



**CENTRO DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES AVANZADOS  
DEPARTAMENTO DE ESTUDIOS DE POSGRADO**

**TRATAMIENTOS TÉRMICOS DEL ACERO AL BORO UTILIZADO PARA  
IMPLEMENTOS AGRÍCOLAS**

**TESIS  
QUE PARA OBTENER EL GRADO DE  
MAESTRIA EN CIENCIA DE MATERIALES**

**Presenta:  
I.I. Claudia Angélica García Aguirre**

**Director  
Dr. Carlos Domínguez Ríos**

**CHIHUAHUA, CHIH.**

**Julio,2013**

## TABLA DE CONTENIDO

TABLA DE FIGURAS.....	viii
LISTA DE TABLAS.....	xiii
AGRADECIMIENTOS.....	xiv
RECONOCIMIENTOS.....	xv
RESUMEN.....	xvi
1. INTRODUCCIÓN.....	1
1.1. Justificación.....	1
1.2. Hipótesis.....	1
1.3. Objetivo general.....	1
1.4. Objetivos particulares.....	1
2. FUNDAMENTOS TEÓRICOS.....	2
2.1. Historia del acero al boro.....	2
2.2. El diagrama de hierro carbono.....	5
2.2.1. Fases de los aceros.....	5
2.3. Diagrama de temperatura, tiempo, transformación (TTT).....	7
2.3.1. Diagramas TTT de aceros aleados.....	8
2.4. Tratamientos térmicos.....	8
2.4.1. Recocido.....	9
2.4.2. Normalizado.....	11
2.4.3. Temple.....	12
2.4.3.1. Medios de temple.....	12
2.4.3.1.1. Agua.....	12
2.4.3.1.2. Salmuera.....	13
2.4.3.1.3. Soluciones de alcohol polivinílico.....	14
2.4.3.1.4. Aceite.....	14
2.4.3.2. Agitación.....	14
2.4.3.3. Etapas del temple.....	15
2.4.3.3.1. Etapa de calentamiento.....	15
2.4.3.3.2. Etapa de enfriamiento.....	16

2.4.4. Revenido.....	16
2.4.4.1.Etapas del revenido.....	17
2.4.4.1.1. Primera etapa del revenido.....	17
2.4.4.1.2. Segunda etapa del revenido.....	18
2.4.4.1.3. Tercera etapa del revenido.....	18
2.4.4.1.4. Cuarta etapa del revenido.....	19
2.4.4.2. Efecto de los elementos de aleación en el revenido.....	19
2.5. La transformación martensítica.....	20
2.5.1. Martensita enlistonada y martensita lenticular.....	21
2.5.2. Efecto de los elementos de aleación.....	22
2.6. La reacción bainítica.....	22
2.6.1. Bainita superior.....	24
2.6.2. Bainita inferior.....	24
2.7. Aceros al boro.....	24
2.7.1. Efecto del boro en la templabilidad.....	26
2.7.1.1. Reducción de la energía en los límites de grano austeníticos.....	26
2.7.1.2. Reducción en la difusividad del hierro.....	27
2.7.1.3. Reducción del número de sitios de nucleación.....	27
2.7.1.4. Nucleación de la ferrita en los carburos de boro.....	27
2.8. Antecedentes del acero al boro.....	28
3. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL.....	33
3.1. Obtención de muestras.....	33
3.2. Tratamientos térmicos.....	33
3.3. Caracterización estructural.....	40
3.3.1. Preparación metalográfica.....	40
3.3.2. Difracción de rayos X (DRX).....	42
3.3.3. Microscopía electrónica de barrido (MEB).....	44
3.4. Caracterización de propiedades mecánicas.....	45
3.4.1. Pruebas de dureza.....	45
3.4.2. Pruebas de tensión.....	46
3.4.3. Pruebas de desgaste.....	50

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....	54
4.1. Caracterización estructural.....	54
4.1.1 Difracción de rayos X.....	54
4.1.2. Microscopía electrónica de barrido.....	57
4.2. Caracterización de las propiedades mecánicas.....	82
4.2.1. Dureza.....	82
4.2.2. Tensión.....	89
4.2.3. Desgaste.....	95
5. CONCLUSIONES.....	97
5.1. Caracterización estructural.....	97
5.1.1. Difracción de rayos X.....	97
5.1.2. Microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido.....	97
5.2. Caracterización de las propiedades mecánicas.....	98
5.2.1. Dureza.....	98
5.2.2. Tensión.....	99
5.2.3. Desgaste.....	99
6. RECOMENDACIONES Y TRABAJO FUTURO.....	100
7. REFERENCIAS.....	101

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Análisis TMA del acero al boro realizado para determinar la temperatura de austenización.....	34
Figura 2. Mufla Thermolyne en la que se llevaron a cabo los tratamientos térmicos del acero al boro....	35
Figura 3. Cortadora de disco de diamante utilizada en las muestras de acero al boro. a) Vista frontal. b) Vista lateral.....	41
Figura 4. Máquina montadora utilizada para embriquetar en baquelita las piezas de acero al boro.....	41
Figura 5. Máquina pulidora utilizada para desbastar y pulir las muestras embriquetadas.....	42
Figura 6. Difractómetro de rayos X.....	43
Figura 7. Microscopio electrónico de barrido JSM 5800-LV.....	45
Figura 8. Durómetro Rockwell.....	46
Figura 9. Máquina universal.....	50
Figura 10. Máquina de desgaste.....	51
Figura 11. Difractograma del acero al boro sin tratamiento térmico.....	55
Figura 12. Difractograma del acero al boro con una temperatura de austenización a 850°C y 3 minutos de permanencia.....	55
Figura 13. Difractograma de acero al boro con una temperatura de austenización a 1100°C y 45 minutos de permanencia.....	56
Figura 14. Acero al Boro sin tratamiento térmico atacado por 25 s con nital al 3%, micrografía en a) microscopio óptico a 500x, b) microscopio electrónico de barrido a 5,000x.....	57

Figura 15. Acero al Boro austenizado a (a) 850°C, (b) 900°C, (c) 950°C, (d) 1000°C, (e) 1050°C y (f)1100°C por 10 minutos, templado en agua, atacado con nital al 3%, a 5000x.....	58
Figura 16. Acero al Boro austenizado a 850°C con un tiempo de permanencia de (a) 3, (b) 5, (c) 10, (d) 30 y (e) 45 minutos, templado en agua a temperatura ambiente, atacado por 35 s con nital al 3% a 5,000X.....	60
Figura 17. Acero al Boro austenizado a 900°C con un tiempo de permanencia de (a) 3, (b) 5, (c) 10, (d) 30 y (e) 45 minutos, templado en agua a temperatura ambiente, atacado por 35 s con nital al 3% a 5,000X.....	61
Figura 18. Acero al Boro austenizado a 950°C con un tiempo de permanencia de (a) 3, (b) 5, (c) 10, (d) 30 y (e) 45 minutos, templado en agua a temperatura ambiente, atacado por 35 s con nital al 3% a 5,000X.....	62
Figura 19. Acero al Boro austenizado a 1000°C con un tiempo de permanencia de (a) 3, (b) 5, (c) 10, (d) 30 y (e) 45 minutos, templado en agua a temperatura ambiente, atacado con nital al 3% a 5,000X.....	63
Figura 20. Acero al Boro austenizado a 1050°C con un tiempo de permanencia de (a) 3, (b) 5, (c) 10, (d) 30 y (e) 45 minutos, templado en agua a temperatura ambiente, atacado con nital al 3% a 5,000X.....	64
Figura 21. Acero al Boro austenizado a 1100°C con un tiempo de permanencia de (a) 3, (b) 5, (c) 10, (d) 30 y (e) 45 minutos, templado en agua a temperatura ambiente, atacado por 35 s con nital al 3% a 5,000X.....	65
Figura 22. Acero al boro austenizado a 850°C por 10 minutos, (a) templado en agua a temperatura ambiente, (b) revenido a 200°C por una hora, (c) revenido a 500°C por una hora.....	67
Figura 23. Acero al boro austenizado a 900°C por 10 minutos, (a) templado en agua a temperatura ambiente, (b) revenido a 200°C por una hora, (c) revenido a 500°C por una hora.....	68

Figura 24. Acero al boro austenizado a 950°C por 10 minutos, (a) templado en agua a temperatura ambiente, (b) revenido a 200°C por una hora, (c) revenido a 500°C por una hora.....	69
Figura 25. Acero al boro austenizado a 1000°C por 10 minutos, (a) templado en agua a temperatura ambiente, (b) revenido a 200°C por una hora, (c) revenido a 500°C por una hora.....	70
Figura 26. Acero al boro austenizado a 1050°C por 10 minutos, (a) templado en agua a temperatura ambiente, (b) revenido a 200°C por una hora, (c) revenido a 500°C por una hora.....	71
Figura 27. Acero al boro austenizado a 1100°C por 10 minutos, (a) templado en agua a temperatura ambiente, (b) revenido a 200°C por una hora, (c) revenido a 500°C por una hora.....	72
Figura 28. Promedio del tamaño de grano del acero al boro con una temperatura de austenización de 850°C, 900°C, 950°C, 1000°C, 1050°C y 1100°C, templado en agua a temperatura ambiente, sin revenido.....	73
Figura 29. Promedio del tamaño de grano del acero al boro con una temperatura de austenización de 850°C, 900°C, 950°C, 1000°C, 1050°C y 1100°C, templado en agua a temperatura ambiente, revenido a 200°C.....	75
Figura 30. Promedio del tamaño de grano del acero al boro con una temperatura de austenización de 850°C, 900°C, 950°C, 1000°C, 1050°C y 1100°C, templado en agua a temperatura ambiente, revenido a 500°C.....	75
Figura 31. Gráfica de la distribución de frecuencia de ancho de las agujas de bainita, con una temperatura de austenización de 850°C y con un tiempo de permanencia de 3 (a), 5(b), 10 (c), 30 (d), 45 (e) minutos.....	76

Figura 32. Gráfica de la distribución de frecuencia de ancho de las agujas de bainita, con una temperatura de austenización de 900°C y con un tiempo de permanencia de 3 (a), 5(b), 10 (c), 30 (d), 45 (e) minutos.....	77
Figura 33. Gráfica de la distribución de frecuencia de ancho de las agujas de bainita, con una temperatura de austenización de 950°C y con un tiempo de permanencia de 3 (a), 5(b), 10 (c), 30 (d), 45 (e) minutos.....	78
Figura 34. Gráfica de la distribución de frecuencia de ancho de las agujas de bainita, con una temperatura de austenización de 1000°C y con un tiempo de permanencia de 3 (a), 5(b), 10 (c), 30 (d), 45 (e) minutos.....	79
Figura 35. Gráfica de la distribución de frecuencia de ancho de las agujas de bainita, con una temperatura de austenización de 1050°C y con un tiempo de permanencia de 3 (a), 5(b), 10 (c), 30 (d), 45 (e) minutos.....	80
Figura 36. Gráfica de la distribución de frecuencia de ancho de las agujas de bainita, con una temperatura de austenización de 1100°C y con un tiempo de permanencia de 3 (a), 5(b), 10 (c), 30 (d), 45 (e) minutos.....	81
Figura 37. Durezas (HRC) del acero al boro austenizado a 850°C, templado en agua a temperatura ambiente, revenido a 200°C por una hora y revenido a 500°C por una hora.....	83
Figura 38. Durezas (HRC) del acero al boro austenizado a 900°C, templado en agua a temperatura ambiente, revenido a 200°C por una hora y revenido a 500°C por una hora.....	83
Figura 39. Durezas (HRC) del acero al boro austenizado a 950°C, templado en agua a temperatura ambiente, revenido a 200°C por una hora y revenido a 500°C por una hora.....	84



