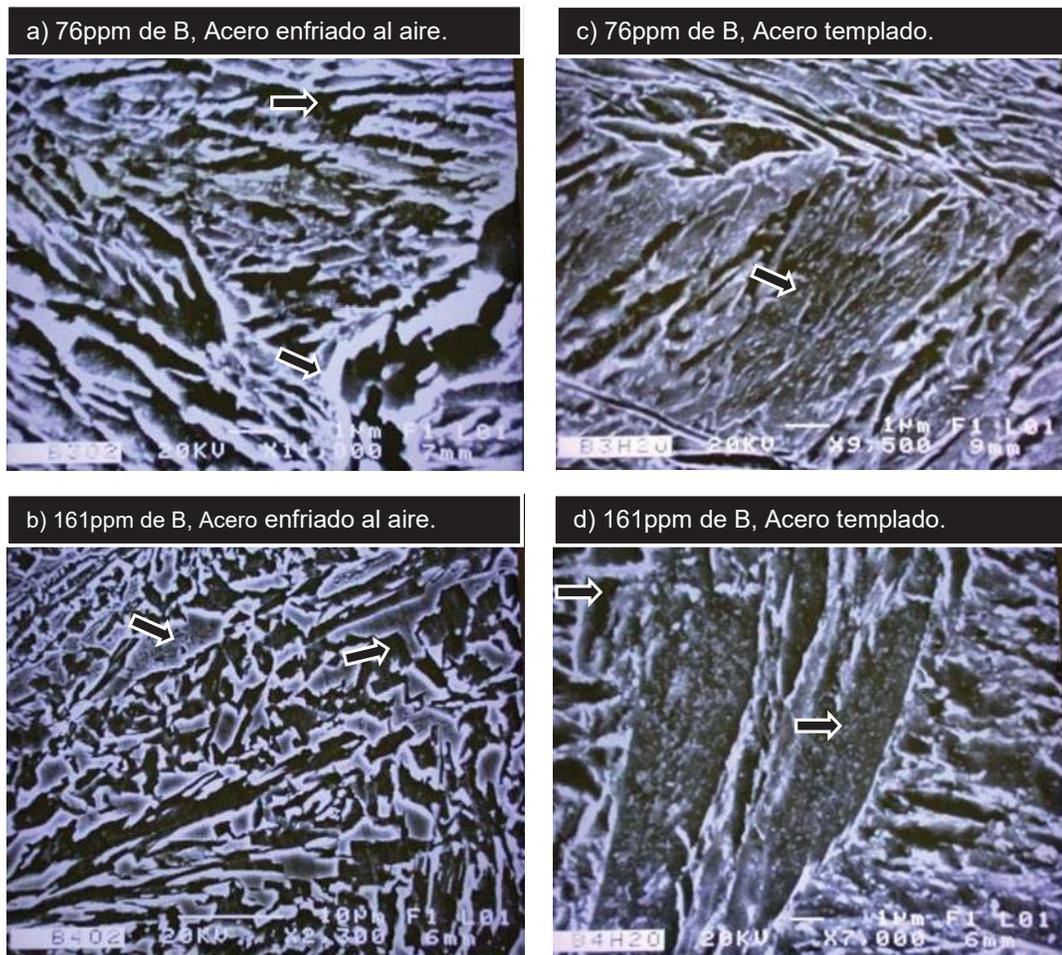


Fig. 3.3 Muestra las microestructuras de los aceros en función del contenido de boro y en las diferentes condiciones de enfriamiento después del TTM. Imagen tomada por microscopía electrónica de barrido. Muestras atacadas con Nital al 2%.

3.2.3. Microscopía Electrónica de Transmisión (TEM).

La caracterización por MET es un complemento en las observaciones anteriores y se analizan detalles que no son fáciles de detectar por las otras vías, como la forma en que se pueda encontrar el B o algunos otros elementos. La Fig. 3.4 muestra la microestructura del acero con 10 ppm de B y enfriada al aire, en la que se puede observar la ferrita con una gran concentración de partículas en los límites de grano; la Fig. 3.5_a) revela los detalles de estas partículas ubicadas en los límites de grano y la Fig. 3.5_b) muestra un patrón de difracción de área selecta (SAD) de la Fig. 3.5_a) en este patrón se demuestra que estas partículas son de carburo de hierro (Fe_3C) que forman parte de la estructura bainítica. En este patrón de difracción de área selecta, se

observan las posiciones atómicas con las que se puede corroborar que se trata de una partícula de carburo de hierro. Según Bhadeshia y Christian [5] la presencia de carburos de hierro localizados en los límites de las placas de ferrita es conocida como bainita superior.

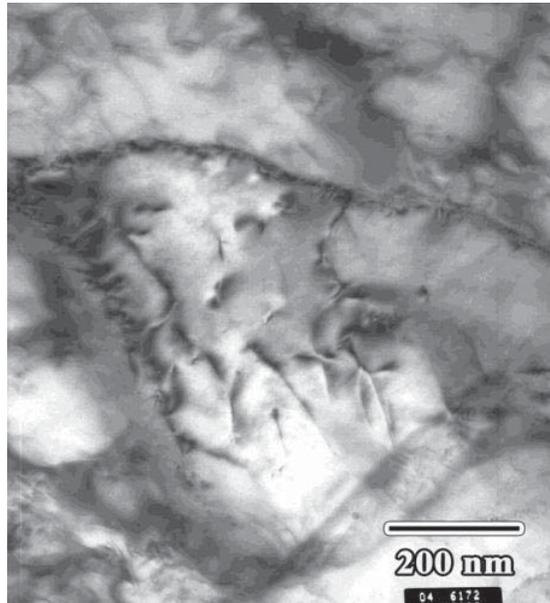


Fig. 3.4. Micrografía de campo claro que muestra las placas de ferrita y la presencia de carburos de hierro en los límites de grano; típica de la bainita superior. Acero enfriado al aire con 10 ppm de B.

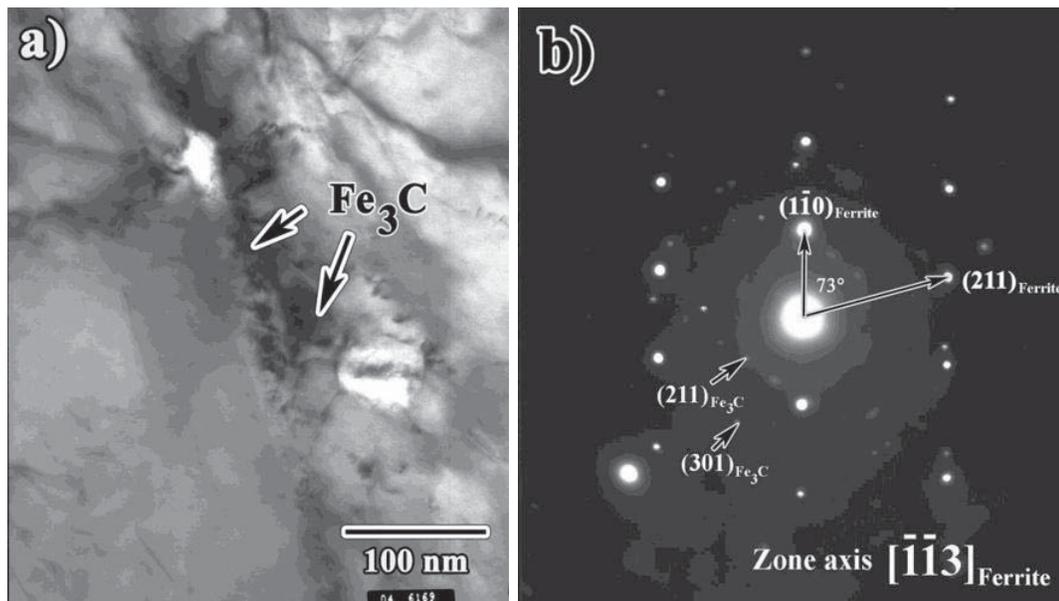


Fig. 3.5. a) Muestra los carburos de hierro en los límites de la ferrita en el acero enfriado al aire y con 10 ppm de B, b) muestra un patrón de difracción de área selecta el cual comprueba que son carburos de la forma Fe_3C .

Para el acero con 76 ppm de B y enfriado al aire, la mezcla de martensita y bainita se muestra en la Fig. 3.5. Algunas placas de martensita fueron detectadas sobre la estructura principal, la bainita (Figura 3.6_a); para este caso, la bainita resulto ser inferior por la presencia de partículas pequeñas de carburo de hierro localizadas dentro de la fase de ferrita (como se muestra en la Fig. 3.6_b). La Fig. 3.7 muestra los detalles de la fase ferrita en donde se puede apreciar grandes cantidades de partículas finas de carburo de hierro (Fe_3C) dispersas por toda la fase. Siguiendo con la terminología mencionada por Bhadeshia y Christian [20] esta morfología es típica de la bainita inferior la cual es formada a más bajas temperaturas que la bainita superior, por lo que es evidente que el boro es un elemento efectivo para incrementar la templabilidad. Más sin embargo, cuando el contenido de boro incrementa a 161 ppm en el acero enfriado al aire, la estructura es tendiente a martensita, como se puede apreciar claramente en la micrografía por MET mostrada en la Fig. 3.8. El efecto del boro sobre la templabilidad vuelve a reafirmarse para los aceros enfriados al aire.

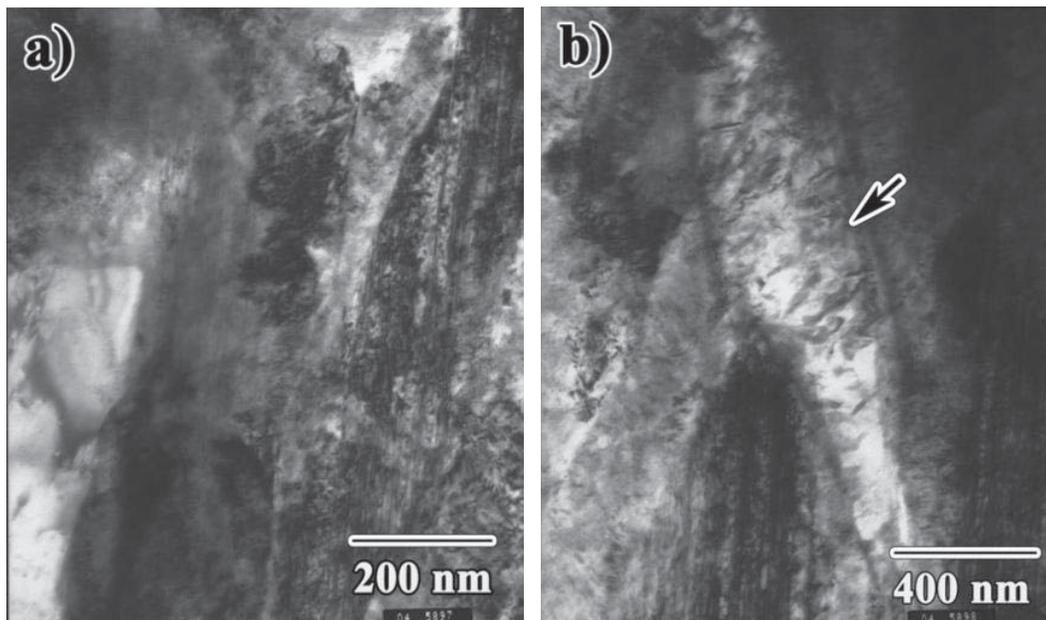


Fig. 3.6. Micrografía de MET que muestra: (a) la presencia de placas de martensita y (b) la forma de bainita inferior, en el acero enfriado al aire con 76 ppm de B.

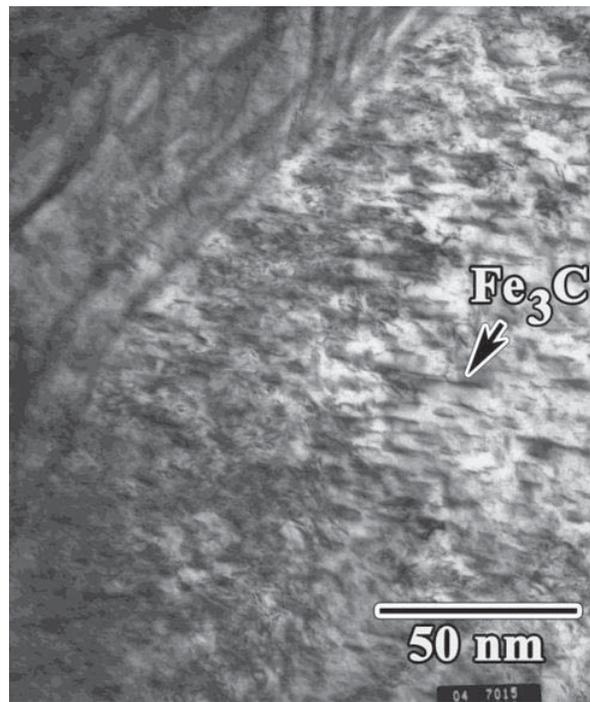


Fig. 3.7 Muestra la bainita inferior en la que se puede observar la presencia de partículas de carburo Fe_3C dispersos en toda la fase ferrita. Acero con 76 ppm de B enfriado al aire

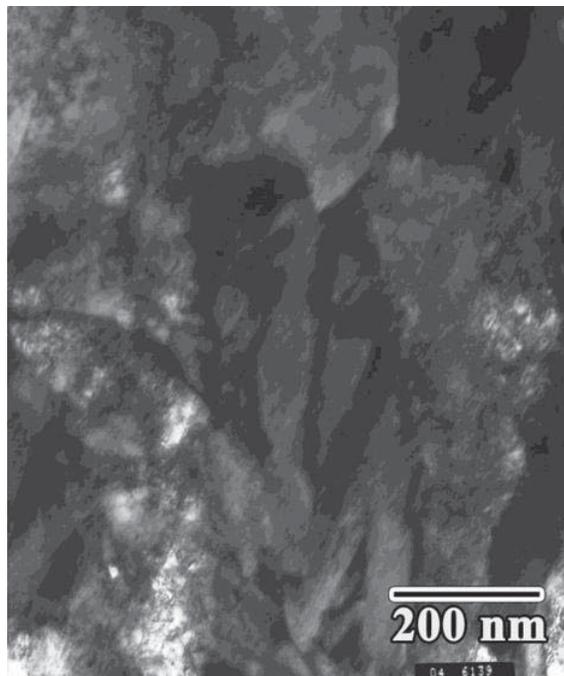


Fig. 3.8 Micrografía de campo claro por MET que muestra principalmente una estructura martensítica para el acero con 161 ppm de B enfriado al aire.

Para el caso de los aceros templados, la estructura resultó ser preferentemente martensítica para el acero con 10 ppm de B, pero la estructura se fue refinando con el evidente incremento de boro en los aceros, como se puede apreciar en las micrografías por TEM, de las Fig. 3.9 y 3.10 que muestran los detalles de las placas de martensita y un patrón de difracción de área selecta (SAD) que corrobora lo antes mencionado.

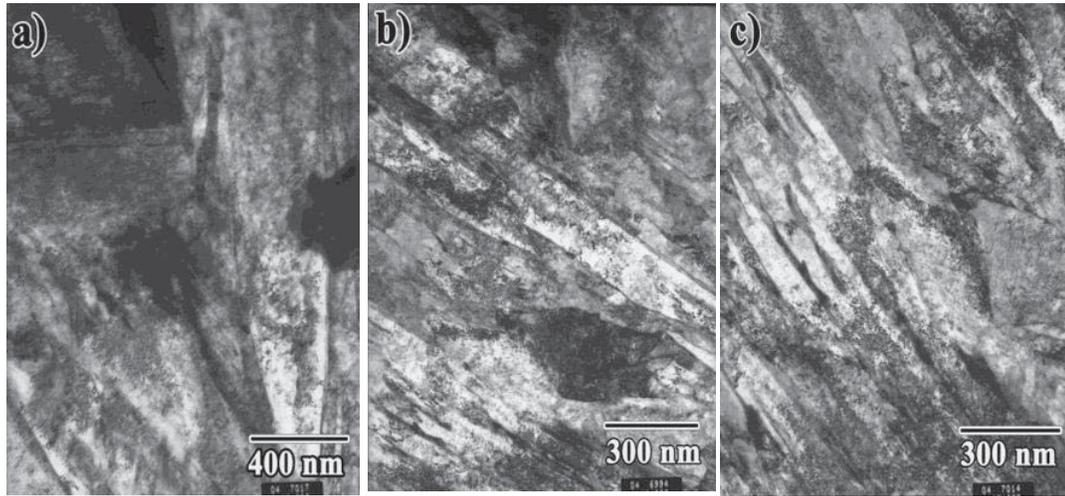


Fig. 3.9 Micrografía de campo claro por MET que muestra la estructura martensítica para los aceros templados, a) acero con 10 ppm de B, b) acero con 76 ppm de B, y c) 161 ppm de B. Nótese que la estructura se refina con un incremento en el contenido de boro para los aceros templados.

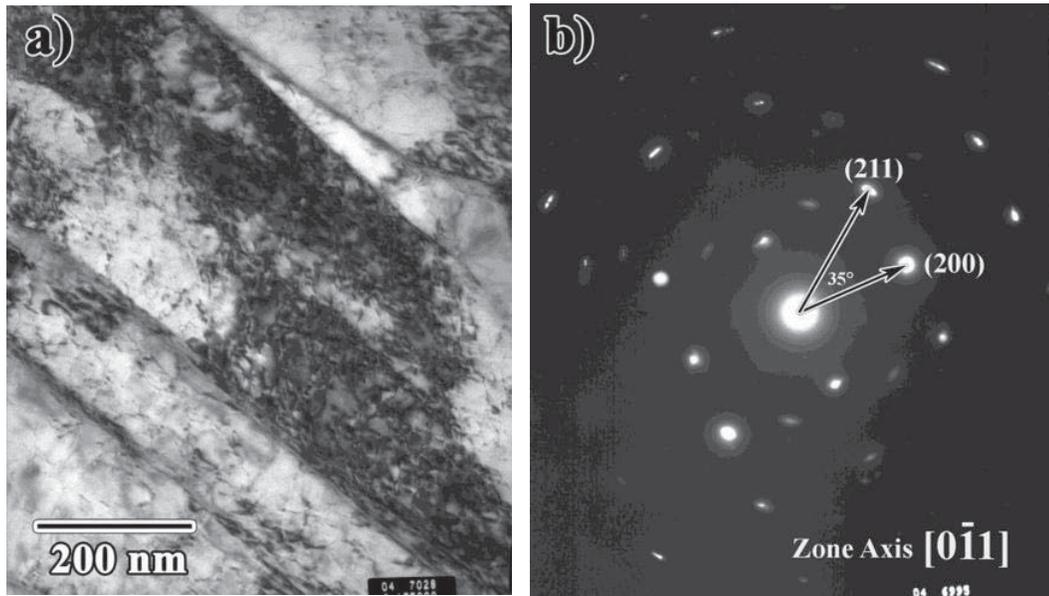


Fig. 3.10. (a) Muestra placas de martensita en el acero con 76 ppm de B, templado, y (b) muestra el patrón de difracción de área selecta que muestra la cristalografía de la martensita.

El boro se considera como un elemento de gran importancia que mejora la templabilidad, y mediante este mecanismo es un elemento muy efectivo en bajas cantidades, por las características de este que se disuelve en la austenita mostrando con esto que realmente contribuye al incremento de la templabilidad; esperando que al final se encuentre en solución sólida. Sin embargo, la solubilidad del boro es limitada a 10 ppm [30] con excepción de que pueda formar otro componente. Con el carbono puede endurecer el material por medio de un carburo de boro (B_4C) el cual está presente en estado sólido en forma de precipitado y funde a temperaturas superiores a los $2350^{\circ}C$. Debido a la afinidad con el nitrógeno, el boro también tiene la facilidad de formar nitruros (BN), los cuales, al igual que los carburos de boro entran en el grupo de los llamados endurecedores de acero. Este nitruro es extremadamente resistente a altas temperaturas, con una temperatura de disociación que inicia desde los $1600^{\circ}C$ aproximadamente. En el presente trabajo no fue posible determinar el componente que forma pero se cree que puede ser BN. La Fig. 3.11(a) muestra una partícula de boro aislada, formada en los límites de fase martensíticos dentro de la microestructura de los aceros enfriados al aire y con 161 ppm de B. La Fig. 3.11 (b) muestra los detalles de la partícula mediante un barrido de línea a lo largo de esta, en el que se detectó únicamente la presencia de boro. Nótese el incremento en la intensidad del espectro sobre la partícula lo cual indica claramente que es una partícula rica en boro.

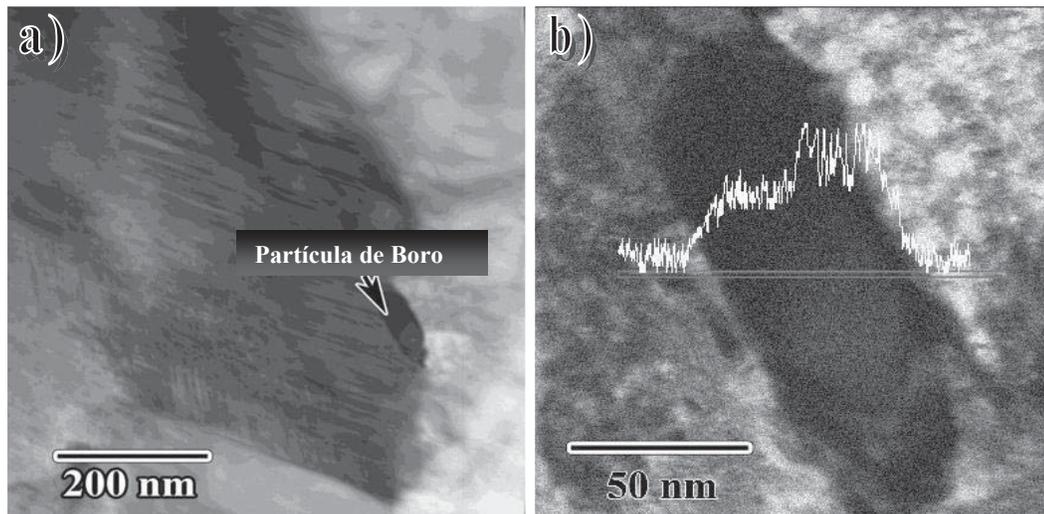


Fig. 3.11. (a) Muestra una partícula de boro formada en los límites de fase martensíticos en los aceros con 161 ppm de B enfriados al aire, (b) esta imagen detalla la partícula mediante un barrido a lo largo de la misma el cual indica que en realidad se trata de una partícula rica en boro.

La cantidad de boro en solución sólida es difícil de medir por las bajas concentraciones y el comportamiento de este como segregado, que se observó con mínimas evidencias. Como se mencionó anteriormente, que el boro se encuentra en solución sólida dentro de la austenita queda dentro de una suposición, así como la controversia de las posiciones atómicas del boro.

Existen diferentes puntos de vista entre los investigadores con respecto a la posición de los átomos de boro dentro de la red de la austenita. Jandeska and Morral [21] sustentan que los átomos de boro están disueltos intersticialmente. De una comparación entre los coeficientes de difusión del boro, carbono y nitrógeno, estos investigadores concluyen que los átomos de boro pueden ser incorporados intersticialmente dentro de la red de la austenita. Estos resultados fueron rechazados por otros autores [22] en las condiciones teóricas basadas sobre la comparación de los radios de los átomos de boro con las distancias interatómicas en la red de la austenita ($r_B = 0.98 \text{ \AA}$ y $r_C = 0.91 \text{ \AA}$). Sin embargo, estas investigaciones geométricas ignoran la incorporación de los átomos de boro por mecanismos físicos y químicos. Por otra parte, en relación a las medidas por difracción de rayos-X, otros autores [23] fundamentan que los parámetros de red en la austenita son reducidos en presencia del boro. Ellos toman esto como prueba de que los átomos de boro están disueltos sustitucionalmente dentro de la red de la austenita. Teniendo en cuenta el radio atómico del hierro y del boro, consideran que las posiciones de los átomos de boro localizados en la red, puede ser más favorable que estén localizados en posiciones intermedias dentro de la red. También descubrieron que la diferencia entre los parámetros de red del hierro puro y con de boro se modifican, y que el parámetro de red del hierro disminuye con el incremento de la temperatura. De todo esto concluyen que con el incremento de la temperatura más átomos de boro migran de los límites de grano a ubicaciones dentro de la red, por lo que actualmente la separación del boro de la red, se considera estar bien fundamentada. Sin embargo, estos autores no excluyen la posibilidad de que un pequeño número de átomos de boro también puedan estar localizados dentro de la red cristalina.