Figura 40. Durezas (HRC) del acero al boro austenizado a 1000°C, templado en agua a temperatura ambiente, revenido a 200°C por una hora y revenido a 500°C por una hora.....	84
Figura 41. Durezas (HRC) del acero al boro austenizado a 1050°C, templado en agua a temperatura ambiente, revenido a 200°C por una hora y revenido a 500°C por una hora.....	85
Figura 42. Durezas (HRC) del acero al boro austenizado a 1100°C, templado en agua a temperatura ambiente, revenido a 200°C por una hora y revenido a 500°C por una hora.....	85
Figura 43. Durezas (HRC) del acero al boro austenizado a 850°C, 900°C, 950°C, 1000°C, 1050°C y 1100°C, templado en agua a temperatura ambiente.....	88
Figura 44. Gráfica de esfuerzo Vs deformación de las muestras de acero al boro sin tratamiento térmico y austenizadas a 850°C, 900°C, 950°C, 1000°C, 1050°C y 1100°C con un tiempo de permanencia de 10 minutos.....	89
Figura 45. Gráfica de esfuerzo Vs deformación de las muestras de acero al boro sin tratamiento térmico y austenizadas a 850°C, 900°C, 950°C, 1000°C, 1050°C y 1100°C con un tiempo de permanencia de 10 minutos, revenidas a 200°C.....	93
Figura 46. Gráfica de esfuerzo Vs deformación de las muestras de acero al boro sin tratamiento térmico y austenizadas a 850°C, 900°C, 950°C, 1000°C, 1050°C y 1100°C con un tiempo de permanencia de 10 minutos, revenidas a 500°C.....	94
Figura 47. Gráfica de las muestras a las que se les aplicó la prueba de desgaste en función del tratamiento térmico contra la pérdida de volumen (mm <sup>3</sup> ).....	95
Figura 48. Cicatriz hecha por la prueba de desgaste del acero al boro austenizado a 850°C con 10 minutos de permanencia templado en agua. ....	96

## LISTA DE TABLAS

Tabla 1. Composición química del acero al boro.....	33
Tabla 2. Tratamientos térmicos, temperaturas de austenización y revenidos, y tiempos de permanencia de las muestras de acero al boro.....	36
Tabla 3. Condiciones de las muestras a las que se les realizó la prueba de tensión.....	47
Tabla 4. Condiciones de las muestras de acero al boro a las que se les realizó la prueba de abrasión.....	51
Tabla 5. Desviación estándar de las mediciones de dureza.....	86
Tabla 6. Propiedades obtenidas del ensayo de tensión.....	91

## **AGRADECIMIENTOS**

## **RECONOCIMIENTOS**

## RESUMEN

El desgaste juega un papel esencial en la vida útil de las máquinas y equipos que están expuestos a él. Por esta razón, se recurre al uso de elementos aleantes y de tratamientos térmicos, los cuales pueden modificar la microestructura y las propiedades mecánicas de los aceros, dándoles una mayor resistencia al desgaste.

El boro es el elemento aleante que en pequeñas cantidades aumenta considerablemente la templabilidad del acero, mejorando su resistencia mecánica.

La empresa Renyson se dedica a fabricar implementos agrícolas con acero al boro, los cuales están altamente sometidos a la abrasión, solo que no lo hacen con un tratamiento térmico de temple estandarizado, por lo que mediante este trabajo se pretende encontrar las mejores condiciones del tratamiento térmico que maximicen la dureza y, en consecuencia, la resistencia al desgaste del acero al boro.

Se utilizaron muestras de acero al boro de 1" de ancho por 3" de largo y 0.20" de espesor, las cuales fueron austenizadas a 850°C, 900°C, 950°C, 1000°C, 1050°C y 1100°C, con un tiempo de permanencia de 3, 5, 10, 30 y 45 minutos; se templaron en agua a temperatura ambiente con agitación constante, posteriormente se revinieron a 200°C y 500°C.

Con la ayuda de las técnicas de difracción de rayos X y microscopía electrónica de barrido (SEM), se encontró que la microestructura obtenida después de los tratamientos térmicos fue bainita superior.

Para evaluar las propiedades mecánicas obtenidas después del tratamiento térmico, se realizaron pruebas de dureza, tensión y desgaste al acero al boro antes y después del temple.

La dureza del acero al boro sin tratamiento térmico fue de 97.9 HRB, mientras que la mejor dureza se obtuvo con una temperatura de austenización de 850°C y 10 minutos de permanencia, la cual fue de 52 HRC, esta se debe al efecto de templabilidad del boro en el acero. Con el revenido a 200°C la dureza disminuye un poco debido a la liberación de esfuerzos residuales, mientras que con un revenido a 500°C hay una drástica disminución en la dureza.

La mayor resistencia a la tensión, la cual fue de 1961.08 MPa, se obtuvo con una temperatura de austenización de 850°C y 10 minutos de permanencia, lo que fue debido a la alta dureza que presentó este tratamiento térmico.

El acero al boro sin tratamiento térmico es el que presenta una menor resistencia al desgaste, ya que perdió 240 mm<sup>3</sup>, mientras que la muestra con una temperatura de austenización de 850°C y 10 minutos de permanencia fue la que presentó una mejor resistencia a la abrasión, perdiendo 112mm<sup>3</sup>.

# 1. INTRODUCCIÓN

El desgaste representa un factor económico esencial en numerosas aplicaciones, ya que juega un importante papel en la vida útil y desempeño de las máquinas y herramientas expuestas a él. El desgaste es el daño superficial sufrido por los materiales después de determinadas condiciones de trabajo a las que son sometidos. Es la pérdida de material y la disminución de dimensiones, lo cual lleva a la pérdida de tolerancias.

El desgaste abrasivo es la pérdida de masa resultante de la interacción entre partículas o asperezas duras que son forzadas contra una superficie y se mueven a lo largo de ella ocasionando así la aparición de grietas, deformación plástica, cambios estructurales, etc., provocando la pérdida de funcionalidad y la falla de los materiales [1].

Por esta razón desde hace tiempo se han empleado los aceros resistentes al desgaste, tanto en los implementos agrícolas como en otras aplicaciones.

Las propiedades mecánicas de los aceros se pueden mejorar mediante el uso de elementos aleantes tales como Ni, Cr, Mo, Ti, W, Mn, V, etc., otorgando una mayor dureza a los materiales, así como una gran resistencia al desgaste. El boro es un elemento aleante que se agrega a los aceros al bajo y medio carbono para aumentar su dureza con una pequeña cantidad, esto es, entre 0.001 y 0.003% en peso, lo cual lo hace óptimo para sustituir a otros elementos aleantes más costosos.

## **1.1 Justificación**

La empresa Renyson se encarga de fabricar implementos agrícolas con acero al boro, al cual se le da el tratamiento térmico de temple y revenido pero sin la temperatura ni tiempo de permanencia estandarizados, por lo que no obtiene una dureza adecuada en sus productos, ocasionando la falla de estos y acortando el tiempo de vida útil.

Por medio de este proyecto se pretende encontrar las temperaturas de temple y de revenido óptimas, así como los tiempos de permanencia adecuados para modificar las propiedades mecánicas de un acero al boro y aumentar su dureza y resistencia al desgaste.

## **1.2. Hipótesis.**

Es posible modificar las propiedades mecánicas para obtener una dureza y resistencia al desgaste óptimos variando la temperatura del temple y el tiempo de permanencia.

## **1.3. Objetivo general.**

Obtener las condiciones óptimas del temple y revenido para proporcionar una mayor resistencia al desgaste y dureza en un acero al boro utilizado para implementos agrícolas.

## **1.4. Objetivos particulares.**

- Realizar pruebas de dureza para determinar la mejor temperatura y el mejor tiempo de permanencia en los diferentes tratamientos térmicos del acero al boro.
- Determinar las condiciones óptimas de temperatura y tiempo de permanencia del acero al boro para minimizar daños ocasionados por efectos de pruebas de desgaste.
- Mediante pruebas de tensión comprobar el efecto de la temperatura y el tiempo de permanencia en la resistencia mecánica del acero al Boro.



- Caracterizar por microscopia electrónica de barrido (MEB) la microestructura obtenida después del tratamiento térmico del acero al Boro.
- Caracterizar por difracción de rayos X (DRX) los cambio de fase presentes en cada una de las muestras del acero al Boro después del los tratamiento térmico.

## **2. FUNDAMENTOS TEÓRICOS.**

### **2.1. Historia del acero al boro**

En 1921 se reconoció que el boro en una cantidad de 2% en peso en algunos aceros otorgaba una gran dureza, así como una inherente fragilidad. Sin embargo, la falta de habilidad para controlar el contenido de boro durante el procesamiento del acero condujo a una baja comercialización del acero al boro [2].

A principios de la segunda guerra mundial, la gran escasez de elementos aleantes que otorgan mayor dureza al acero, tales como el níquel y el cromo, llevó a la necesidad de utilizar boro en sustitución de éstos [2,3].

Aunque el boro era un elemento aleante muy prometedor, su uso fue mínimo, ya que durante el conformado del acero se pueden controlar el oxígeno y el nitrógeno antes de la adición del boro, pero no después, debido a la gran afinidad que tiene el boro por estos elementos. Si el boro se combina con el oxígeno y el nitrógeno durante una etapa temprana durante el conformado la eficacia de la templabilidad se perderá [2].

Un considerable esfuerzo en las investigaciones de los aceros con boro se llevó a cabo durante los años 50's, pero los resultados fueron algo inconclusos, esto debido a la dificultad de relacionar las partes por millón que se deberían de utilizar en un elemento con bajo número atómico [4].

En años siguientes, el desarrollo de tecnologías de fabricación del acero hizo posible la adición de elementos desoxidantes tales como el silicio y el aluminio, así como los elementos

formadores de nitruros, por ejemplo el titanio y el zirconio, los cuales ayudan a evitar la formación de boruros y nitruros [2].

El uso de tratamientos térmicos es otro método que ayuda a mejorar las propiedades mecánicas de los aceros.

## **2.2. El diagrama de hierro carbono.**

Los aceros son aleaciones de hierro con carbono, los cuales se representan en el diagrama de fases de hierro carbono. Un diagrama de fases es la representación de equilibrio termodinámico de un sistema, permite predecir las fases presentes y sus proporciones para condiciones determinadas. Una fase es la porción físicamente homogénea de un sistema que tiene características físicas y químicas uniformes [5, 6].

Los aceros se encuentran desde el extremo izquierdo del diagrama de fases hierro carbono hasta un 2% de carbono. Arriba del 2% de carbono se encuentran los hierros fundidos [5].

### **2.2.1 Fases de los aceros.**

El hierro sufre tres transformaciones alotrópicas, esto es, presenta más de una estructura cristalina a diferentes temperaturas, durante el calentamiento o enfriamiento del acero.

A altas temperaturas el hierro se encuentra en estado líquido.

Después de la solidificación, entre 1400°C y 1538°C el hierro tiene una estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo llamada hierro delta, cuya solubilidad máxima de carbono es de 0.09% a 1495°C, donde ocurre una reacción peritética [7].

A un enfriamiento mayor el hierro adquiere una estructura cristalina cúbica centrada en las caras llamada austenita, la cual es una solución sólida de átomos de carbono intersticiales en el hierro, con una solubilidad máxima de 2% de carbono a 1148°C. Esta temperatura coincide con una reacción eutéctica, la cual tiene una composición de 4.3% de carbono, esto es, arriba de 1148°C y entre un 2% y un 6.67% de carbono se tendrá una mezcla de fases sólidas y líquidas [5]. Cualquier líquido que esté presente cuando esta línea eutéctica se alcanza se convertirá en una mezcla de austenita y cementita, llamada ledeburita [7].

Al seguirse enfriando el hierro tiene otra transformación adquiriendo de nuevo una estructura cúbica centrada en el cuerpo llamada ferrita la cual se presenta a los 912°C. Es una solución sólida de una pequeña cantidad de carbono disuelto en hierro [7], tiene una solubilidad máxima de carbono de 0.0218% a 727°C. Es un material ferromagnético hasta la temperatura de curie a 770°C, esto es, presenta magnetismo hasta los 770°C, después lo pierde.

Cuando se excede la solubilidad de carbono en la ferrita por debajo de los 727°C se obtiene cementita, este compuesto también se encuentra entre los 727°C y 1148°C coexistiendo con la fase austenítica [9]. La cementita contiene un 6.67% de carbono en peso. Es un compuesto intersticial duro y frágil, de baja resistencia tensil; es la fase más dura del diagrama hierro-carbono. Tiene una estructura cristalina ortorrómbica [7].

A 727°C hay una reacción eutectoide con un 0.8% de carbono, esto quiere decir que por debajo de ésta temperatura cualquier austenita presente debe transformarse en una mezcla eutectoide de laminillas muy finas de ferrita y cementita llamada perlita [7].

Por debajo de la temperatura eutectoide, la mezcla de ferrita y cementita que contenga menos del 0.80% de carbono se llama acero hipoeutectoide; cuando contiene entre 0.8% y 2% de carbono, se llama acero hipereutectoide.

El diagrama hierro- carbono presenta dos temperaturas críticas: la temperatura crítica inferior, la cual es una línea horizontal a la temperatura eutectoide llamada  $A_1$ , debajo de ésta la austenita se convierte en ferrita y cementita. La temperatura crítica superior se representa por las líneas  $A_3$  y  $A_{cm}$  para los aceros hipoeutectoides e hipereutectoides respectivamente, a temperaturas superiores a estos límites prevalece la fase austenítica [6].

### **2.3. Diagrama de temperatura, tiempo, transformación (TTT).**

En 1930 Bain y Davenport idearon un diagrama que llamaron diagrama de temperatura, tiempo, transformación (TTT), también conocido como diagrama de transformación isotérmica o curva en C, el cual constituye un valioso auxiliar para el uso de los tratamientos térmicos, ya que permite predecir la estructura, las propiedades y el tratamiento térmico requerido en los aceros.

La forma de este diagrama es consecuencia de la cinética de la reacción eutectoide. A cualquier temperatura específica, representada por el eje de las ordenadas, una curva sigmoidea representa la velocidad a la cual la austenita se transforma en una mezcla de ferrita y cementita; mientras que el eje de las abscisas muestra los tiempos de duración de la transformación en escala logarítmica, el cual parte de un tiempo muy pequeño pero nunca de cero.

El momento en el cual la austenita se empieza a transformar en perlita está representado por la curva  $P_s$ , otra curva sigmoidea llamada  $P_f$  da la terminación de la transformación. Cuando la temperatura disminuye de  $727^\circ\text{C}$ , la velocidad de nucleación del eutectoide aumenta, pero se reduce la velocidad de crecimiento.

Como resultado de la transformación se producen dos tipos de microconstituyentes: la perlita, la cual se forma a temperaturas superiores a los 550°C, y la bainita, formándose a temperaturas inferiores.

Después se encuentran dos líneas horizontales inferiores: la línea  $M_s$  que representa la temperatura de iniciación de la transformación de la austenita a martensita, la cual es una transformación que no depende del tiempo sino exclusivamente de la temperatura de austenización; y la línea  $M_f$ , que representa la temperatura del fin de la transformación.

Finalmente, el diagrama se completa con una línea horizontal superior llamada  $A_{e1}$ , la cual marca el límite de estabilidad de la austenita, esto quiere decir, que a temperaturas superiores a las indicadas por  $A_{e1}$  la austenita permanecerá estable [8, 9].

### **2.3.1 Diagramas TTT de aceros aleados.**

Los elementos aleantes producen un desplazamiento de las curvas hacia la derecha, entre mayor sea el porcentaje de los elementos aleantes, mayor será el desplazamiento. Los elementos formadores de carburos, tales como el cromo, níquel, molibdeno, wolframio y vanadio, producen una segunda zona de temperaturas de transformación rápidas al nivel de transformación de la austenita en bainita.

### **2.4. Tratamientos térmicos.**

Los tratamientos térmicos son operaciones de calentamiento y enfriamiento a temperaturas y condiciones determinadas, a las cuales se someten los aceros para darles características más adecuadas para su uso. Con estos se modifica la constitución del material variando el estado en el que se encuentra el carbono y la forma alotrópica del hierro; se modifica su estructura, variando

el tamaño del grano y el reparto de los constituyentes. En algunos tratamientos térmicos el estado mecánico del acero queda afectado debido a las tensiones a las que quedan sometidos los materiales después de dicho tratamiento [8].

Casi todos los tratamientos térmicos de aceros comienzan con un tratamiento térmico de austenización, es decir, calentándolos hasta la temperatura de austenización para obtener una fase completamente austenítica, esto es, que el hierro tenga una estructura cristalina cúbica centrada en las caras. La temperatura de austenización varía con la concentración de carbono del acero, generalmente esta temperatura es a 50°C por encima de la temperatura crítica correspondiente a la composición de la aleación. Los tratamientos térmicos fundamentales son el recocido, el normalizado, el temple y el revenido [5].

#### **2.4.1. Recocido.**

El recocido consiste en un calentamiento hasta la temperatura crítica de austenización durante un tiempo determinado, seguido por el enfriamiento lento del acero, preferentemente en el horno.

El objetivo del recocido es refinar el grano, proporcionar suavidad, facilitar el trabajo en frío, eliminar tensiones, mejorar las propiedades eléctricas y magnéticas, así como el maquinado [7].

Todo proceso de recocido consta de tres etapas:

- Calentamiento a la temperatura prevista.
- Mantenimiento o impregnación térmica a esta temperatura.
- Enfriamiento generalmente hasta la temperatura ambiente.

El tiempo es un parámetro importante en este tratamiento, debe de ser lo suficientemente largo para permitir la reacción de transformación. Otro factor importante es la temperatura, ya que como este es un proceso de difusión, el recocido se acelera al aumentar la temperatura [6].

El recocido depende de dos factores: la formación de la austenita y la subsecuente transformación de la austenita a temperaturas subcríticas elevadas.

La austenita comienza a formarse cuando se alcanza la temperatura crítica. A temperaturas de austenización bajas la estructura consiste en austenita más carburos o ferrita. Al elevarse la temperatura de austenización la estructura se hace más homogénea; en los aceros hipoeutectoides más ferrita se convierte en austenita, mientras que en los aceros hipereutectoides más carburos se disuelven en la austenita.

Entre más homogénea es la estructura del acero austenitizado más laminar será la estructura del acero recocido; por el contrario, si la estructura es más heterogénea, más esferoidal será la estructura del recocido.

La mezcla de ferrita y cementita resultado de la transformación de la austenita y que constituye la estructura final del acero recocido depende de la temperatura a la cual la austenita se transforma. A temperaturas de  $15^{\circ}\text{C}$  por debajo de la temperatura crítica la austenita homogénea se transformará en una estructura perlítica gruesa, mientras que una austenita heterogénea se transformará en una estructura esferoidal gruesa. El producto de transformación será blando, pero el tiempo de transformación será muy grande.

Cuando la austenita se transforma a temperaturas entre  $30^{\circ}\text{C}$  y  $50^{\circ}\text{C}$  por debajo de la temperatura crítica, el producto de transformación será más duro, menos grueso y el tiempo más corto.



Durante el enfriamiento lento de la austenita, en los aceros hipoeutectoides, se separa algo de ferrita antes de que comience a separarse la perlita. La ferrita regularmente aparece en bandas o en forma de redes en los límites de granos austeníticos [5].

#### **2.4.2. Normalizado.**

La normalización del acero se lleva a cabo al calentar el acero por encima de la temperatura crítica, seguido de un enfriamiento en aire quieto hasta la temperatura ambiente.

El propósito de la normalización es producir un acero más duro y fuerte que el obtenido por el recocido. También ayuda a mejorar la maquinabilidad, refinar el grano y homogenizar la microestructura para mejorar la respuesta en las operaciones de endurecimiento. El incremento en la rapidez de enfriamiento por aire cuando se compara con el enfriamiento por horno afecta en varias formas la transformación de la austenita y de la microestructura resultante [7]. Una disminución en la velocidad de enfriamiento convertirá el tratamiento de normalización en un recocido.

Un normalizado puede ablandar, endurecer o revelar tensiones en un acero, dependiendo esto de las condiciones del material antes del normalizado [8].

Un buen proceso de normalización requiere que la pieza sea calentada uniformemente a una temperatura suficientemente alta como para alcanzar la transformación completa de la ferrita y cementita en austenita, luego esta debe permanecer un tiempo suficientemente largo para alcanzar uniformidad de temperatura en toda la muestra, finalmente debe permitirse el enfriamiento uniforme en aire quieto.

Los aceros que contienen menos de 0.20% de carbono no se tratan por normalización. Mientras que los aceros de medio y alto carbono son a menudo revenidos luego de la normalización para obtener propiedades específicas tales como baja dureza, o para ser sometidos a un estiramiento, laminación o maquinado [5].

### **2.4.3. Temple.**

Es el calentamiento del material hasta la temperatura de austenización, seguido de un enfriamiento rápido, por inmersión de la pieza en agua, aceite, aire forzado, etc., para impedir la transformación normal del constituyente obtenido en el calentamiento. Con esto se consigue obtener un constituyente con una estructura cristalina deformada, la cual aumenta la dureza y la resistencia mecánica.

Este aumento en la dureza es debido a la tensión en la que se encuentran los cristales debido a la deformación de la estructura cristalina [8].

Las propiedades del temple dependen de las características de enfriamiento del medio del temple, así como de la posibilidad del acero de ser endurecido.

#### **2.4.3.1. Medios de temple.**

Existen varios medios en los que se puede templar el acero dependiendo de la velocidad de enfriamiento que se quiera obtener.

##### **2.4.3.1.1. Agua.**

El agua y las soluciones acuosas son el medio más económico y común usado para el temple, en el cual las piezas no se distorsionan excesivamente y no se fisuran al ser templadas.

Como medio de temple, el agua se aproxima a la velocidad de enfriamiento máxima alcanzada por un líquido, además se obtiene fácilmente, se puede eliminar sin problemas de contaminación y es un medio efectivo para quebrar las cáscaras de óxido de la superficie de las piezas que son templadas en hornos sin atmósferas protectoras.

El agua se usa preferentemente en piezas simétricas, ya que su velocidad de enfriamiento persiste en la parte más baja del rango de temperaturas, en el cual generalmente se producen la distorsión y las fisuras.

A una temperatura entre 15°C y 25°C el agua puede proveer una velocidad de temple uniforme y resultados reproducibles. Sin embargo, la potencia enfriante del agua disminuye cuando la temperatura aumenta.

#### **2.4.3.1.2. Salmuera.**

Son las soluciones acuosas de sales tales como cloruro de sodio o cloruro de calcio con aditivos inhibidores de la corrosión.

Con las salmueras la velocidad de enfriamiento es más alta que la del agua, las temperaturas son menos críticas, por lo que requiere menos control. También se obtiene una distorsión menos severa que en el temple en agua.

Debido a la naturaleza corrosiva de los baños de salmuera, el equipo en contacto constante con el baño debe de ser protegido contra la corrosión, siendo necesario un sombrero de humos para proteger la maquinaria, aumentando de esta manera el costo del proceso.

#### **2.4.3.1.3. Soluciones de alcohol polivinílico.**

Son usadas en los temple en los que se desea tener una potencia de enfriamiento menor que la del agua, pero mayor que la del aceite.

Pequeñas variaciones en la concentración de la solución produce cambios notables en las características de enfriamiento. Con concentraciones menores a 0.01%, las características de enfriamiento de las soluciones de alcohol polivinílico son muy parecidas a las del agua.

#### **2.4.3.1.4. Aceite.**

Los aceites utilizados como medio de temple se clasifican en dos tipos: aceites convencionales y aceites rápidos.

Los aceites convencionales son aquellos que no contienen aditivos que alteren las características de enfriamiento.