Ambas suposiciones concernientes a las posiciones del boro en la red de la austenita son validas y cualquiera esta en lo correcto, el efecto de este elemento sobre la estructura del acero también puede ser reflejado en las propiedades mecánicas.

3.5. Propiedades Mecánicas.

El efecto que se observó en la microestructura también puede relacionarse con las propiedades mecánicas de los diferentes aceros, las Fig. 3.12 y 3.13 muestran los resultados de los ensayos de tensión y dureza del acero experimental en las diferentes condiciones de enfriamiento al aire y templadas en agua, respectivamente. En la Fig. 3.12 se observan las propiedades mecánicas de los aceros enfriados al aire, la resistencia a la tensión es de alrededor de los 700 MPa para 10 ppm de B, de 830 MPa para 76 ppm y finalmente de 750 MPa para 161 ppm de B. La diferencia entre los aceros con 76 y 161 ppm de B es mínima y se puede asumir que la alta cantidad de boro (mayor a 76 ppm) prácticamente no contribuye al incremento en la resistencia a la tensión. El mismo comportamiento fue observado para la resistencia a la cedencia (Fig. 3.12) que es de 600 MPa para el acero con 10 ppm de B, y 800 MPa para el acero con 161 de boro. Nótese en la figura, que la diferencia entre la resistencia a la cedencia y la resistencia a la tensión es de aproximadamente de 100 MPa para el acero con 10 ppm de B, mientras que la diferencia es de tan solo 25 MPa para el acero con 161 ppm de B. Este es un claro efecto de los precipitados de materiales y es reflejado en la elongación, la cual disminuye de 18% para el acero con 10 ppm de B a 8% para el acero con 161 ppm de B. De la Fig. 3.12 también se puede observar un incremento en la dureza de 35 a 48 HRC con incremento en el contenido de boro. Podemos reafirmar que la estructura para el acero con bajo contenido de boro es compuesta principalmente por bainita superior y para el acero con 161 ppm de B es compuesta principalmente por una mezcla de bainita y martensita. Por lo tanto, el incremento en el esfuerzo es atribuido al cambio en la microestructura que va de bainita superior, pasando por bainita inferior y una mezcla de bainita inferior y martensita con el incremento en el contenido de boro, y por ende la evolución de la microestructura es atribuida al efecto del boro, quien contribuye al incremento en la templabilidad con un efecto de segregación. Con respecto a lo anterior, se asume que para los contenidos de boro de 76 a 161 ppm la microestructura presenta nanopartículas de boro en los límites de grano (como se ve en

la Fig. 3.11) con lo cual se atribuye el efecto de endurecimiento y la disminución en la elongación.

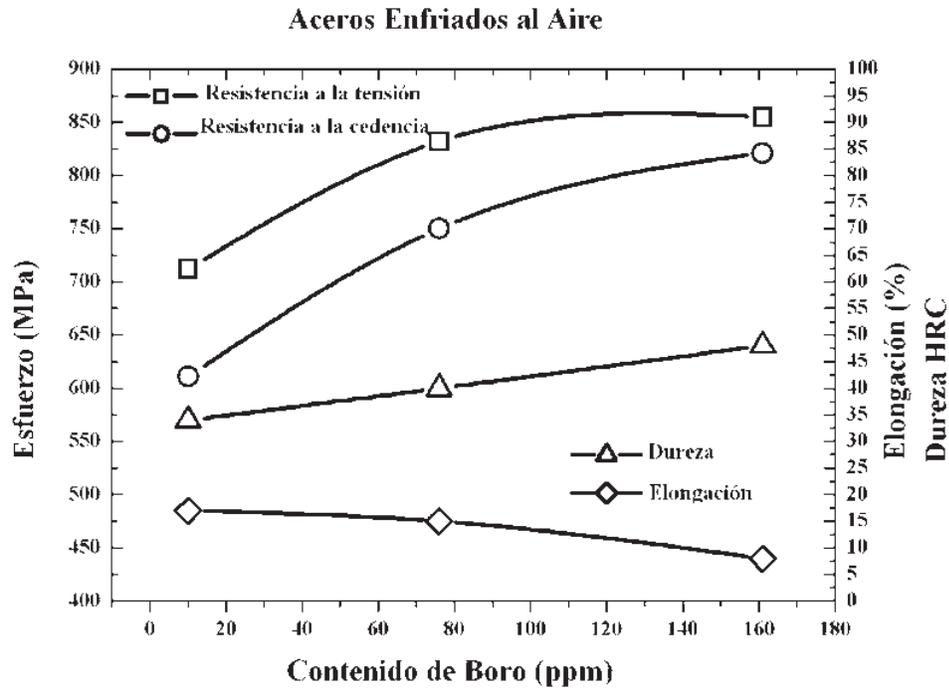


Fig. 3.12 Muestra las propiedades mecánicas de los aceros enfriados al aire en función del contenido de boro.

Por otra parte, la Fig. 3.13 muestra los resultados de los ensayos de dureza y tensión de los aceros templados en agua después de procesamiento termomecánico. Para este caso, los valores de los esfuerzos incrementan casi linealmente, la resistencia a la tensión van de 825 MPa para el acero con 10 ppm de B hasta 888 MPa para el acero con 161 ppm de B, el esfuerzo a la cedencia varío de 790 a 860 MPa y la dureza de 45 a 60 HRC para los mismos contenidos de boro, respectivamente. Los valores de las propiedades mecánicas de estos aceros son más altos que aquellos de los aceros enfriados al aire, y la razón es que se tiene una estructura principalmente martensítica en los aceros templados, combinado con el efecto de endurecimiento de las partículas de boro que son formadas en los límites de grano. Este efecto es también observado en los valores bajos de elongación (8 a 5%) obtenidos para este acero.

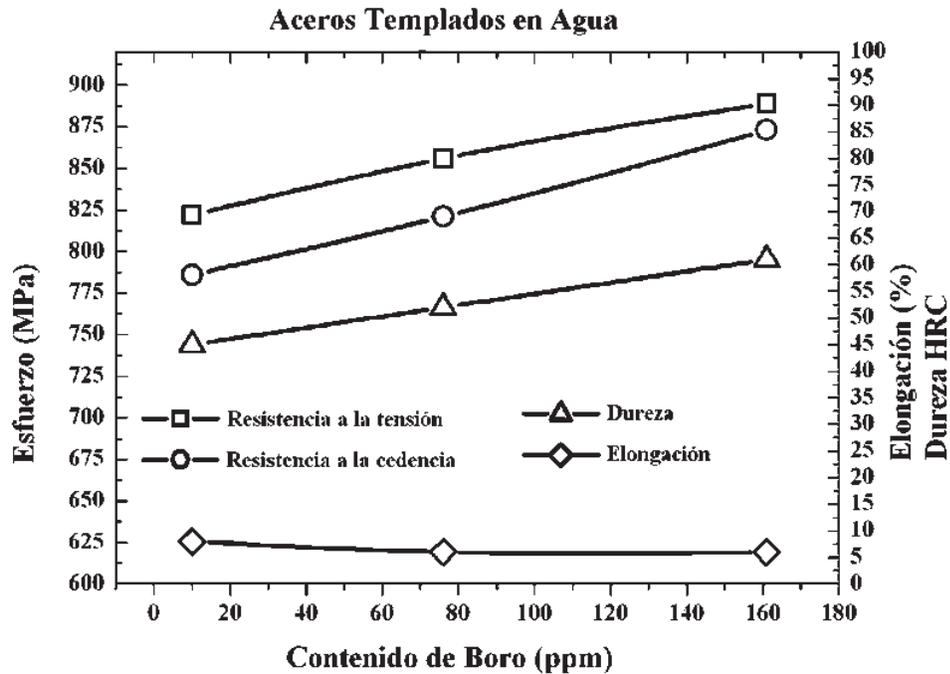


Fig. 3.13 Muestra las propiedades mecánicas de los aceros templados en agua en función del contenido de boro.

El boro se encuentra segregado dentro de la microestructura de los aceros, y algunos investigadores [24, 25, 26] tienen reportes sobre el efecto de difusión de este elemento hacia los límites de grano, en los cuales se discute sobre el mecanismo de difusión. Sin embargo, el trabajo de Jahazi y Jonas [24] parece ser uno de los más completos sobre la segregación del boro en los aceros sobre varias condiciones de procesos termomecánicos. Ellos sugieren tres medios de segregación del boro: (i) *segregación del boro inducida por temple (quench-induced)*, este está relacionado con el incremento en la densidad de vacantes debido al temple que es llevado a cabo a altas temperaturas el cual acelera la difusión del boro a los límites de grano de la austenita inicial; (ii) *segregación del boro inducida por deformación (deformation-induced)*, está relacionado con el movimiento de las dislocaciones que mueven lentamente los átomos de boro hacia los límites de grano, y (iii) está relacionado con el mecanismo de recristalización después de la deformación en caliente, donde el movimiento de las dislocaciones, otra vez, mueve los átomos de boro hacia los límites de los subgranos. Más tarde los mecanismos de segregación fueron propuestos por estos autores [24, 25, 26] que pueden ser los responsables del retraso de la recristalización para varios aceros

al boro. Estos mecanismos de segregación pueden operar en los aceros del presente estudio y son los responsables del incremento notorio de las propiedades mecánicas.

Acorde con los presentes resultados, se puede concluir que la mejor combinación de resultados es para los aceros enfriados al aire y con un contenido de boro de 76 ppm. Para este acero, la estructura que se obtuvo fue predominantemente de bainita inferior con una resistencia a la tensión de 830 MPa, una resistencia a la cedencia de 750 MPa y una elongación del 15% obtenida durante los ensayos de tensión. La resistencia a la cedencia es particularmente alta si es comparado con los aceros eutectoides que se están usando actualmente para las aplicaciones en los rieles de ferrocarril. Como es el caso de los aceros en función con 0.76%C-0.87%Mn-0.15%Si y 0.045%Nb, que son austenizados entre 1050 y 1100°C seguidos de un temple en un baño salino y transformados isotérmicamente entre 560 y 640°C, reportados por M. das Gracias Mendes da Fonseca Gomes [27] presentan una resistencia a la cedencia de entre 437 y 696 MPa y un rango de elongación de 5 a 11.5%. Ellos no obtuvieron altas resistencias para las bajas temperaturas de transformación isotérmica pero tampoco obtuvieron una ductilidad alta. Estos resultados fueron atribuidos a una especie interlaminar de ferrita y cementita en la estructura eutectoide desde el tamaño de grano austenítico similar para todos los aceros, el producto interlaminar disminuye la resistencia a la cedencia y tensión. Por otra parte, en aceros hipereutectoides con 0.91C-0.49Mn-0.21Si austenizados entre 900 a 1200°C seguidos por una transformación isotérmica dentro de un baño de sales entre 550 y 620°C, que fueron reportados por, Elwazri [28] presento la mejor combinación de las propiedades mecánicas para temperaturas bajas de homogenización (tamaño de grano austenítico pequeño) y bajas temperaturas de transformación isotérmicas (transformación a perlita fina). Las mejores propiedades mecánicas fueron para el acero austenizado a 900°C y transformado a 550°C; la resistencia a la cedencia fue de 765 MPa y la resistencia a la tensión de 1120 MPa. Para este acero la ductilidad reportada tiene los valores entre 18 y 30%, mucho más altas que las reportadas por M. das Gracias Mendes da Fonseca Gomes [27], Elwazri [28] atribuye la alta ductilidad al refinamiento de grano y particularmente a las finas especies interlaminares de perlita; Este autor argumentan que esperan que la deformación de la perlita cause una variación de los porcentajes de ductilidad.

Los resultados anteriores son un ejemplo de la gran variedad de las propiedades mecánicas de los aceros eutectoides reportados en la literatura. Sin embargo, se puede concluir que la gran variedad de esfuerzos y ductilidad de los aceros perlíticos reportados no son tan altos, pero tampoco tan bajos comparados con los obtenidos para los aceros de 76 ppm de B reportados en el presente trabajo. Tal vez estos aceros no muestran unas propiedades notoriamente superiores que las de los aceros perlíticos comúnmente utilizados en los rieles de ferrocarril. Pero son suficientes para justificar que, pueden competir con los aceros perlíticos usados actualmente, ya que en condiciones de contacto rodante-deslizante los aceros bainíticos, comparados con los aceros perlíticos, experimentalmente se comportan bastante similares, por lo que se presta a una gran controversia. Una clara discusión sobre esta controversia, es presentada por varios autores, dentro de alguno de ellos esta Bhadeshia [29] quien concluye que el comportamiento al desgaste es bastante similar de ambos aceros y que es más un pesimismo sobre el comportamiento al desgaste de los aceros bainíticos que puede ser superado por una serie de investigaciones sistemáticas con una adecuada caracterización microestructural, como es el objetivo de la presente investigación. Sobre esta base, se puede asumir que no es mucha la diferencia entre los aceros bainíticos y perlíticos para estas aplicaciones en los rieles de ferrocarril, sin embargo, aun que los aceros bainíticos y perlíticos regularmente tienen características similares de desgaste, las bajas concentraciones de carbono en los aceros bainíticos pueden asegurar una mejor ductilidad, tenacidad y particularmente mucho mayor soldabilidad.

3.6 Comportamiento en Desgaste

El principal uso o aplicación de este tipo de materiales, como ya se ha mencionado en el capítulo 1, es en la fabricación de rieles de ferrocarril que durante su vida útil estarán sometidas a procesos severos de abrasión o desgaste por rodamiento deslizamiento. Por esta razón, es fundamental analizar su comportamiento microestructural bajo condiciones de desgaste. El tipo de ensayo utilizado fue la adaptación de un mecanismo para realizar desgaste por deslizamiento, como se describe en el desarrollo experimental. El material fue ensayado utilizando una carga variada de 80, 110, 150 y 200 N y las pérdidas en peso fueron monitoreadas a los 2.7 km, 8.0 km y a 30 km, el ensayo consistió en una distancia total de 30 km. Las Tablas 3.2 y 3.3 muestran los

resultados del ensayo de desgaste donde se presentan los valores de pérdida en peso de la muestras tanto enfriadas en aire como templadas en agua, después de haber sido ensayada cada distancia. En la Fig. 3.14 se muestran graficadas las pérdidas en peso después de 30 km de ensayo, para cada uno de los aceros con las diferentes variaciones de boro y las formas de enfriamiento, así como también la variación de las cargas de 80, 110, 150 y 200 N en la misma distancia del ensayo.

Tabla 3.2 Muestra las pérdidas en peso (gramos) durante el ensayo de desgaste para las muestras enfriadas al aire variando el peso de 80, 110, 150 y 200 N.

Muestra	Carga en (N).	Perdida inicial (gr)	Perdida a 2.7 km, en (gr).	Perdida a 8 km, en (gr).	Perdida a 30 km, en (gr).
Acero con 10 ppm de B	80	0	0,07	0,152	0,413
	110	0	0,084	0,195	0,596
	150	0	0,138	0,339	1,038
	200	0	0,548	0,396	1,812
Acero con 76 ppm de B	80	0	0,057	0,108	0,16
	110	0	0,066	0,18	0,532
	150	0	0,127	0,205	0,682
	200	0	0,343	0,583	2,208
Acero con 161 ppm de B	80	0	0,027	0,046	0,115
	110	0	0,072	0,096	0,224
	150	0	0,119	0,124	0,872
	200	0	0,215	0,204	1,927

Tabla 3.3 Muestra las pérdidas en peso (gramos) durante el ensayo de desgaste para las muestras templadas en agua variando el peso de 80, 110, 150 y 200 N.

Muestra	Carga en (N).	Perdida inicial (gr)	Perdida a 2.7 km, en (gr).	Perdida a 8 km, en (gr).	Perdida a 30 km, en (gr).
Acero con 10 ppm de B	80	0	0,07	0,152	0,413
	110	0	0,084	0,195	0,596
	150	0	0,138	0,339	1,038
	200	0	0,294	0,357	1,666
Acero con 76 ppm de B	80	0	0,042	0,073	0,263
	110	0	0,049	0,09	0,279
	150	0	0,166	0,292	0,246
	200	0	0,323	0,35	1,342
Acero con 161 ppm de B	80	0	0,075	0,148	0,367
	110	0	0,112	0,159	0,827
	150	0	0,152	0,215	0,895
	200	0	0,361	0,458	2,125

Resultados de desgaste en 30 Km

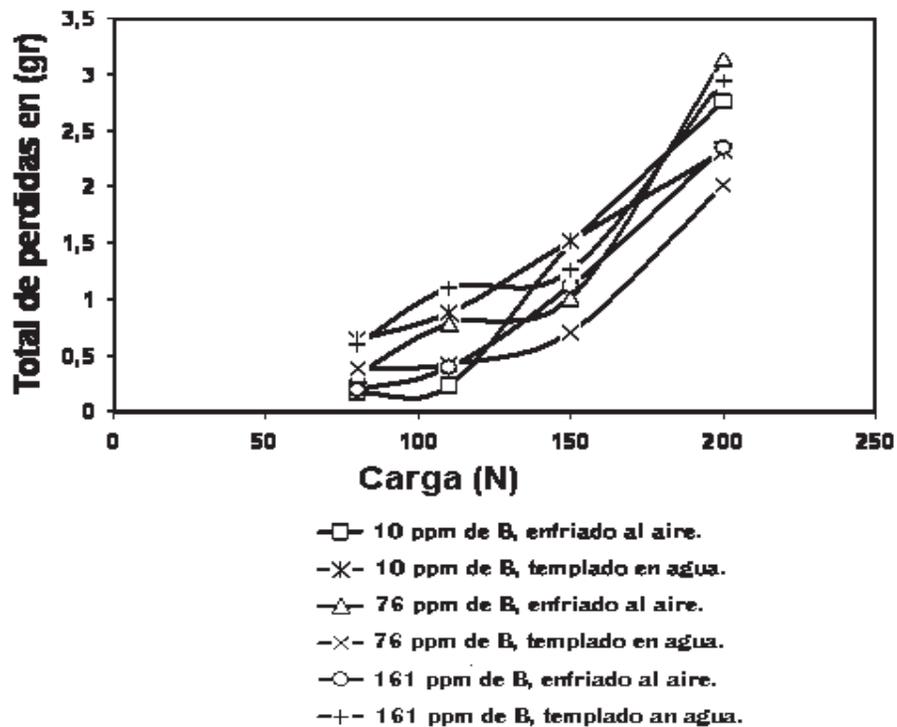


Fig. 3.14 Muestra las pérdidas por desgaste, producto del ensayo de desgaste de los diferentes aceros contra la variación de las cargas para una distancia del ensayo de 30 km.

El comportamiento en desgaste es complicado y es dependiente de cada sistema tribológico en particular. Intervienen una serie de factores que en cierto punto cada uno puede ser determinante para definir el comportamiento en desgaste de un material. Podría pensarse que la resistencia al desgaste aumentaría con el incremento de boro y en los aceros templados en agua ya que teóricamente se esperaría tener un acero con un incremento en la dureza aunque muchas excepciones han sido encontradas para los aceros bainíticos [29, 30, 31], como se puede ratificar en la figura anterior en la cual se observa que para los aceros ensayados con una carga de 80 N hay una disminución en las pérdidas de peso (menor cantidad de pérdidas en el ensayo de desgaste) para los aceros con 10 y 161 ppm de B y enfriados al aire, seguidos de los aceros de 76 ppm de B y enfriados al aire y templados en agua mismos que obtuvieron pérdidas por desgaste muy similares, y por último los aceros en los que se obtuvo la mayor cantidad de pérdidas por desgaste fueron los aceros 76 y 161 ppm de B y templados en agua. Para el

ensayo con una carga de 110 N el comportamiento de los materiales fue un poco diferente siendo el material con menores pérdidas por desgaste el acero 10 ppm de B y enfriado al aire y el de mayor pérdidas por desgaste fue el acero con 161 ppm y templado en agua, para en ensayo con 150 N de carga el acero que obtuvo un mejor comportamiento en cuanto a las pérdidas por desgaste fue el acero con 76 ppm de B templado en agua seguido por el acero con la misma cantidad de boro pero enfriado al aire y los aceros que obtuvieron una mayor cantidad de pérdidas por desgaste fueron los de 10 ppm de B enfriados al aire y templados en agua, y finalmente para el ensayo con una carga de 200 N en el acero que se obtuvieron menores pérdidas por desgaste siguió siendo el de 76 ppm de B templado en agua, seguido por los aceros con 10 y 161 ppm de B templados en agua y enfriados al aire respectivamente y en el acero que se encontraron mayores pérdidas por desgaste fue el de 76 ppm de B enfriado al aire. De lo anterior se puede concluir que el acero con un mejor comportamiento en cuanto a pérdidas por desgaste fue el de 76 ppm de B templado al agua, esto se puede atribuir a la microestructura que es preferentemente martensítica refinada por la adición de boro, se esperaría tal vez que con el incremento de boro el acero con mayor cantidad de este elemento se comportara mejor, pero esto se deteriora debido a que el boro a mayores cantidades se empieza a segregar a los límites de la martensita aunado a las reacciones que pueden presentarse en las superficies en contacto y que según Rigney [32] pueden ser transformaciones de fase, endurecimiento o ablandamiento, reacciones químicas con el ambiente, y la mezcla y transferencia mecánica de material. Aunque también una estructura refinada mejora las propiedades de desgaste por este medio de contacto rodante deslizante, ya que durante el ensayo una delgada capa de la superficie de la muestra está sometida a grandes esfuerzos tangenciales durante el movimiento de la muestra contra el otro cuerpo, lo cual genera deformación plástica y según Kalousek [29] puede ocurrir un endurecimiento por deformación que es lo que controla la resistencia al desgaste de este tipo de materiales, y según Su y Clayton [33] el comportamiento del material en cuanto a endurecimiento por deformación, es antagónico con respecto a la dureza del mismo.

3.6.1 Coeficiente de desgaste.

En la Fig. 3.15, muestra la variación del coeficiente de desgaste durante el contacto rodante deslizante en una distancia de recorrido de 30 km para el acero con 10 ppm de B enfriado al aire y ensayado con las diferentes cargas, 200 N, 150 N, 110 N, y 80 N, en esta se observa un periodo inicial en el cual ocurre un aumento continuo del coeficiente hasta una distancia aproximada de 2.5 km el cual es proporcional a la carga aplicada durante el ensayo, es decir un coeficiente menor para la carga mayor y el menor valor para la carga menor (80 N) aunque es muy similar a la de la carga de 110 N, para los ensayos con cargas de 80-150 N se observa una gran disminución en el coeficiente hasta una distancia de aproximadamente 8 km seguida de un estado estable con una ligera disminución en el coeficiente hasta el final del ensayo, para el pin con una carga de 200 N el comportamiento es similar hasta una distancia de 8 km aproximadamente seguida de un ligero incremento en el coeficiente hasta el final del ensayo. Sin embargo, este valor es dependiente de cada sistema y las condiciones que operen en el mismo. El periodo inicial de estas curvas corresponde al acomodamiento entre las superficies en contacto ya que es cuando existe el enganchado mecánico (que es la unión entre las protuberancias superficiales) entre las protuberancias debido al deslizamiento a la dureza superficial, por esto y otros factores existe un incremento en el coeficiente aunado a la mayor cantidad de pérdidas en masa del pin característicos de un desgaste abrasivo [34], después de este estado ocurre una disminución en el coeficiente y se mantiene más o menos constante hasta el final del ensayo, que es una característica típica de un desgaste oxidativo [34], ya que debido a la reacción entre las superficies en contacto existe una reacción triboquímica de la cual se forma un óxido superficial con una elevada dureza el cual es altamente resistente al desgaste, otro detalle que se puede destacar de las graficas es que al final del ensayo la curva que presento un menor coeficiente de desgaste fue la del acero ensayado con una carga de 110 N. El comportamiento de este acero es muy similar con el mostrado por los aceros perlíticos AISI 1070 ensayados por Cristian [35], mismos que se caracterizan por presentar un desgaste oxidativo preferentemente y con unas características del óxido formado en la superficie que contribuyen a la resistencia al desgaste comparado con un desgaste adhesivo, estas características podemos observarlas en la mayoría de las figuras enlistada a continuación.