Los aceites de temple rápidos son menos viscosos que los convencionales, pero contienen aditivos cuyo efecto es proveer una velocidad de enfriamiento más rápida.

#### **2.4.3.2. Agitación.**

La agitación sobre el líquido del temple tiene una importante influencia en las características de transferencia de calor. La agitación causa una ruptura mecánica de la envoltura de la capa de vapor que rodea la pieza, además produce burbujas de vapor más pequeñas y desprendibles durante el enfriamiento de transporte de vapor. Ocasiona la ruptura mecánica de los sólidos depositados sobre la superficie de las muestras o suspendidos sobre el borde de la cubierta de vapor.

Además, una agitación hace que el líquido más frío se aproxime y reemplace la capa de líquido caliente cercana a la pieza [5].

### **2.4.3.3. Etapas del temple.**

El constituyente que comúnmente se obtiene en el temple es la martensita, pero en la práctica no toda la austenita se transforma en martensita, esto se debe a que en muchos casos es imposible obtener la velocidad de enfriamiento lo suficientemente rápida en toda la pieza. En ocasiones no se obtiene martensita debido a que interesa tener otros constituyentes como la bainita.

El proceso del temple consta básicamente de dos etapas: la de calentamiento y la de enfriamiento [8].

#### **2.4.3.3.1 Etapa de calentamiento.**

Su objetivo es transformar toda la masa del acero en austenita. Esto se hace calentando el acero 50°C por encima de la temperatura crítica. En esta transformación los granos de austenita se forman por nucleación y crecimiento, los núcleos se forman heterogéneamente en las intercaras de ferrita- cementita. La transformación del acero se caracteriza inicialmente por un tamaño de grano austenítico pequeño. Sin embargo, en la zona austenítica, los movimientos térmicos de los átomos son lo suficientemente rápidos para formar los granos, por lo que tiempos cortos y temperaturas elevadas en la zona austenítica son capaces de aumentar el tamaño de los granos.

La formación de la perlita en los aceros de grano fino es más rápida que en los aceros de grano grueso, esto se debe a que entre más pequeños sean los granos, mayor área de límite de grano se tendrá, por lo que habrá mayor superficie disponible para la formación de núcleos; debido a esto, un grano austenítico pequeño tiene menor templabilidad que un grano austenítico grande.

El uso de los granos austeníticos grandes para aumentar la templabilidad presenta desventajas tales como aumento en la fragilidad y pérdida de ductilidad, así como la aparición de grietas debidas al choque térmico y a las tensiones inherentes a la operación del templado.

La templabilidad de un acero es influida por el contenido de carbono, esto debido a que la formación de perlita se vuelve más difícil cuando la cantidad de carbono presente en un acero aumenta; por lo que la templabilidad es mayor con el aumento en el contenido de carbono [8,10].

#### **2.4.3.3.2 Etapa de enfriamiento.**

Esta etapa tiene como objeto transformar la totalidad de la austenita en otro constituyente llamado martensita, aunque en alguna variedad de temple el constituyente deseado es bainita.

Comienza con la inmersión de la pieza en el medio de enfriamiento, formándose una capa de vapor que envuelve el metal y dificulta el enfriamiento ya que actúa como aislante. Después al descender la temperatura desaparece la capa de vapor, aunque el líquido en contacto con el metal sigue hirviendo y produciendo burbujas, se producen las velocidades más altas de transferencia de calor. Luego cuando la temperatura del metal desciende por debajo de la temperatura de ebullición del líquido de temple, el enfriamiento se hace por conducción y convección, pero como la diferencia de temperatura entre el metal y el líquido es pequeña, el enfriamiento es muy lento [5,8].

#### **2.4.4. Revenido.**

Después de un temple, los aceros son usualmente mezclas de austenita y martensita o bainita. Estas estructuras son inestables y se descomponen lentamente si se dejan a temperatura ambiente. Además, una pieza templada es extremadamente frágil y capaz de producir grietas de

temple si envejece a temperatura ambiente, por lo que se debe de emplear un tratamiento térmico simple llamado revenido, cuyo objetivo es mejorar la tenacidad, o sea la resiliencia, y la ductilidad de los aceros templados, a costa de reducir su dureza, resistencia mecánica y límite elástico. También se consigue eliminar las tensiones internas del material [8,10].

En el revenido se eleva la temperatura del acero hasta un valor por debajo de la temperatura eutectoide, si la principal propiedad deseada es la dureza o la resistencia al desgaste la pieza se reviene a 200°C; si el principal requisito es la tenacidad, el revenido de la muestra es a 500°C. Después se mantiene a estas temperaturas por un tiempo fijo, el cual usualmente es una hora, para dar tiempo de que ocurran los procesos de difusión, luego se enfría el acero a temperatura ambiente [7, 10].

#### **2.4.4.1. Etapas del revenido.**

Las reacciones que ocurren durante el revenido se pueden dividir en cuatro categorías o etapas.

##### **2.4.4.1.1. Primera etapa del revenido.**

Durante las etapas iniciales del revenido, el carbono se difunde y se reúne alrededor de las dislocaciones.

Para aceros de bajo contenido de carbono, o sea menos de 0.2% de carbono, el efecto principal es simplemente la segregación de átomos de carbonos adicionales a las dislocaciones y límites de agujas. Mientras que para los aceros con concentraciones mayores a 0.2% de carbono se precipita un carburo llamado carburo épsilon ( $\epsilon$ ), cuya estructura cristalina es hexagonal compacta, el cual se forma de la fracción de carburo que no segrega en las dislocaciones y límites de listones, y nuclea más rápidamente que la cementita.

La primera etapa del revenido es acompañada por un cambio en el volumen específico del metal, ya que la probeta se contrae en lugar de dilatarse.

#### **2.4.4.1.2. Segunda etapa del revenido.**

La austenita retenida se transforma en bainita, a temperaturas entre 100°C y 300°C la microestructura de la bainita que se forma consiste en ferrita y carburo épsilon. Si el revenido continúa a temperaturas superiores a 600°C, la bainita se transforma en cementita y ferrita.

La bainita y la martensita obtenidas en esta etapa son muy semejantes, ambos constituyentes contienen carburo épsilon, pero la matriz difiere. En la bainita la matriz es ferrita de estructura cúbica, mientras que en la martensita la matriz es una martensita tetragonal de bajo carbono.

#### **2.4.4.1.3. Tercera etapa del revenido.**

En aceros al carbono enfriados con mucha rapidez de manera de que toda la estructura sea martensita, se puede producir una partícula de carburo en forma de barra entre los 200°C y 250°C, los cuales se forman a expensas del carbono segregado en las dislocaciones y límites de listones.

En esta etapa los carburos épsilon se disuelven y la martensita de bajo carbono pierde tanto su bajo carbono como su tetragonalidad y se convierte en ferrita.

También se presenta un cambio dimensional, al igual que en la primera etapa, la probeta sufre una contracción.

A una temperatura del orden de 250°C, se produce una estructura de ferrita y cementita en un tiempo relativamente corto.



A 400°C se disuelven los carburos en forma de barras y son reemplazados por un agregado de cementita esferoidal. Las partículas de este último tienden a nuclear de preferencia en los límites de los listones y de los granos de austenita previos.

En la tercera etapa también ocurren reacciones en la matriz de ferrita. Entre 500°C y 600°C se produce una estructura ferrítica acicular de baja densidad de dislocaciones. Después, calentando entre 600°C y 700°C se recristalizan los granos aciculares de ferrita para formar una estructura ferrítica equiaxiada.

El resultado final del revenido es un agregado de granos de ferrita equiaxiales con un gran número de partículas esferoidales de carburo de hierro.

#### **2.4.4.1.4. Cuarta etapa del revenido.**

Las partículas esferoidales de carburo crecen por un proceso de difusión, esto resulta del hecho de que las partículas más grandes tienen menor energía libre que las partículas más pequeñas [8,10].

#### **2.4.4.2. Efecto de los elementos de aleación en el revenido.**

Cuando en el acero están presentes elementos de aleación, estos pueden entrar en la ferrita, en los carburos, o en ambos.

La mayoría de los elementos de aleación tienden a aumentar la resistencia del acero cuando se calienta, esto quiere decir que para un tiempo y temperatura de revenido dados, un acero aleado tendrá una mayor dureza después del revenido que un acero al carbono simple. Esto es más notorio en aceros que contienen grandes cantidades de elementos formadores de carburos, ya que cuando se revienen a temperaturas por debajo de 540°C, las reacciones de revenido forman

partículas de cementita en las cuales se embeben los elementos de aleación. A estas temperaturas no existe formación de carburos ya que la velocidad de difusión de elementos sustitucionales es muy lenta para permitir la formación de estos. El hecho de que pueda formarse cementita se debe a que la velocidad de difusión del carbono es muy grande.

Al excederse los 540°C se precipitan los carburos de aleación. Esto induce una nueva forma de endurecimiento debida a la coherencia [10].

## **2.5. La transformación martensítica.**

Con una rapidez de enfriamiento muy grande no hay tiempo suficiente para que el carbono se difunda en la solución, por lo que queda atrapado. La estructura resultante se llama martensita, la cual es una solución sólida sobresaturada de carbono atrapado en una estructura tetragonal centrada en el cuerpo. Puede considerarse que los átomos de carbono deforman la retícula a la configuración tetragonal, esta estructura altamente distorsionada es la razón principal para la gran dureza de la martensita [7].

Después de un enfriamiento drástico, la martensita aparece como una estructura blanca acicular o tipo aguja, en las aleaciones de alto carbono, en las que el fondo es austenita retenida, la estructura se define más claramente.

La temperatura de inicio de formación de la martensita se llama  $M_s$  y la del final de la transformación se conoce como  $M_f$ . En los aceros estas temperaturas son función del contenido de carbono. Si el acero se mantiene a cualquier temperatura por debajo de  $M_s$ , la transformación a martensita se detendrá y no avanzará a menos que la temperatura disminuya.

Esta microestructura realmente nunca está en condiciones de equilibrio real, aunque puede persistir en modo indefinido a temperatura ambiente. La martensita puede considerarse como una transición entre la fase austenítica y la condición final de equilibrio de una mezcla de ferrita y cementita.

En esta estructura la relación tanto del plano habitual como de la orientación entre la fase original y producida varían con el contenido de carbono.

La transformación martensítica en las aleaciones hierro-carbono es primordialmente atérmica, aunque se pueden transformar pequeñas cantidades de austenita a martensita isotérmicamente [11].

Esta reacción no es reversible, ya que presenta una estructura extremadamente inestable con una energía libre alta en relación a fases más estables como lo son la ferrita y la cementita, esto produce una elevada deformación interna, por lo que se le debe de dar un revenido que liberará las tensiones [5, 7, 10].

### **2.5.1. Martensita enlistonada y martensita lenticular.**

La martensita en los aceros al carbono se puede formar por dos reacciones, una da una estructura conocida como martensita enlistonada, la otra es la martensita lenticular, la cual está maclada en su interior. Los factores que controlan la formación de una estructura u otra son la temperatura y el contenido de carbono; una temperatura baja de transformación favorece una concentración más elevada de martensita lenticular. Con el aumento en la concentración de carbono se obtiene el componente maclado, mientras que en los aceros de bajo carbono la martensita es enlistonada.

La martensita enlistonada se caracteriza por una elevada densidad de dislocaciones internas, las cuales están dispuestas en celdas de forma laminar. Su cizallamiento se realiza por deslizamiento. Los átomos de carbono tienden a difundirse y segregarse alrededor de las dislocaciones, aun en temples de enfriamiento muy rápido hay un tiempo rápido para que ocurra esta difusión.

Por otra parte, la martensita lenticular no contiene una gran densidad de dislocaciones y su cizallamiento ocurre por maclaje. Los átomos de carbono son forzados a ocupar lugares intersticiales.