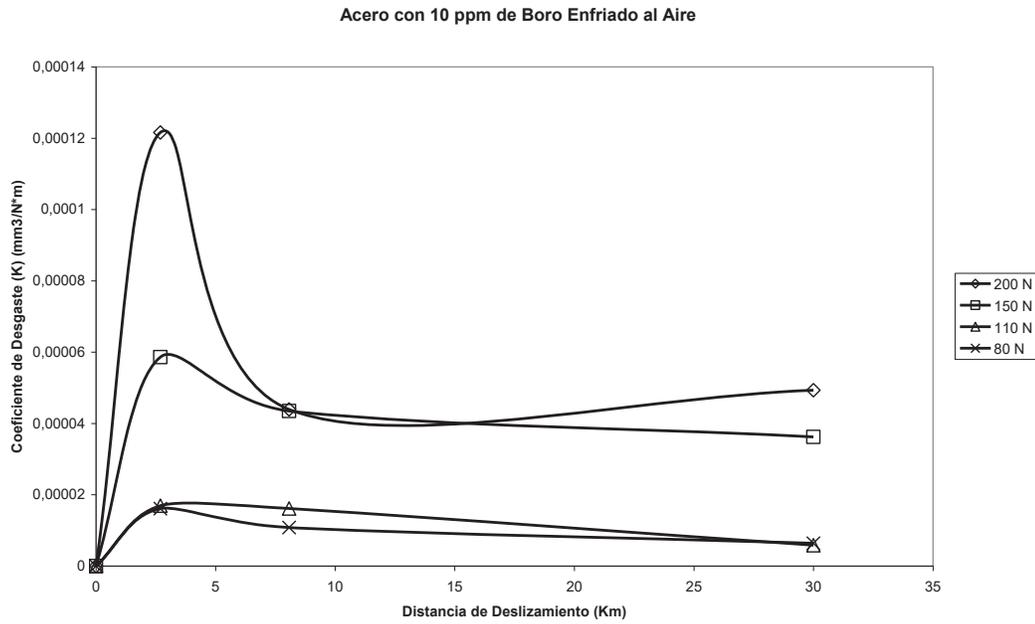


Fig. 3.15 Muestra la variación del coeficiente de desgaste para las diferentes cargas, del acero con 10 ppm de B enfriada al aire.

Un comportamiento similar tuvo el acero con 10 ppm de B templado en agua como lo muestra la Fig. 3.16, en la que se puede destacar un comportamiento similar para las primeras cargas diferenciándose el ensayo con una carga de 200 N el cual exhibe un desgaste brusco al inicio seguido por un desgaste moderado después de los 10 km.

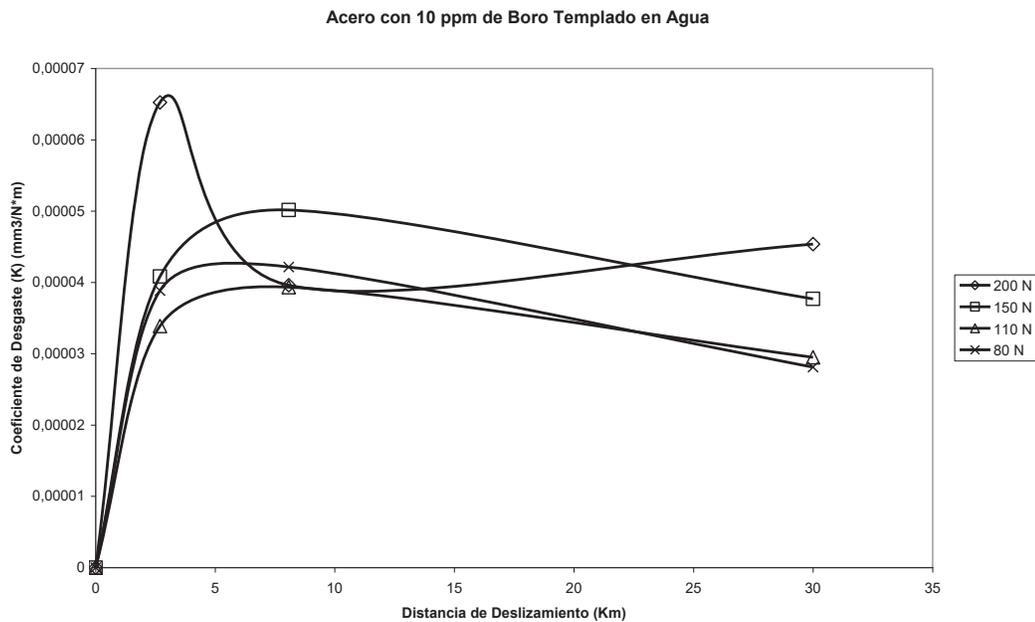


Fig. 3.16 Muestra la variación del coeficiente de desgaste para las diferentes cargas, del acero con 10 ppm de B templado en agua.

Para el caso de los aceros con 76 ppm de B enfriados al aire el comportamiento discierne de los anteriores ya que para las cargas de 80 y 110 N el comportamiento fue similar iniciando con un moderado incremento en el coeficiente de desgaste para distancias cortas antes de ocurrir un endurecimiento por deformación, a distancias mayores después de los 3 km aproximadamente se exhibe una disminución en dicho coeficiente debido a el endurecimiento por deformación y a la microestructura obtenida que es una combinación de bainita y martensita, las cuales se consideran como resistentes al desgaste.

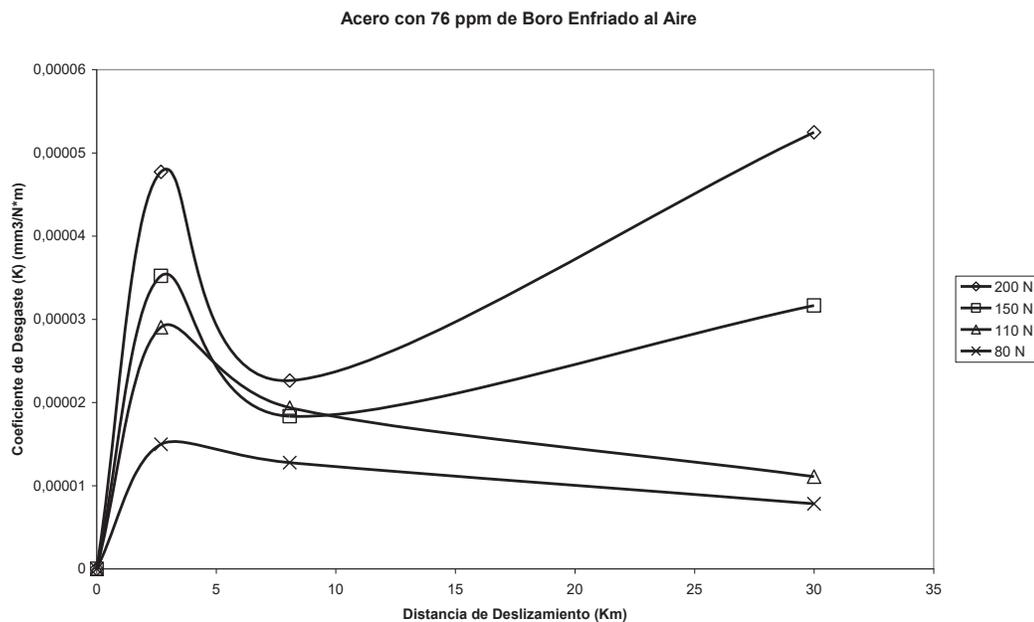


Fig. 3.17 Muestra la variación del coeficiente de desgaste para las diferentes cargas, del acero con 76 ppm de B enfriada al aire.

El ensayo para el acero similar al anterior pero templado al agua que mostró un microestructura combinada de martensita refinada y bainita (mostrada en la Fig. 3.10) se comportó diferente al anterior, ya que la grafica (Fig. 3.18) muestra incremento del coeficiente de desgaste después de los 8 km aproximadamente para de 110, 150 y 200 N que difiere el ensayo para la carga de 110 N, para la carga de 80 N se muestra una disminución en el coeficiente después de la misma distancia.

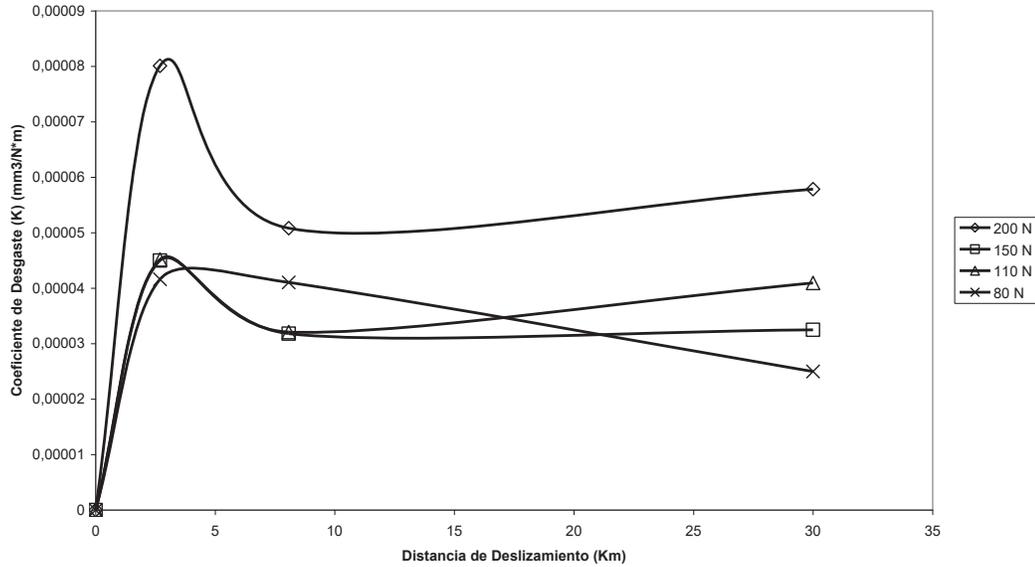


Fig. 3.18 Muestra la variación del coeficiente de desgaste para las diferentes cargas, del acero con 76 ppm de B templado en agua.

En los aceros con 161 ppm de B enfriados al aire y para el ensayo realizado con una carga de 200 N el desgaste inicial fue de forma creciente para una distancia corta seguido de un pequeño descenso y manteniéndose casi estable para distancias mayores posiblemente por la combinación microestructural de bainita y martensita, en los otros ensayos de 80 a 150 N el coeficiente de desgaste disminuyó casi en un 50% para distancias cortas seguidas de un comportamiento similar al del ensayo de 200 N para la misma muestra.

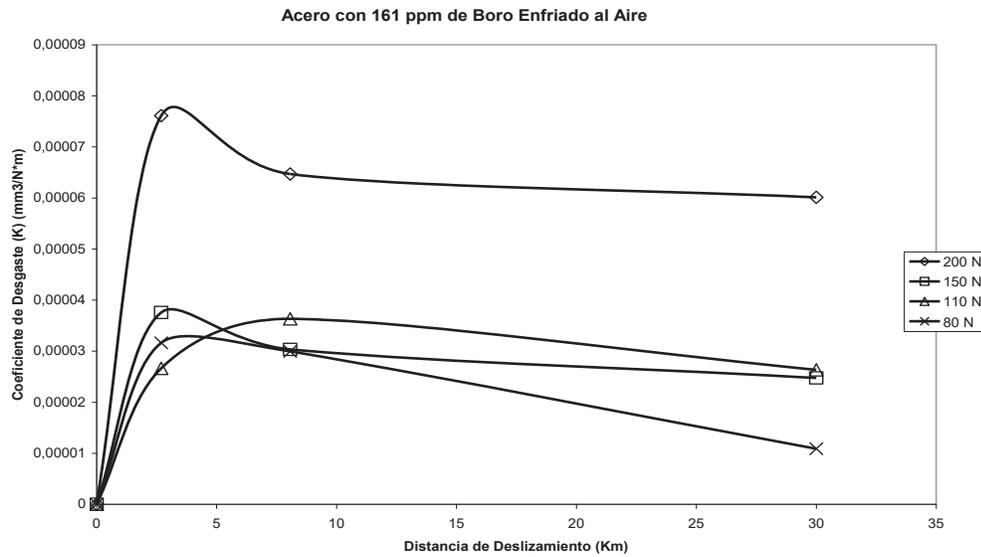


Fig. 3.19 Muestra la variación del coeficiente de desgaste para las diferentes cargas, del acero con 161 ppm de B enfriada al aire.