### **2.5.2. Efecto de los elementos de aleación.**

Los elementos de aleación sustitucionales en los aceros afectan también a la transformación martensítica, ya que mueven la temperatura  $M_s$ . El manganeso es el elemento que tiene el efecto más fuerte, seguido del cromo. Todos los elementos de aleación bajan la temperatura  $M_s$ , excepto el cobalto y el aluminio, los cuales la elevan.

### **2.6. La reacción bainítica.**

En 1930 Davenport y Bain descubrieron una nueva microestructura que consta de un agregado de aguja acicular oscura durante la transformación isotérmica de la austenita [11].

A una temperatura justo por debajo de la nariz del diagrama TTT, la difusión es muy lenta y aumenta el tiempo de transformación. Las laminillas de perlita se vuelven muy delgadas, por lo que el área interfacial de la cementita y la ferrita es muy grande, esto ocasiona que el acero posea una gran cantidad de energía, para reducir esta energía interna, la cementita precipita en forma de partículas discretas y redondas en una matriz de ferrita, formando una nueva reacción conocida

como bainita, cuya estructura cristalina es cúbica centrada en el cuerpo. Esta transformación empieza en el momento de inicio de la bainita ( $B_s$ ) y termina cuando se llega al fin de la bainita ( $B_f$ ) [9].

La formación de las placas bainíticas es acompañada también por distorsiones de la superficie, es decir, por inclinaciones y torcimientos de acomodo; estas crecen de manera lenta y continua.

Esta reacción tiene una naturaleza doble, ya que presenta propiedades típicas de una transformación con difusión, es decir, con mecanismos de nucleación y crecimiento, tales como la perlita, pero al mismo tiempo, muestra características de una reacción adifusional. Este producto no es una fase, sino una mezcla de ferrita y cementita.

La formación de la bainita implica cambios de composición y requiere la difusión del carbono. Además los elementos de aleación sustitucionales no son involucrados en la transformación bainítica, por lo que la composición de la ferrita y la cementita con respecto a estos elementos permanece igual que en la austenita.

La formación de la bainita requiere tiempo, por lo que no es una reacción atérmica.

La bainita es nucleada por la formación de la ferrita y no por la nucleación de la cementita como sucede en la perlita.

En los aceros aleados, en donde no se traslapan las reacciones perlítica y bainítica, la fracción de austenita que no se ha transformado cuando reacciona el acero entre  $B_s$  y  $B_f$  es capaz de permanecer como austenita por periodos de tiempo indefinidamente largos. Mientras que en los aceros al carbono simple, la austenita que no es transformada a bainita se convierte en perlita. El hecho de que no se tenga completamente bainita se debe a que en esta zona de temperaturas,

tanto la nucleación como el crecimiento se detienen antes de que se consuma toda la austenita. De manera tal que se forma un número limitado de núcleos, los cuales se desarrollan en placas de bainita, una placa se desarrolla hasta que intersecta con otra placa o con un límite de grano austenítico [9,10].

### **2.6.1 Bainita superior.**

La bainita que se forma justo por debajo de la nariz de la curva se conoce como bainita gruesa, bainita superior o bainita plumosa, está constituida por placas de ferrita con partículas de cementita situadas entre dichas placas. Su dureza oscila alrededor de los 40 HRC.

### **2.6.2 Bainita inferior.**

A bajas temperaturas de transformación, se forma la bainita inferior o acicular, es una estructura negra con forma de agujas. Las capas de ferrita son más delgadas, mientras que las de cementita son más pequeñas y espaciadas. Se caracteriza por estar constituida de partículas de cementita situadas dentro de las placas de ferrita.

La bainita inferior tiene una dureza de 60 HRC, este incremento en la dureza se debe al espaciamiento entre las placas de cementita conforme la temperatura de transformación disminuye [7, 11].

## **2.7. Aceros al boro.**

El boro es el elemento aleante que se agrega a los aceros al bajo carbono para mejorar la templabilidad, con respecto a la de un acero con la misma composición química pero sin boro, adicionando cantidades entre 0.001 y 0.003%. El propósito del boro es mejorar la dureza de los aceros provenientes de la formación de la bainita o la martensita de la fase austenítica. El efecto

del boro en la templabilidad del acero disminuye con el incremento del carbono, por lo que no es efectivo para los aceros con una cantidad mayor a 0.9% de carbono [2].

El contenido óptimo de boro es de entre 0.001 a 0.003% debido a que mayores cantidades de este elemento disminuyen el efecto de la templabilidad ya que un exceso de átomos de boro en los límites de grano austeníticos precipitan como borocarburos, los cuales actúan como sitios de nucleación preferenciales para la transformación de la austenita en ferrita [12].

Acero al boro es un término genérico que se utiliza para describir a una familia de aceros templados y revenidos de baja aleación.

Los aceros al bajo carbono con boro tienen muy buena formabilidad y las propiedades de extrusión no son afectadas, además tienen una buena combinación de dureza, tenacidad y capacidad de soldadura, por lo que son ampliamente usados en partes para automóviles, tuberías, equipo para la agricultura y la construcción, aceros de alta resistencia a la tensión y alta resistencia al desgaste [2, 13].

Los aceros al boro han sido utilizados desde 1970, ya que con una pequeña cantidad, el boro puede reemplazar a elementos aleantes más caros como el Mn, Cr, Mo y Ni, esto es debido a que adicionando un 0.5% de estos elementos se obtiene la misma templabilidad que con el boro [2, 14].

El boro tiene un límite de solubilidad en el hierro puro que varía de 0.001%at a 900°C hasta 0.0045%at a 1100°C [15].

### **2.7.1. Efecto del boro en la templabilidad.**

La templabilidad de los aceros al boro no depende de la cantidad de boro presente, mientras se encuentre en el rango de 0.001 y 0.003%, por lo que un acero con 0.001% tiene la misma efectividad que un acero con un 0.002%.

El boro puede existir en el acero en dos formas: en solución sólida o en compuestos [15, 26]. Solo el boro que se encuentra en solución sólida tiene un aumento efectivo en la templabilidad. Esta forma de boro puede convertirse en compuestos de boro con el aumento de la temperatura y grandes periodos de mantenimiento durante el tratamiento térmico, por lo que no es recomendable austenizar el acero a muy altas temperaturas.

En las temperaturas críticas  $A_3$ ,  $A_1$  y  $M_s$  el boro no tiene ningún efecto sobre el acero [16].

Existen algunos elementos aleantes tales como el carbono, níquel, manganeso y boro que retardan la formación de la ferrita poligonal [14].

Cuando la ferrita comienza a nuclear en los límites de grano de la austenita, el boro puede retardar la velocidad de nucleación de la ferrita pero no la velocidad de crecimiento. Básicamente hay dos razones para retardar la velocidad de nucleación de la ferrita, la primera es debido al bajo peso atómico del boro comparado con el del hierro. La otra es que hay cuatro mecanismos que explican como el boro retrasa la formación de la ferrita.

#### **2.7.1.1. Reducción de la energía en los límites de grano austeníticos.**

Teóricamente los átomos de boro se segregan en los límites de grano austeníticos y reduce su energía. Con ciertas formas de núcleos de la ferrita y bajo ciertas condiciones debido a la reducción de energía interfacial puede llevar a una disminución de la velocidad de nucleación.



Por lo tanto, la reducción de la energía de los límites de grano austeníticos es el mecanismo que mejor contribuye a la templabilidad [2, 16, 17].

#### **2.7.1.2. Reducción en la difusividad del hierro.**

La segregación de boro en los límites de grano austeníticos puede reducir la difusividad del hierro y posiblemente la frecuencia de salto del carbono, por el bloqueo de los sitios intersticiales o por el incremento de los módulos del límite de grano.

#### **2.7.1.3. Reducción del número de sitios de nucleación.**

El gran desajuste de la red cristalina en los límites de grano con un ángulo alto crea algunas regiones de átomos de baja densidad donde se favorecen los sitios de nucleación de la ferrita. Si puede ser posible que los átomos de boro difundan se empieza a segregar partículas pequeñas y la velocidad de nucleación de la ferrita se reduce.

Sin boro, los átomos de ferrita comienzan a nuclear en la austenita, hasta que se transforma totalmente en ferrita.

Con boro, los átomos de boro empiezan a nuclear en la austenita y la transforman en bainita.

#### **2.7.1.4. Nucleación de la ferrita en los carburos de boro.**

Carburos de boro muy pequeños pueden suprimir la formación de la ferrita tan efectivamente como los átomos de boro. Sin embargo, carburos de boro de gran tamaño promueven la nucleación de la ferrita [2].

## **2.8. Antecedentes del acero al boro.**

Desde la década de 1950 se han llevado a cabo múltiples investigaciones sobre el efecto de la templabilidad del boro en los aceros al bajo carbono ya que otorgan una gran templabilidad al acero, además es menos susceptible a la aparición de grietas y a la distorsión durante el temple [16]. En 1975 Maitrepierre et al [4], encontraron que en los límites de grano austeníticos segregan borocarburos muy finos que inhiben la formación de la ferrita disminuyendo la movilidad atómica. También concluyeron que a temperaturas mayores a 1100°C el efecto del boro en la templabilidad del acero se empieza a perder ya que los boruros se disuelven. Años más tarde se supo que esto sucede debido a que conforme se incrementa la temperatura de austenización mas vacancias migran a los límites de grano, aumentando la cantidad de cosegregación de boro [17, 18].

En 1977 Grossman [19] estudió los efectos del boro en la templabilidad concluyendo que muy pequeñas cantidades de boro tienen un gran efecto sobre la templabilidad del acero, además de que existen varios factores que influyen en la efectividad del boro como el contenido de nitrógeno, los desoxidantes y el contenido de carbono.

En 1987 Kapadia [20] encontró que los aceros al boro que tienen una microestructura la cual es resultado de un aumento en la templabilidad poseen una mejor dureza que los aceros sin boro. Una cantidad de boro mayor a 0.003% tiene un efecto perjudicial en esta propiedad ya que precipitan borocarburos de hierro en los límites de grano causando que estos sean sitios de nucleación para la transformación de la ferrita [17, 20, 21].

Kurban et al [22] en sus investigaciones demostraron que con una temperatura de austenización de 800°C los carburos no precipitan en los límites de grano. Cuando hay precipitación de

carburos, el boro se mueve de los límites de grano hacia los carburos, esto es debido a la gran afinidad que tiene el carbono por el boro. En los aceros inoxidable austeníticos el boro se presenta como rastro de impureza de soluto.

Recientemente Mejía et al encontraron que los carburos de boro precipitan en dos formas: como partículas largas en los límites de grano y como partículas finas en la matriz. Estos precipitados pueden actuar como sitios de nucleación de la ferrita, haciendo que menos ferrita esté disponible para precipitar en los límites de grano. Esto también provoca que los granos de la austenita sean más deformables, aumentando la ductilidad del acero [23].

Con la presencia del boro los sitios de nucleación de carburos cambian de los límites de grano hacia la matriz [24].

En algunos casos en los aceros al boro se ha usado la adición de elementos aleantes como el Ti, Zr, Al, Si, y Nb, ya que ayudan a suprimir la formación de nitruros o carburos de boro, debido a que el nitrógeno y el oxígeno tienen una gran afinidad por estos elementos, por lo que la segregación de boro en los límites de grano aumenta [2, 14, 25,].

La velocidad de enfriamiento del acero templado y la temperatura de austenización juegan un importante papel ya que se ha comprobado que con una velocidad de enfriamiento menor a 30°C/s se obtiene una microestructura totalmente bainítica, mientras que velocidades de enfriamiento más rápidas dan como resultado una microestructura martensítica [26].

Por otro lado, la temperatura de austenización afecta la templabilidad del acero al boro debido a que aumenta la concentración total de boro en los límites de grano austeníticos, incrementando el tamaño de los granos, y por lo tanto, disminuyendo el área de los límites [17, 18].