El coeficiente de desgaste para el acero con 161 ppm de B templado disminuyó ligeramente comparado con el acero enfriado al aire con la misma cantidad de boro comportándose de manera similar que fue un incremento en el coeficiente de desgaste para distancias cortas seguido de una etapa casi estable debido seguramente por la microestructura que es preferentemente martensítica como se puede observar en la Fig. 3.20.

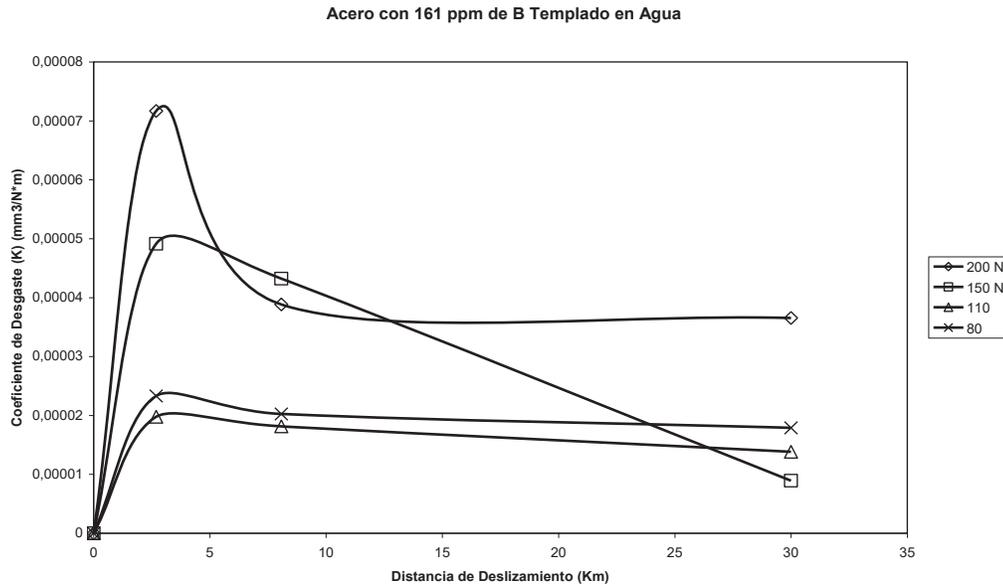


Fig. 3.20 Muestra la variación del coeficiente de desgaste para las diferentes cargas, del acero con 161 ppm de B enfriada al aire.

Revisando las graficas anteriores es necesario mencionar, es que el mecanismo de desgaste cambia a medida que el ensayo progresa. Inicialmente se tiene una alta área de contacto metal contra metal que ocasiona desgaste abrasivo, lo cual es evidente de las ralladuras que se observan en las muestras de los diferentes aceros mostradas en las Figuras 3.21 a 3.26 en general para todos los ensayos realizados. Sin embargo, a medida que la distancia de deslizamiento progresa, la superficie desgastada muestra la aparición de una capa oxidada. Esta capa comienza a observarse a distancias de deslizamiento arriba de 8 km, y cubre casi a toda la superficie de la muestra cuando el ensayo ha recorrido los 30 km. Lo anterior se puede observar en las Figuras 3.21 a 3.26 que muestran una serie de fotografías de MEB de las muestras con las diferentes variaciones de boro. La formación de la capa de óxido es debida a la fricción que aumenta la temperatura de la superficie del ensayo hasta temperaturas del orden de 280°C [36], e inclusive a temperaturas superiores a los 1600°C entre asperezas en contacto, ya que a esta temperatura puede fundir el acero (se puede justificar con las

micrográficas que muestran un crecimiento dendrítico producto de los ensayos de desgaste en la Fig. 3.27 en las micrográficas con 10 y 76 ppm de boro con un enfriamiento al aire) bajo estas condiciones es muy probable la formación de una mezcla de los óxidos Fe_2O_3 y Fe_3O_4 a partir de la austenita. Esa capa de óxido que puede alcanzar espesores de hasta 10 micras aproximadamente, representa una protección para el desgaste de la aleación. La capa de óxido tiene buena adherencia con el sustrato, y evita el contacto metal-metal que causa el desgaste de abrasión caracterizado como uno de los más severos. En estas condiciones, la capa protectora sirve incluso como un lubricante ya que disminuye el coeficiente de fricción durante el deslizamiento [36], por lo tanto, las fuerzas tangenciales disminuyen y son más fácilmente disipadas por la superficie del ensayo. A estas distancias grandes de deslizamiento, el desgaste o la pérdida de peso del material está regido por la formación y desprendimiento de la capa de óxido (ver Figuras. 3.21 a 3.26). La capa de óxido se comienza a formar, engrosa hasta un tamaño crítico y se desprende en algunas zonas para volver a desarrollarse. Así, se tiene siempre la presencia de una película protectora que evita en gran medida el contacto directo metal-metal, disminuye el coeficiente de fricción y la velocidad de desgaste.

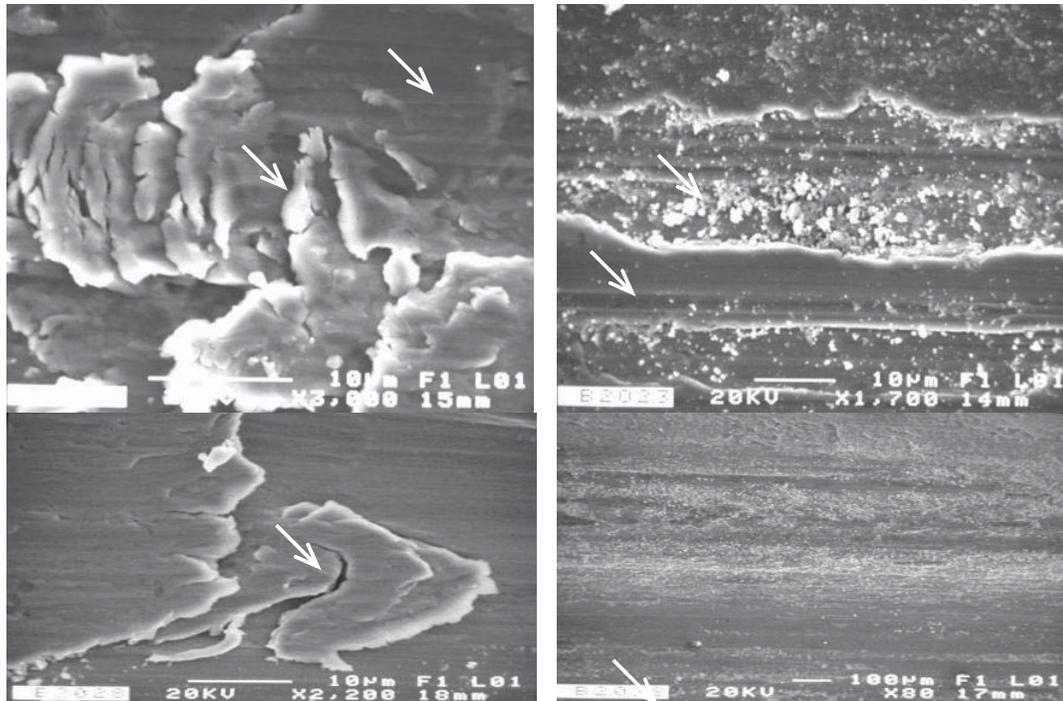


Fig. 3.21 Muestra las micrográficas del acero 10 ppm de B ensayado con una carga de 200 (parte superior) y 80 N enfriadas al aire (parte inferior), que muestran a) las capas de óxido formadas durante el ensayo de desgaste así como las ralladuras producto del mismo y b) muestra partículas de desgaste por el desprendimiento de las capas de óxido.

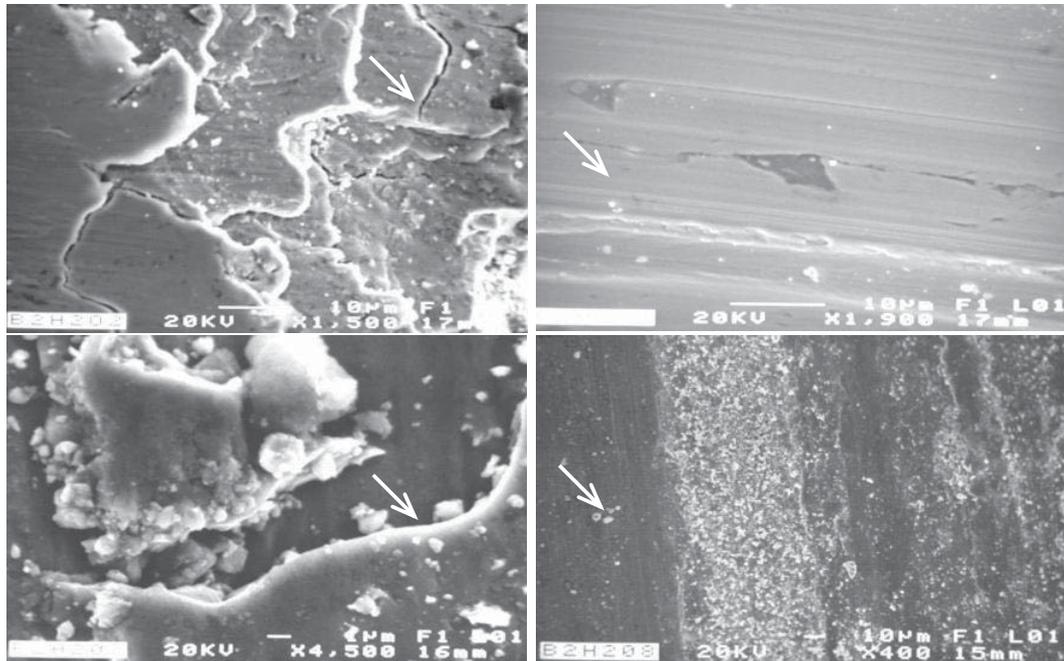


Fig. 3.22 Muestra las micrográficas del acero 10 ppm de B ensayado con una carga de 200 (parte superior) y 80 N (parte inferior) templadas en agua, que muestran las capas de óxido formadas durante el ensayo de desgaste así como las ralladuras producto del mismo las partículas de desgaste por el desprendimiento de las capas de óxido.

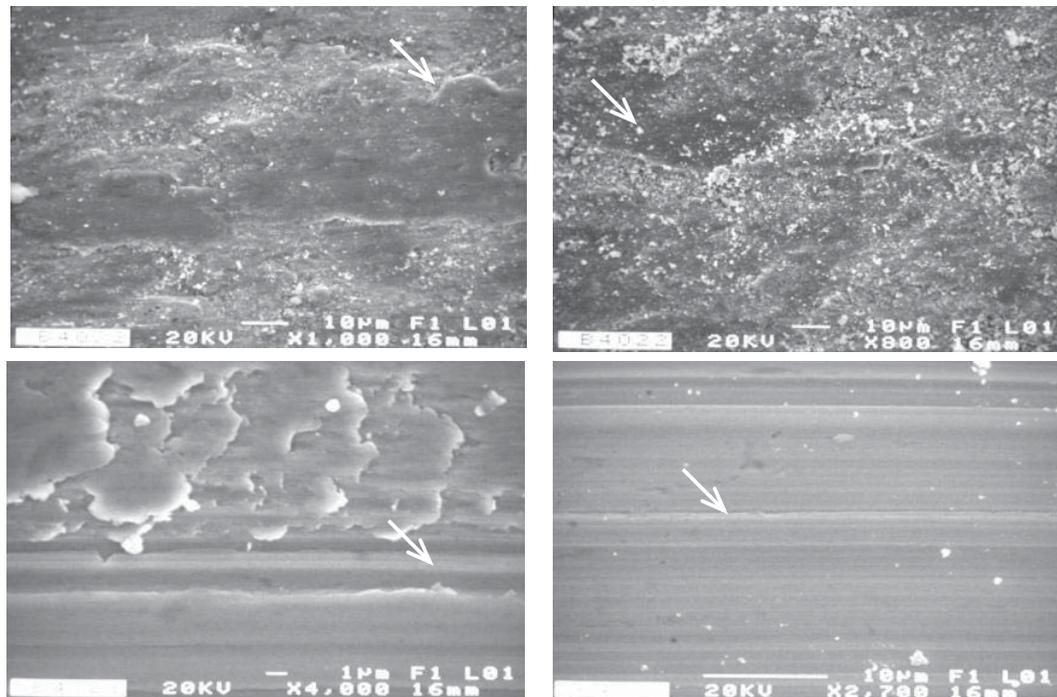


Fig. 3.23 Muestra las micrográficas del acero 76 ppm de B ensayado con una carga de 200 (parte superior) y 80 N (parte inferior) enfriadas al aire, que muestran las capas de óxido formadas durante el ensayo de desgaste así como las ralladuras producto del mismo y las partículas de desgaste por el desprendimiento de las capas de óxido.