Se han realizado varios trabajos sobre la segregación de soluto de boro en los límites de grano austeníticos, ya que es un factor importante que influye en la templabilidad del acero, esta ocurre mediante dos mecanismos: la segregación de equilibrio y la segregación de no equilibrio [21]. La segregación es el enriquecimiento de un componente del material, en un sólido policristalino puede ser una dislocación, un límite de grano o una interfaz. La segregación de equilibrio ocurre termodinámicamente ya que disminuye la energía libre de los límites de grano [27], es un proceso reversible mediante el cual ciertos átomos de soluto son absorbidos por los límites de grano, cuando un material se mantiene a una temperatura suficientemente alta como para permitir la difusión de los átomos de soluto. La cantidad de segregación de soluto en los límites de grano a cualquier temperatura depende de la capacidad del límite de grano de absorber o acomodar los átomos de soluto [22].

En la segregación de no equilibrio un par de vacancia-soluto migra a los límites de grano durante el enfriamiento [25, 28]; conforme se incrementa la temperatura de austenización, aumenta la cantidad de átomos de soluto segregados [18].

En un estudio realizado por Kim et al [27] se supo que entre mayor sea la cantidad de boro más alta es la segregación de boro en los límites de grano, incluso a temperaturas de austenización bajas. Se llega a un nivel máximo de segregación a una temperatura baja y velocidades de enfriamiento rápidas ya que se incrementa la velocidad de segregación del boro.

La segregación de no equilibrio se puede diferenciar de la segregación de equilibrio por el tamaño y forma de la zona de soluto enriquecido en los límites de grano y su dependencia del tiempo y la temperatura. La segregación de equilibrio depende de la capacidad de los límites de

grano de absorber átomos de soluto; mientras que la segregación de no equilibrio depende de la habilidad de los límites de grano de absorber y aniquilar exceso de vacancias [22].

Las propiedades mecánicas del acero obtenidas mediante el temple han sido estudiadas a lo largo de los años, ya que la finalidad de este tratamiento térmico es la modificación de las mismas. Es bien conocido que un acero al bajo carbono adicionado con boro y tratamiento térmico de temple y revenido tiene una mejor resistencia mecánica que un acero al medio carbono o al alto carbono sin boro [29, 30, 31].

Adicionar boro refina la microestructura y promueve la formación de la bainita, lo cual aumenta la dureza debido al refinamiento [14].

Bardelcik et al. [31], evaluaron las propiedades mecánicas del acero al boro enfriado a distintas velocidades, concluyeron que con una microestructura bainítica, la cual se obtiene a velocidades de enfriamiento lentas, la dureza del material es menor comparada con una estructura martensítica, la cual se obtiene a grandes velocidades de enfriamiento, sin embargo, la ductilidad de la microestructura bainítica es mejor.

El esfuerzo y la deformación crítica tienden a disminuir conforme se incrementa el contenido de boro en el acero, ya que este elemento genera una solución sólida suave producida por la recrystalización [32].

Para evaluar las propiedades de desgaste de los aceros se han utilizado pruebas de abrasión donde esta es causada por arena de sílice seca atrapada en una rueda de hule en movimiento. Gupta et al [29] observaron que el material perdido en las pruebas de abrasión se incrementa con el tiempo y la carga, siendo el acero aleado con boro y cromo el que presentó una menor pérdida de peso, lo que conlleva a una mayor resistencia al desgaste.

En los aceros templados el módulo de Young es bajo debido al arqueado de las dislocaciones. Mientras que en los materiales que también son revenidos hay una disminución en la densidad de dislocaciones, por lo que hay un aumento en el módulo de elasticidad [33].

### 3. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL.

En este capítulo se hablará de la obtención de los tratamientos térmicos en las placas de acero al boro, así como las condiciones de los mismos. Las técnicas de caracterización utilizadas para determinar la nueva fase obtenida; las pruebas de dureza, desgaste y tensión implementadas para evaluar las propiedades mecánicas después de los tratamientos térmicos.

#### 3.1 Obtención de muestras.

De una placa de acero al boro, cuya composición química se muestra en la tabla 1, se manejaron piezas de 1” de ancho por 3” de ancho por 0.20” de espesor, las cuales se desbastaron con lijas 320 y 600 para quitar asperezas. Este procedimiento debe de realizarse en húmedo para evitar los calentamientos que puedan modificar la estructura del material.

**Tabla 1. Composición química del acero al boro.**

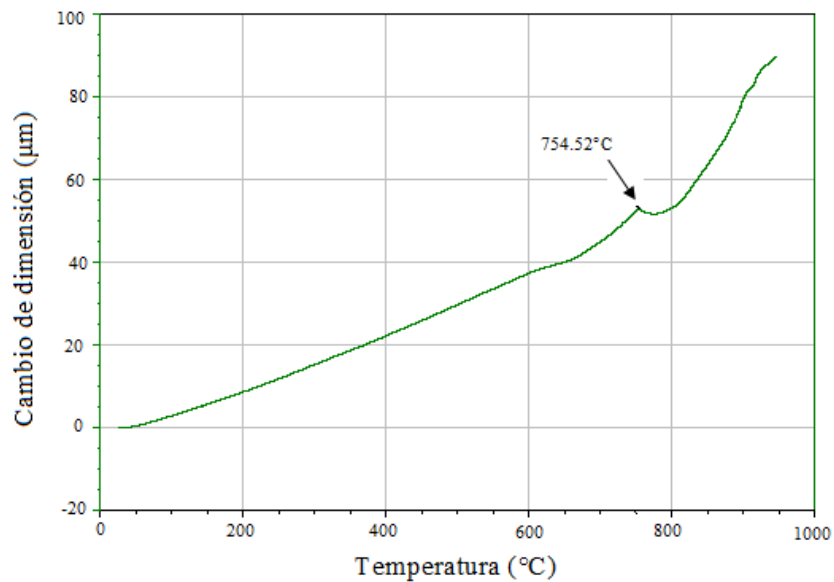
% en peso																	
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	Nb	Ti	W	Zr	Ca	B	N	Fe
0.3	0.21	1.14	0.15	0.01	0.02	0.19	0.01	0.01	0.46	0.001	0.022	0.005	0.001	0.003	0.0017	0.003	98

#### 3.2. Tratamientos térmicos.

Se realizó un análisis termomecánico estático (TMA) para determinar la temperatura de austenización del acero al boro, la cual fue de 755°C, este análisis se presenta en la figura 1. El TMA permite analizar el coeficiente de expansión térmica de los materiales y su respuesta mecánica, como las propiedades de tracción, y las propiedades de compresión, en función de la temperatura y el tiempo. Las propiedades de tracción y compresión se miden normalmente bajo

cierta carga, proporcionando información sobre los puntos de reblandecimiento y transiciones de fase [34].

Después, se austenizaron las muestras de acero al boro, para que esta fuera homogénea, se escogió la temperatura de 850°C como la menor, seguida de 900°C, 950°C, 1000°C, 1050°C y 1100°C como la más alta debido a que a temperaturas por arriba de los 1100°C el efecto de templabilidad del boro se empieza a perder por la disolución de boruros [4, 17, 18]. Los tratamientos térmicos se realizaron en una mufla Thermolyne 6000, ilustrada en la figura 2.



**Fig.1. Análisis TMA del acero al boro realizado para determinar la temperatura de austenización.**





**Fig.2. Mufla Thermolyne en la que se llevaron a cabo los tratamientos térmicos del acero al boro.**

La temperatura fue censada con la ayuda de un termopar tipo S, el cual está formado por dos metales en el que uno es platino y el otro es 90% platino y 10% rodio, la unión de estos metales produce un voltaje que en función de la diferencia de temperatura inducirá un cambio de potencial, la cual será traducida como una disminución o un aumento de la corriente que circula a través de este sistema, obteniéndose con ello una lectura de temperatura.

Los tiempos de permanencia de las muestras de acero al boro fueron de 3, 5, 10, 30 y 45 minutos, los cuales se escogieron basándose en investigaciones previas [2, 12, 14, 18, 20, 21, 26, 28]. Después se templaron en agua a temperatura ambiente, se utilizó este medio ya que las piezas no se fisuran ni se distorsionan y la cáscara de óxido que se forma durante el calentamiento es fácil de destruir.

Luego para eliminar las tensiones internas del acero obtenidas durante el temple, las muestras fueron revenidas a 200°C y 500°C durante una hora, se escogieron estas temperaturas para evaluar con cual se obtienen mejores propiedades mecánicas ya que a 200°C se consigue una mejor resistencia al desgaste mientras que a 500°C se otorga una mejor tenacidad [7]. No se

revinieron todas las piezas, el motivo fue para comparar las propiedades mecánicas de las muestras con solo temple contra las piezas con temple y revenido.

Combinando las temperaturas de austenización, los tiempos de permanencia y las temperaturas de revenido se obtuvieron 90 muestras en total. Las condiciones de las mismas se presentan en la tabla 2.

**Tabla 2. Tratamientos térmicos, temperaturas de austenización y revenidos, y tiempos de permanencia de las muestras de acero al boro.**

Muestra	Temperatura del Temple (°C)	Tiempo de permanencia (minutos)	Temperatura del revenido (°C)	Tiempo de permanencia del revenido (minutos)
1	850	3	Sin revenido	
2	850	5	Sin revenido	
3	850	10	Sin revenido	
4	850	30	Sin revenido	
5	850	45	Sin revenido	
6	850	3	200	60
7	850	5	200	60
8	850	10	200	60
9	850	30	200	60
10	850	45	200	60

11	850	3	500	60
12	850	5	500	60
13	850	10	500	60
14	850	30	500	60
15	850	45	500	60
16	900	3	Sin revenido	
17	900	5	Sin revenido	
18	900	10	Sin revenido	
19	900	30	Sin revenido	
20	900	45	Sin revenido	
21	900	3	200	60
22	900	5	200	60
23	900	10	200	60
24	900	30	200	60
25	900	45	200	60
26	900	3	500	60
27	900	5	500	60
28	900	10	500	60
29	900	30	500	60
30	900	45	500	60
31	950	3	Sin revenido	
32	950	5	Sin revenido	
33	950	10	Sin revenido	

34	950	30	Sin revenido	
35	950	45	Sin revenido	
36	950	3	200	60
37	950	5	200	60
38	950	10	200	60
39	950	30	200	60
40	950	45	200	60
41	950	3	500	60
42	950	5	500	60
43	950	10	500	60
44	950	30	500	60
45	950	45	500	60
46	1000	3	Sin revenido	
47	1000	5	Sin revenido	
48	1000	10	Sin revenido	
49	1000	30	Sin revenido	
50	1000	45	Sin revenido	
51	1000	3	200	60
52	1000	5	200	60
53	1000	10	200	60
54	1000	30	200	60
55	1000	45	200	60
56	1000	3	500	60

57	1000	5	500	60
58	1000	10	500	60
59	1000	30	500	60
60	1000	45	500	60
61	1050	3	Sin revenido	
62	1050	5	Sin revenido	
63	1050	10	Sin revenido	
64	1050	30	Sin revenido	
65	1050	45	Sin revenido	
66	1050	3	200	60
67	1050	5	200	60
68	1050	10	200	60
69	1050	30	200	60
70	1050	45	200	60
71	1050	3	500	60
72	1050	5	500	60
73	1050	10	500	60
74	1050	30	500	60
75	1050	45	500	60
76	1100	3	Sin revenido	
77	1100	5	Sin revenido	
78	1100	10	Sin revenido	
79	1100	30	Sin revenido	

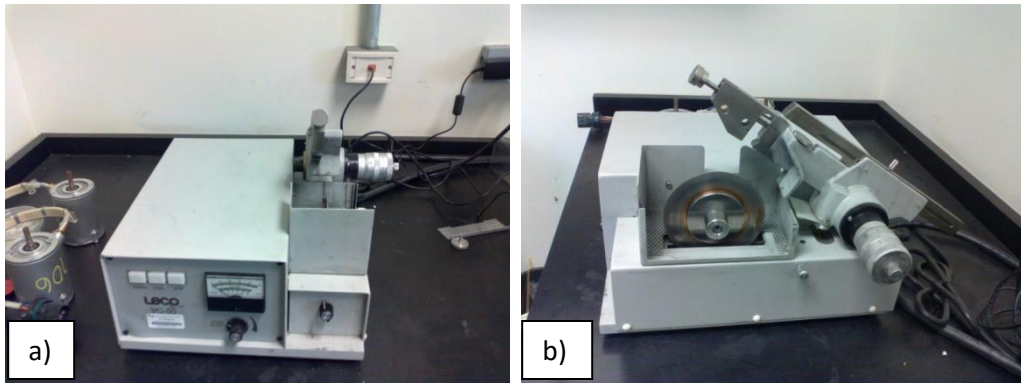
80	1100	45	Sin revenido	
81	1100	3	200	60
82	1100	5	200	60
83	1100	10	200	60
84	1100	30	200	60
85	1100	45	200	60
86	1100	3	500	60
87	1100	5	500	60
88	1100	10	500	60
89	1100	30	500	60
90	1100	45	500	60

### **3.3. Caracterización estructural.**

Se utilizaron las técnicas de microscopía electrónica de barrido (MEB) y de difracción de rayos X (DRX) para evaluar el cambio de fase y de morfología. Para esto, primero a las piezas se les dio una preparación adecuada.