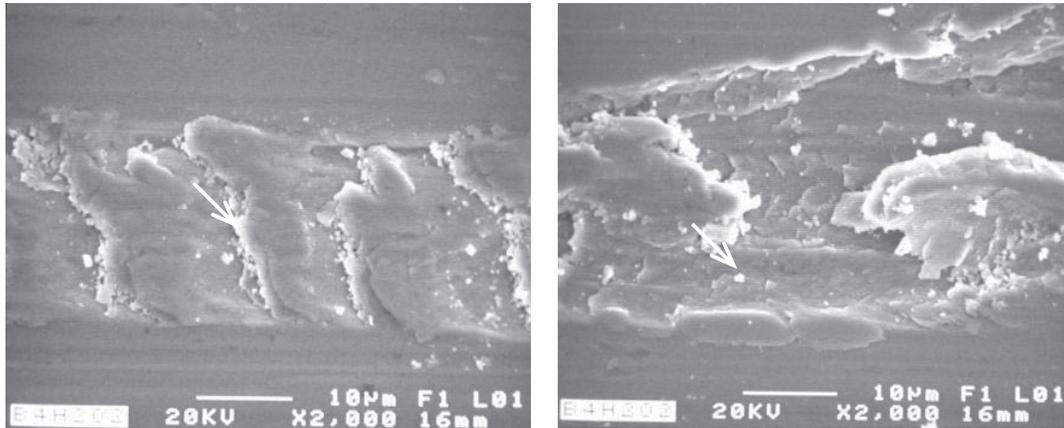


Fig. 3.24 Muestra las micrográficas del acero 76 ppm de B ensayado con una carga de 200 templadas en agua, que muestran las capas de óxido formadas durante el ensayo de desgaste así como las ralladuras producto del mismo y las partículas de desgaste por el desprendimiento de las capas de óxido.

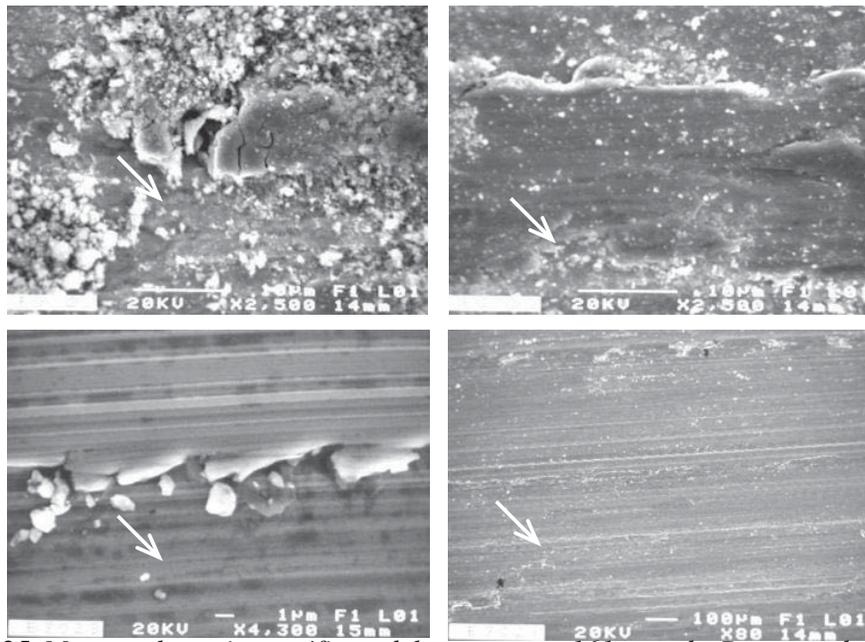


Fig. 3.25 Muestra las micrográficas del acero con 161ppm de B ensayado con una carga de 200 (parte superior) y 80 N (parte inferior) enfriadas al aire, que muestran las capas de óxido formadas durante el ensayo de desgaste así como las ralladuras producto del mismo y las partículas de desgaste por el desprendimiento de las capas de óxido.

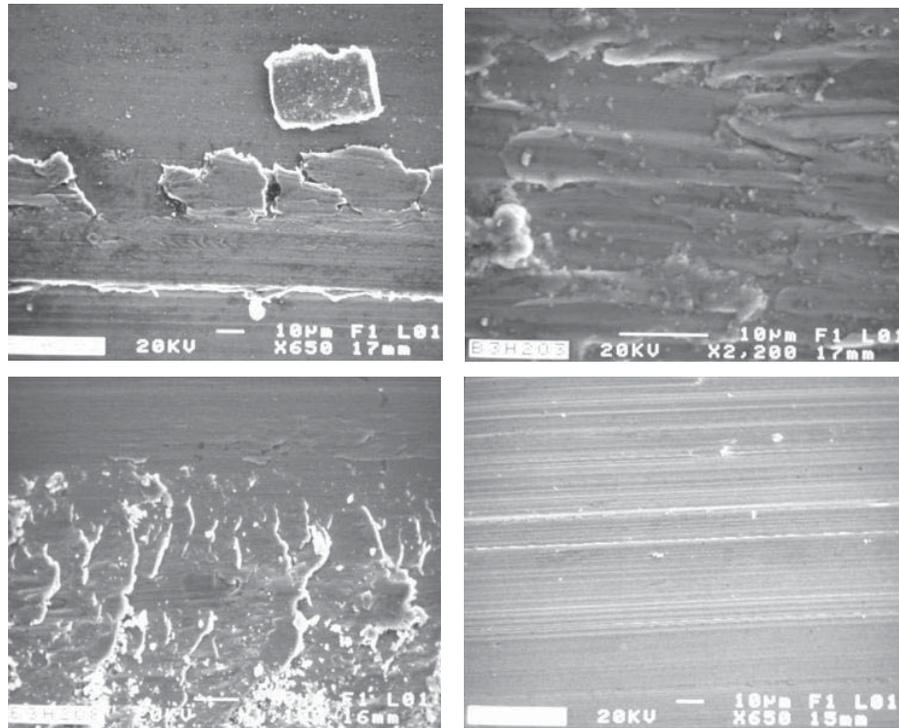


Fig. 3.26 Muestra las micrográficas del acero con 161ppm de B ensayado con una carga de 200 (parte superior) y 80 N (parte inferior) templadas en agua, que muestran las capas de óxido formadas durante el ensayo de desgaste así como las ralladuras producto del mismo y las partículas de desgaste por el desprendimiento de las capas de óxido.

Se puede resumir, que a distancias cortas de deslizamiento (hasta 5 km), se tiene que el mecanismo de desgaste es principalmente abrasivo, el cual es caracterizado por ser un desgaste severo. Aquí la velocidad de desgaste es alta comparada con la velocidad de desgaste a grandes distancias de deslizamiento. A grandes distancias, el desgaste está regido por la oxidación del material, y se considera como desgaste oxidativo [1, 36, 37,]. Como la capa de óxido reduce el coeficiente de fricción y por ende las fuerzas tangenciales que pueden desestabilizar la estructura de la aleación, la velocidad de desgaste es menor a distancias grandes de deslizamiento. Lo que se muestra claramente en las Figuras 3.15 – 3.19 que presenta la intensidad de desgaste K' (Coeficiente de desgaste o coeficiente de Lancaster) de las muestras ensayadas para diferentes cargas. El coeficiente de desgaste mide el volumen de material perdido por unidad de carga por unidad de distancia de desplazamiento (mm^3/Nm) y da una medida de la intensidad del desgaste. El cálculo del volumen de material perdido se realizó utilizando las pérdidas de peso y la densidad de la aleación que es 7.882 g/cm^3 . Si la velocidad de desgaste es la misma para todos los aceros, la tendencia de la curva sería horizontal; si hay cambios

drásticos en este factor, la intensidad de desgaste está cambiando, lo cual está generalmente asociado con un cambio en el mecanismo de desgaste predominante en el ensayo. En el presente caso, la caída del coeficiente de desgaste después de 5 km de desplazamiento promedio indica un cambio en el mecanismo de desgaste, de desgaste abrasivo a desgaste oxidativo, lo anterior puede compararse con los resultados mostrados por Cristian [35], en los que se tienen curvas similares para los aceros perlíticos AISI 1070 y que muestran un comportamiento al desgaste similar que los analizados anteriormente, y van de un desgaste abrasivo inicialmente seguido por un desgaste oxidativo.

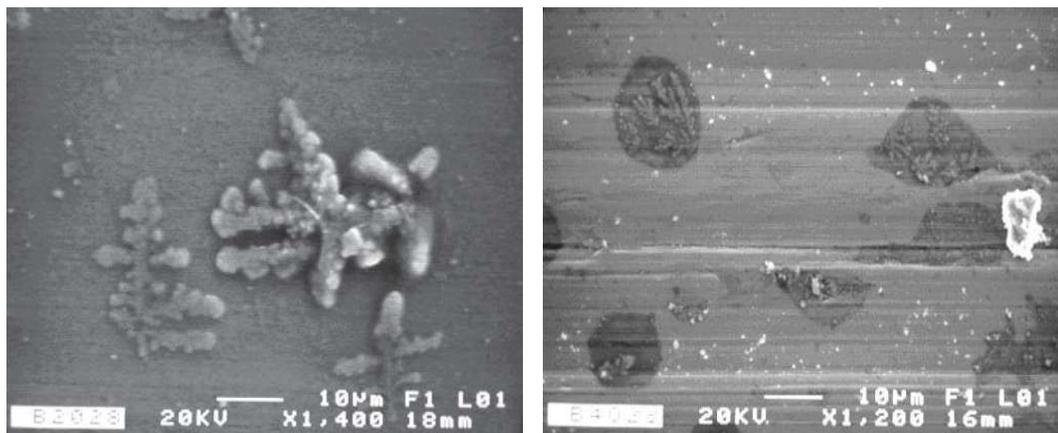


Fig. 3.27 Muestra las micrográficas del acero con 10ppm y 76ppm de B enfriadas al aire, de las que se observan microestructuras formadas durante el ensayo de desgaste, donde se destaca un crecimiento dendrítico.

Con el objeto de tener una comparación de las aleaciones en cuanto a la resistencia al desgaste se realizaron las graficas comparativas de estas con respecto al coeficiente de desgaste y a la distancia de deslizamiento mismas que se observan en las Figuras 3.28 y 3.29, en las que se observan las graficas de las aleaciones enfriadas al aire y templadas en agua con 200N y 150N de carga, respectivamente. También se puede observar que la aleación que tiene el mejor comportamiento al desgaste es la muestra con un contenido 161 ppm de B, ya que se observa una caída menos prolongada en el cambio de mecanismo de desgaste de abrasivo a oxidativo seguida posteriormente de un comportamiento casi estable, lo anterior para el ensayo de las muestras enfriadas al aire. Para el ensayo de las muestras templadas en agua la aleación que exhibió el mejor comportamiento fue la misma aleación (acero con 161 ppm de B) teniendo un comportamiento similar la única diferencia es que en el cambio de mecanismo de

desgaste de abrasivo a oxidativo se tiene un caída en el coeficiente de desgaste como se puede observar en la Fig. 3.29.