#### **3.3.1. Preparación metalográfica.**

Las muestras se prepararon en el laboratorio de metalografía para su mejor manejo y observación en el microscopio electrónico; se cortó una pequeña parte de cada pieza con la ayuda de la máquina cortadora de disco de diamante, la cual se observa en la figura 3. Después se procedió a embutir las muestras con baquelita en la montadora ilustrada en la figura 4.



**Fig.3. Cortadora de disco de diamante utilizada en las muestras de acero al boro. a) Vista frontal. b) Vista lateral.**



**Fig.4. Máquina montadora utilizada para embriquetar en baquelita las piezas de acero al boro.**

Las muestras ya montadas se desbastaron con lijas 320, 400, 600, 800 y 1200 para quitar las asperezas que impidan su revisión en el microscopio.

Posteriormente se les dio un pulido de espejo para borrar todas las rayas causadas por las lijas, esto se realizó con la alúmina de  $1\mu$  y de  $.3\mu$  usando el paño correspondiente para cada una. Esto se realizó en la máquina pulidora ilustrada en la figura 5. Las muestras se revisaron en el

microscopio óptico para verificar la desaparición de todas las rayas causadas por el proceso de desbastado.



**Fig.5. Máquina pulidora utilizada para desbastar y pulir las muestras embriquetadas.**

Se preparó un reactivo llamado nital para revelar la morfología de las muestras. Este consistió en un 97% de alcohol y 3% de ácido nítrico. Se colocó un poco de éste en cada una de las pastillas por 30 segundos, después se procedió a enjuagarlas a contracorriente, se sumergieron en alcohol y posteriormente se secaron. Las muestras se revisaron en el microscopio óptico, para verificar que se tenía una clara visión de la microestructura.

### **3.3.2. Difracción de rayos X (DRX).**

La difracción de rayos X es una técnica no destructiva, ya que no cambia las propiedades del material ni este sufre alteraciones durante su análisis. Es una herramienta muy versátil ya que permite conocer datos cristalinos de las muestras como lo son el tamaño de cristal, grupo espacial, parámetros de red, sistema cristalino, microesfuerzos, fases cristalinas tanto en su aspecto cualitativo como cuantitativo. Así como también la textura y el error instrumental.



El fenómeno de difracción se describe con la ley de Bragg, la cual predice la dirección en la que se da la interferencia constructiva entre los haces de rayos X. Esta ley consiste en reflejar el haz incidido en un cuerpo siempre y cuando el ángulo de entrada sea igual al de salida [38, 39].

La técnica de difracción de rayos X se utilizó en las muestras de acero al boro antes y después de los tratamientos térmicos para comprobar si se realizó un cambio de fase debido a estos.

La preparación de las muestras consistió en lijar las piezas para quitar las asperezas, ralladuras, poros e imperfecciones de la superficie con lijas 300 y 600, realizando esta acción en húmedo para evitar calentamientos. Después se caracterizaron con el difractómetro de rayos X mostrado en la figura 6. El análisis se realizó de  $20^\circ$  a  $120^\circ$ , con un paso de  $0.05^\circ$  para disminuir los picos conocidos como ruido.



**Fig.6. Difractómetro de rayos X.**

Después se indexó el patrón de difracción de rayos X obtenido con el software X-Pert, comparando los picos del patrón con los de las cartas cristalográficas, cuando estos coincidieron perfectamente se encontró la nueva fase obtenida después de los tratamientos térmicos.

### 3.3.3. Microscopía electrónica de barrido (MEB).

Los microscopios ópticos aunque pueden aumentar los objetos que se observan tienen una gran limitación: la amplificación máxima es de 1000X, ya que esta depende de la longitud de onda violeta del espectro visible que es de  $4000\text{Å}$ , por lo tanto, los detalles menores a esta longitud de onda van a ser imposibles de ver.

Los microscopios electrónicos utilizan electrones para iluminar objetos, dado que la longitud de onda de los electrones es de  $5\text{Å}$ , esta es mucho menor que la de la luz visible, por lo que es posible alcanzar grandes amplificaciones [35, 37].

Con la ayuda del microscopio electrónico de barrido (MEB) JSM 5800-LV, ilustrado en la figura 7, se observó la morfología del acero al boro antes y después de los tratamientos térmicos, para esto se utilizó la señal de electrones secundarios ya que es la más adecuada para observar la topografía puesto que es la que posee mayor resolución. Las micrografías fueron tomadas a una magnificación de 5000X, con un voltaje de 15kv y una distancia de trabajo de 15mm.

Después con la ayuda del analizador de imágenes Img.Pro.Plus.6. se midió el tamaño de los granos de las muestras de acero al boro con temple a  $850^{\circ}\text{C}$ ,  $900^{\circ}\text{C}$ ,  $950^{\circ}\text{C}$ ,  $1000^{\circ}\text{C}$ ,  $1050^{\circ}\text{C}$  y  $1100^{\circ}\text{C}$  con tiempos de permanencia de 3, 5, 10, 30 y 45 minutos, pero sin revenidos, haciéndose 100 mediciones por muestra. Esto se hizo ya que el tamaño de grano austenítico determina la distribución de las fases y la templabilidad del acero debido a que la nueva fase se nuclea en los límites de grano [5].

Luego se midió el ancho de las agujas de bainita utilizando el mismo programa que con los límites de grano, para esto se hicieron 650 mediciones por muestra, obteniéndose posteriormente una distribución de frecuencia.



**Fig.7. Microscopio electrónico de barrido JSM 5800-LV.**

### **3.4. Caracterización de propiedades mecánicas.**

Para evaluar las propiedades mecánicas del acero al boro antes y después de los tratamientos térmicos, se realizaron pruebas de dureza, de desgaste y de tensión.

#### **3.4.1. Pruebas de dureza.**

Mediante el ensayo de dureza se mide la resistencia de un material a ser penetrado por un objeto duro, por lo tanto, es una resistencia del material a la deformación plástica localizada.

Los ensayos de dureza consisten en medir la profundidad o el diámetro de una huella resultante, el cual se relaciona con un número de dureza; entre más blando es el material, la huella es más profunda y grande, y el valor de la dureza es menor.

Existe una gran diversidad de pruebas de dureza, siendo las más comunes la Brinell y Rockwell [6].

La preparación de las muestras de acero al boro para el ensayo de dureza consistió en lijar las piezas para quitar asperezas y poros con lijas 300 y 600.

Posteriormente se realizó un ensayo de dureza Rockwell con la ayuda de un durómetro, el cual se presenta en la figura 8. Se midió la dureza del acero sin tratamiento térmico y de las piezas con los diferentes tratamientos térmicos, se utilizó una carga de 150 Kg, obteniendo cinco lecturas por muestra, de las cuales se sacó un promedio y la desviación estándar.



**Fig.8. Durómetro Rockwell.**

### **3.4.2. Pruebas de tensión.**

El ensayo de tensión es utilizado para determinar varias propiedades de los materiales que son importantes para el diseño, mide la resistencia de un material a una fuerza estática o gradualmente aplicada. Este consiste en deformar una probeta hasta la rotura por medio de una carga de tracción que se aplica uniaxialmente a lo largo del eje de la pieza. Por lo que es un ensayo destructivo.

Esta prueba se realiza en una máquina universal, montando la probeta en las mordazas de la misma. Luego la muestra es alargada a una velocidad constante, se va midiendo el alargamiento que sufre la muestra y la carga que se va aplicando [7, 9, 40].

Para realizar esta prueba, las muestras de acero al boro se maquinaron en probetas rectangulares de 3 pulgadas de largo y un cuello de 1/8 de pulgada, esto se hizo según la norma ASTM E8. Este ensayo se llevó a cabo en las muestras de acero al boro sin tratamiento térmico y a las muestras con tratamiento térmico que presentaron una mayor dureza, las condiciones de estas son mostradas en la tabla 4.

**Tabla 3. Condiciones de las muestras a las que se les realizó la prueba de tensión.**

Muestra	Temple (°)	Revenido (°)	Tiempo de permanencia (minutos)
1	Sin tratamiento térmico		
2	850	Sin revenido	10
3	850	Sin revenido	10
4	850	Sin revenido	10
5	850	200	10

6	850	500	10
7	900	Sin revenido	10
8	900	Sin revenido	10
9	900	Sin revenido	10
10	900	200	10
11	900	500	10
12	950	Sin revenido	10
13	950	Sin revenido	10
14	950	Sin revenido	10
15	950	200	10
16	950	500	10
17	1000	Sin revenido	10
18	1000	Sin revenido	10
19	1000	Sin revenido	10

20	1000	200	10
21	1000	500	10
22	1050	Sin revenido	10
23	1050	Sin revenido	10
24	1050	Sin revenido	10
25	1050	200	10
26	1050	500	10
27	1100	Sin revenido	10
28	1100	Sin revenido	10
29	1100	Sin revenido	10
30	1100	200	10
31	1100	500	10

Después se les dio una preparación lijando el cuello de las probetas con papel abrasivo de carburo de silicio grado 300 para dejarlas libres de ralladuras e imperfecciones que puedan ser concentradores de esfuerzos ocasionando la rotura del material en un área determinada haciendo la prueba ineficaz.

Fueron montadas en la máquina universal Instron 4469, como se muestra en la figura 9, se utilizó una velocidad de cabezal de 12 mm/min.



**Fig.9. Máquina universal.**

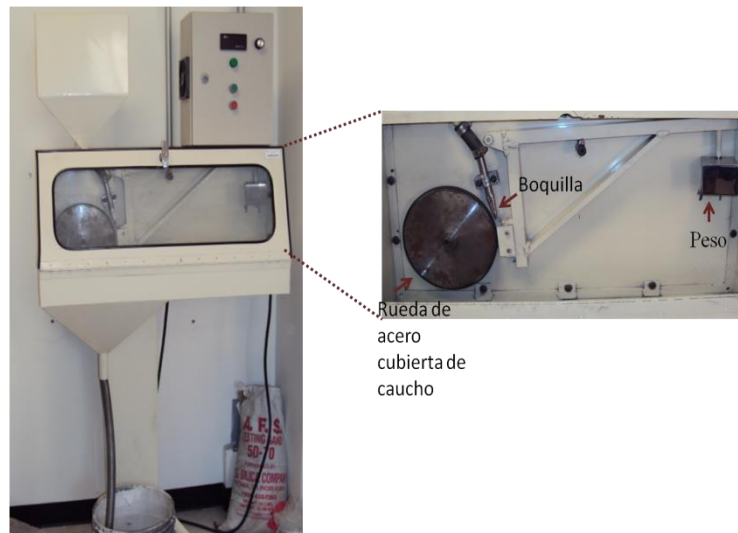
### **3.4.3. Pruebas de desgaste.**

La prueba de desgaste o de abrasión consiste en colocar la muestra en la máquina de desgaste, en la cual una rueda de acero cubierta de caucho gira sobre la pieza a ciertas revoluciones, mientras que por una boquilla cae arena de sílice seca entre la rueda y la pieza, la fuerza que ejerce esta rueda es generada por unos pesos; esto se hace durante un tiempo que va de 10 a 30 minutos, dependiendo del material que se va a caracterizar. Generando así una cicatriz sobre las muestras, la cual debe de ser uniforme para que la prueba sea confiable, de lo contrario esta tendrá que repetirse.