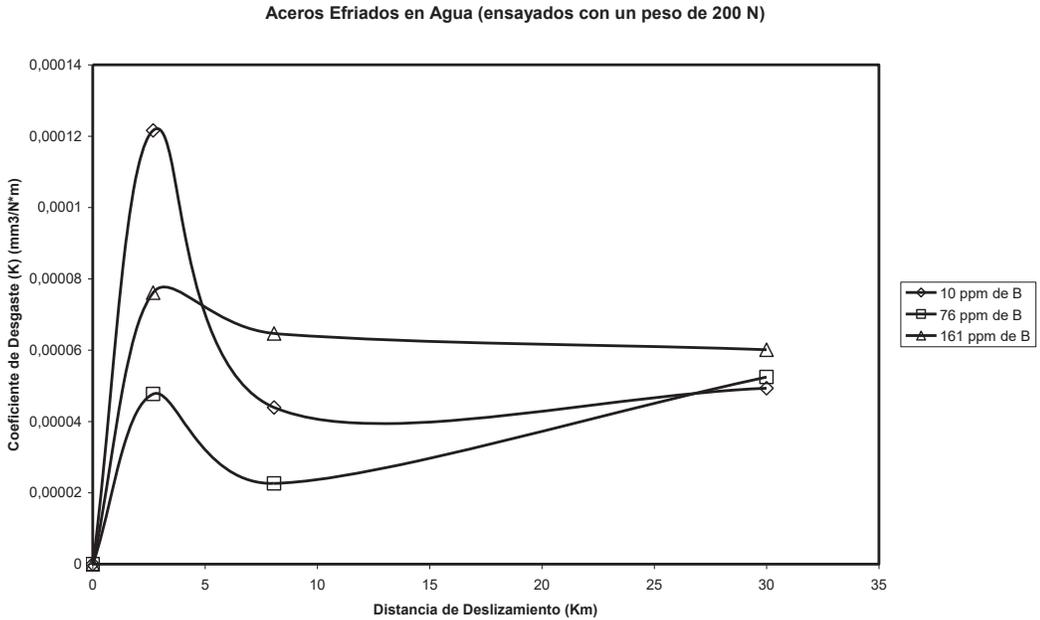


Fig. 3.28 Muestra las graficas del coeficiente de desgaste para las diferentes aleaciones ensayadas a una carga de 200 N enfriadas en agua.

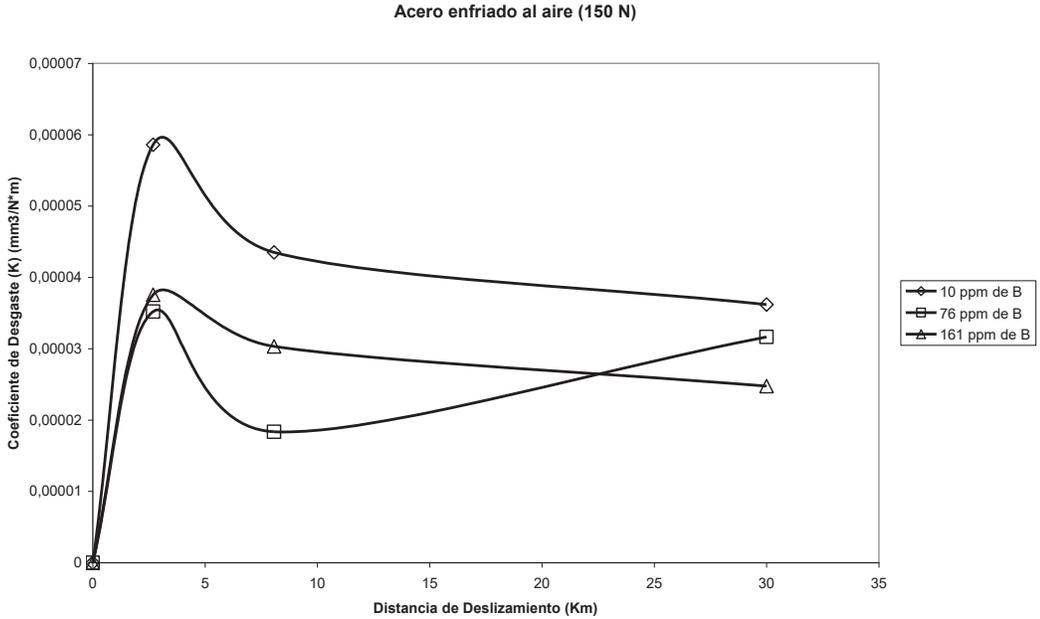


Fig. 3.29 Muestra las graficas del coeficiente de desgaste para las diferentes aleaciones ensayadas a una carga de 150 N enfriadas al aire.

CONCLUSIONES.

- Se observó que la estructura bainítica fue incrementando con el incremento en el contenido de boro para los aceros enfriados al aire, mientras que para los aceros templados, la estructura que se incrementó con el contenido de boro fue la martensita.
- Con el incremento en el contenido de boro, la estructura bainítica en los aceros enfriados al aire mostraron una transición de bainita superior a bainita inferior.
- La mejor combinación de propiedades mecánicas fue obtenida para el acero con un contenido de boro de 76 ppm y enfriado al aire, en el que predomina una estructura de bainita inferior, tales propiedades reportadas fueron las siguientes: la resistencia a la tensión fue de 830 MPa, un esfuerzo a la cedencia de 750 MPa, un 15% de elongación y una dureza de 40 HRC.
- La presencia de partículas de boro (las que se cree sean carbonitruros, según las evidencias) fueron formadas en los aceros con mayor contenido de boro.
- El efecto del contenido de boro en las aleaciones se reflejó en las propiedades mecánicas al igual que en la microestructura. La dureza, la resistencia a la tensión y a la cedencia incrementaron con el contenido de boro y la elongación disminuyó ligeramente con el incremento del mismo elemento.
- La resistencia al desgaste por deslizamiento de las aleaciones también incrementó a medida que incrementó el contenido de boro, tanto en las muestras enfriadas al aire como en las templadas en agua, lo anterior debe a que las microestructuras de los aceros con 161 ppm de B presentaron una estructura combinada de martensita y bainita con mayor cantidad de martensita, sin embargo los aceros con 76 ppm de B quedan en término medio de la resistencia al desgaste y siguen el mismo comportamiento, un cambio en el mecanismo de desgaste de abrasivo a oxidativo según el análisis de las curvas de desgaste.

REFERENCIAS.

- [1].- J. Kalousek, D.M. Fegredo & E.E. Laufer: **“The wear resistance and worn metallography of pearlite, bainite and tempered martensite rail steel microstructure of high hardness”** *Wear*, 105, (1985), p.199-222.
- [2].- S. Mitao, S. Yamamoto & T. Sugiyama: **“High strength bainitic steel rails for heavy haul railways with superior damage resistance”**, *International Heavy Haul Association’s Sts-Conference on Wheel / Rail Interface*, June 14 - 17, (1999), Moscow, Russia.
- [3]. - R.A. Smith: **“RCF of Rails: ¿What remains to be done?”** imperial college of science, technology & medicine”, London.
- [4]. - H. K. D. H. Bhadeshia. **Bainite in steels, transformations, microstructure and properties**, 2nd edn, (2001), Cambridge, p. 347.
- [5].- H. K. D. H. Bhadeshia and L. W. Christian. **Bainite in steels**, *Metallurgical transactions*, 21A, 4, (1990), 761-1008.
- [6]. - K. Sinha, Anil. **Physical metallurgy handbook**. McGRAW-HILL, 2003, p. 9.1
- [7].- J. B. Apraiz. **Tratamientos térmicos de los aceros**, 9ª edición, limusa, Bilbao, p. 1997, 129.
- [8].- R. Askeland, **Ciencia e ingeniería de los materiales**. 3ª edición, thomson, México, (1999), p. 313.
- [9].- R.E. Hackenberg and G.J. Shiflet. **The influence of alloy element partitioning On the shapes of ttt start curves in steels**, *congress MS&T 2003, Austenite Formation and Decomposition*, p. 27.
- [10].- M. Jahazi and J.J. Jonas. **The non-equilibrium segregation of boron on original and moving austenite grain boundaries**, *Materials science and engineering*, Elsevier, A335, (2002), 49-61
- [11].- T.Y. Hsu (Xu Zuyao). **On bainite formation**, *Metallurgical transactions*, 21A, 4, (1990), p. 811-816
- [12].- D. Quidort, O. Buoaziz, Y. Bréchet. **The role of carbon on the kinetics of bainite transformation in steels**, *congress MS&T 2003, Austenite Formation and Decomposition*, p. 15-25
- [13].- S.K. Mishra (Pathak), S. Ranganathan, S.K. Das and Samar Das. **Investigations on precipitation characteristics in high strength low alloy (HSLA) steel**, *Scripta materialia*, 32, 2, (1998), 253-259.
- [14].- L.L. Teoh. **Thermo-mechanical processing and microstructure of microalloyed steel bar and wire rod products**, *Journal of materials processing technology*, Elsevier, 48, (1995), p. 475-481
- [15].- J. Zrnik: **Influence of plastic deformation conditions on structure evolution in Nb-Ti microalloyed steel**, *Journal of materials processing technology*, Elsevier, 5828, (2002), p. 1-7.
- [16].- S.M. Medina y C.A. Hernandez. **Modelling of the dynamic recrystallization of austenite in low alloy and microalloyed steel**, *Acta mater*, Pergamon, (1996), 44, 1, p. 165-171.
- [17].- I.G. Goryacheva: **Contact mechanics in tribology**, Kluwer Academia Publishers (1998), p. 299-300.
- [18].- S. Mohan., Ved Prakash, J.P. Pathak: **Wear characteristics of HSLA steel**, *Wear*, Elsevier 252, (2002), p. 16–25.

- [19].- C.G. Mateo, F.G. Caballero y H.K.D.H. Bhadeshia: **Superbainita. Una nueva estructura bainítica de alta resistencia**, *Revista de Metalurgia*, Rev. Metal. Madrid 41, (2005), p. 186-193
- [20].- H. Dietrich. Werner: **Boron and boron containing steels**, Verlag Stahleisen mbH, 2nd Ed, (1995), Dusseldorf.
- [21].- W.F. Jandeska, J.E. Morral: **metall. trans. 3**, (1972) p. 2933.
- [22].- C.C. McBride, J.W. Spretnak and R. Speiser: **Trans. Amer. Soc. Met**, (1954) p. 46.
- [23].- R.M. Goldhoff and J.W. Spretnak: **Journal of metals**, (1957) p. 1278.
- [24].- M. Jahazi and J.J. Jonas: **Materiasl Sci. and Eng. A**, 335, (2002), p. 49.
- [25].- M.B. Kasen: **Acta metal**, 20, (1972) p. 105
- [26].- D. Ulder and D.N. Seidman: **Interface Sci. 3**, (1995) p. 45.
- [27].- M. das Gracias Mendes da Fonseca Gomes, L.H. de Almeida, L.C. Gomes and I.L. May: **Mat. Character. 39**, (1997), p. 1.
- [28].- A.M. Elwazri, P. Wanjara and S. Yue: **Mat. Sci. Eng. A**, 404, (2005), p.91.
- [29].- J. Kalousek, D.M. Fegredo & E.E. Laufer: **The wear resistance and worn metallography of pearlite, bainite and tempered martensite rail steel microstructure of high hardness**, *Wear*, Vol. 105, (1985), p.199-222.
- [30].- P. Clayton & N. Jin: **Unlubricated sliding and rolling/sliding wear behavior of continuously cooled, low/medium carbon bainitic steels**, *Wear*, Vol. 200, (1996), p.74-82.
- [31].- P. Clayton: **Predicting the wear of rails on curves from laboratory data**, *Wear*, Vol. 181, (1995), p.11-19.
- [32].- D.A. Rigney: **Transfer, mixing and associated chemical and mechanical processes during the sliding of ductile materials**, *Wear*, Vol. 245, (2000), p.1-9.
- [33].- X. Su and P. Clayton: **Surface-initiated rolling contact fatigue of pearlite and low carbon bainite steels**, *Wear*, Vol. 197, (1996), p. 137-144.
- [34].- K.H. Zum Gahr: **Microstructure and wear of materials**, *Elsevier*, (1987), p. 351-524.
- [35].- V.A. Cristian Camilo: **Comportamiento en desgaste de aceros perlíticos y bainíticos con relación al contacto rueda-riel**, Universidad Nacional de Colombia, (2004).
- [36].- H. So: **The mechanism of oxidational wear**, *Wear*, vol. 184, (1995), p. 161-167.
- [37].- F.H. Stott: **The role of oxidation in the wear of alloys**, *Tribology International*, Vol. 31, No. 1-3, (1998), p. 61-71.
- [38].- D. A. Rigney: **Sliding wear of metals**, *Ann. Rer. Mater*, Vol. 18, (1988), p. 141-163.
- [39].- I. Tamura, H. Sekine, T. Ouchi: **Thermomechanical processing of high strength low alloy steels**, Butterworths, London, (1988).