La prueba de abrasión fue llevada a cabo en las muestras de acero al boro en una máquina de desgaste, ilustrada en la figura 10, según la norma ASTM G65, sin tratamiento térmico y las de



tratamiento térmico que mostraron una mayor dureza, estas se presentan en la tabla 3. Las dimensiones de las piezas fueron de 1” de ancho por 3” de largo por 0.20” de espesor. Estas se prepararon lijándolas con papel abrasivo de carburo de silicio grado 300 y grado 600 ya que la superficie debe de ser plana y libre de defectos que puedan modificar los resultados de la prueba como lo son los poros y rugosidades. Después se limpiaron con acetona para remover cualquier suciedad del trabajo sobre las piezas y manejo de estas por parte del operador.



**Fig.10. Máquina de desgaste.**

**Tabla 4. Condiciones de las muestras de acero al boro a las que se les realizó la prueba de abrasión.**

Muestra	Temple (°)	Revenido (°)	Tiempo de permanencia (minutos)
1	Sin tratamiento térmico		

2	850	Sin revenido	10
3	850	200	10
4	850	500	10
5	900	Sin revenido	10
6	900	200	10
7	900	500	10
8	950	Sin revenido	10
9	950	200	10
10	950	500	10
11	1000	Sin revenido	10
12	1000	200	10
13	1000	500	10
14	1050	Sin revenido	10
15	1050	200	10
16	1050	500	10
17	1100	Sin revenido	10
18	1100	200	10

19	1100	500	10
----	------	-----	----

Posteriormente se procedió a medir las dimensiones de cada una de las muestras con un calibrador vernier para obtener el volumen de las mismas. Luego se pesaron en una balanza analítica, obteniéndose después la densidad de cada pieza.

Primeramente se hizo una prueba piloto para determinar el tiempo de duración de la misma, de acuerdo a la norma ASTM G65, esto se llevó a cabo a una velocidad de 200 revoluciones por minuto durante un tiempo de 30 minutos y una fuerza ejercida sobre la rueda de 130 N. El tamaño de partícula de la arena de sílice fue de 50 a 70  $\mu\text{m}$  y el flujo de esta se evaluó que estuviera entre 300 y 400 g/min.

Finalizada la prueba, la muestra se pesó nuevamente y con los datos del volumen, peso y densidad obtenidos anteriormente, se realizó un despeje para calcular el volumen de masa perdido de la muestra después de la abrasión, como este sobrepasó los  $100\text{mm}^3$  se cambió de procedimiento.

Los parámetros utilizados para las demás pruebas de abrasión fueron una velocidad de 200 revoluciones por minuto durante un tiempo de 10 minutos, con una fuerza ejercida sobre la rueda de 130 N y un flujo de arena de 300 g/min.

## **4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.**

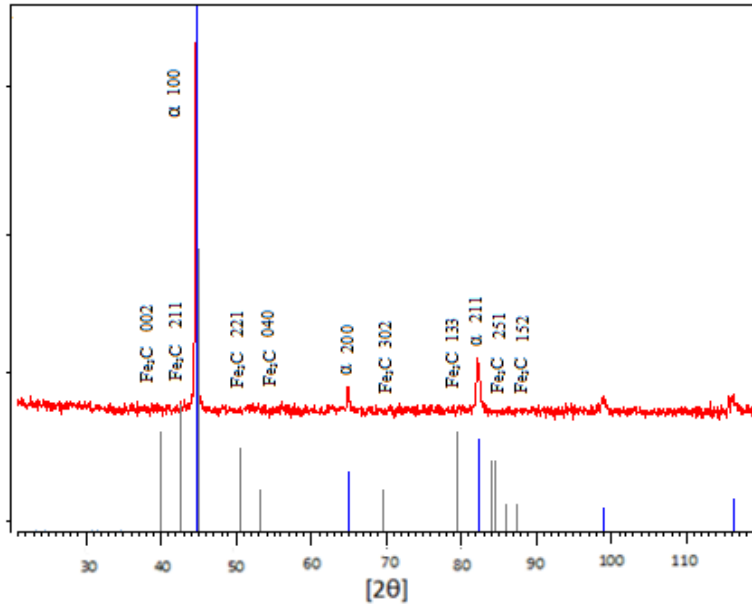
En este capítulo se mostrarán y analizarán los resultados obtenidos en la caracterización microestructural del acero al boro, así como en los ensayos mecánicos tales como dureza, desgaste y resistencia a la tensión.

### **4.1. Caracterización estructural.**

Se presentan los resultados obtenidos mediante microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y difracción de rayos X del acero al boro antes de los tratamientos térmicos, así como después de todos los tratamientos térmicos a los cuales fue sometido.

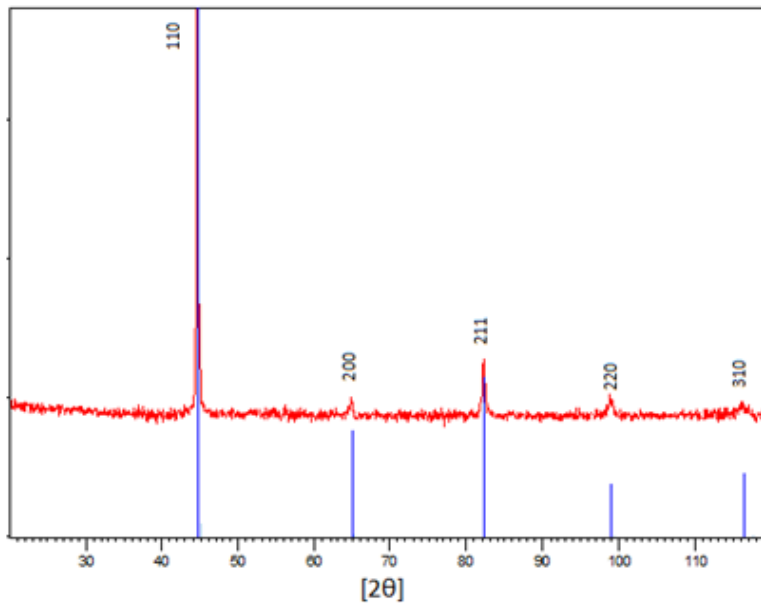
#### **4.1.1. Difracción de rayos X.**

En la figura 11 se muestra el difractograma del acero al boro sin tratamiento térmico, el cual fue indexado dando como resultado una fase de ferrita y perlita, la cual consiste en laminillas de ferrita y cementita, esto es debido a que se trata de un acero hipoeutectoide.



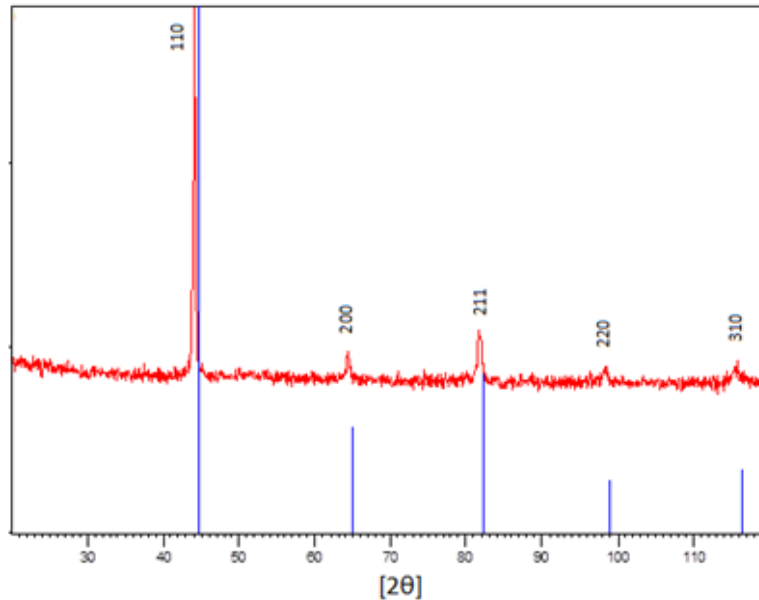
**Fig.11. Difractograma del acero al boro sin tratamiento térmico.**

El difractograma del acero al boro austenizado a 850° por 3 minutos y templado en agua se observa en la figura 12, en el cual al indexarse se obtuvo la fase de bainita.



**Fig.12. Difractograma del acero al boro con una temperatura de austenización a 850°C y 3 minutos de permanencia.**

En la figura 13 se presenta el difractograma del acero al boro austenizado a 1100°C con un tiempo de permanencia de 45 minutos y templado en agua, en el cual se observa que la fase obtenida es bainita.



**Fig.13. Difractograma de acero al boro con una temperatura de austenización a 1100°C y 45 minutos de permanencia.**

En el difractograma del acero al boro sin tratamiento térmico se tiene una estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo, cuyos parámetros de red son  $a=2.8860 \text{ \AA}$ .

Después del tratamiento térmico la estructura cristalina es cúbica centrada en el cuerpo, con parámetros de red de  $a=2.8664 \text{ \AA}$ .

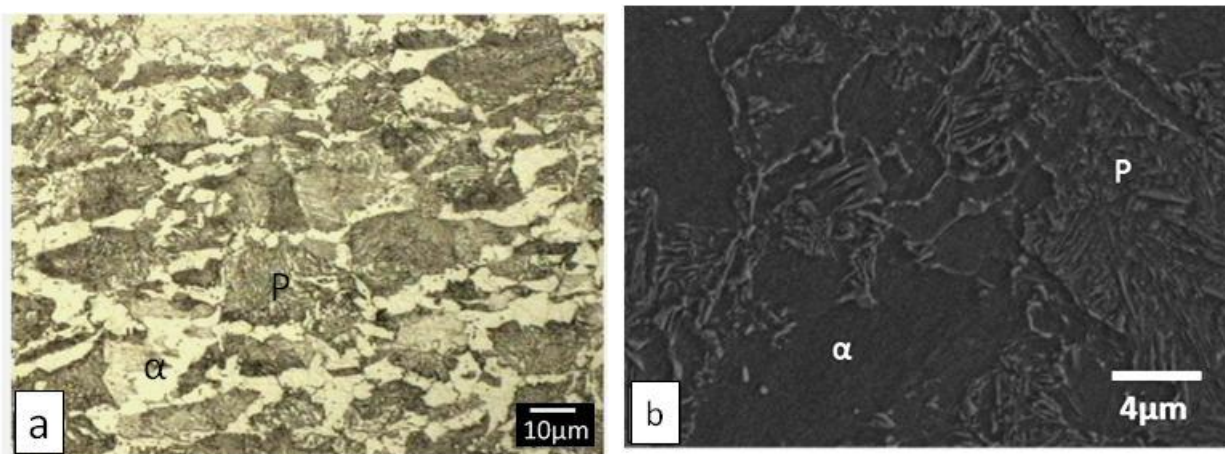
Debido a que las cartas cristalográficas de la ferrita y la bainita son muy parecidas, se procedió a revisar los resultados obtenidos en el microscopio electrónico de barrido para verificar que realmente hubiera un cambio de fase por medio de la caracterización microestructural de las muestras.

Los difractogramas no mostraron la formación de ningún tipo de carburo después de darle tratamiento térmico al acero al boro.

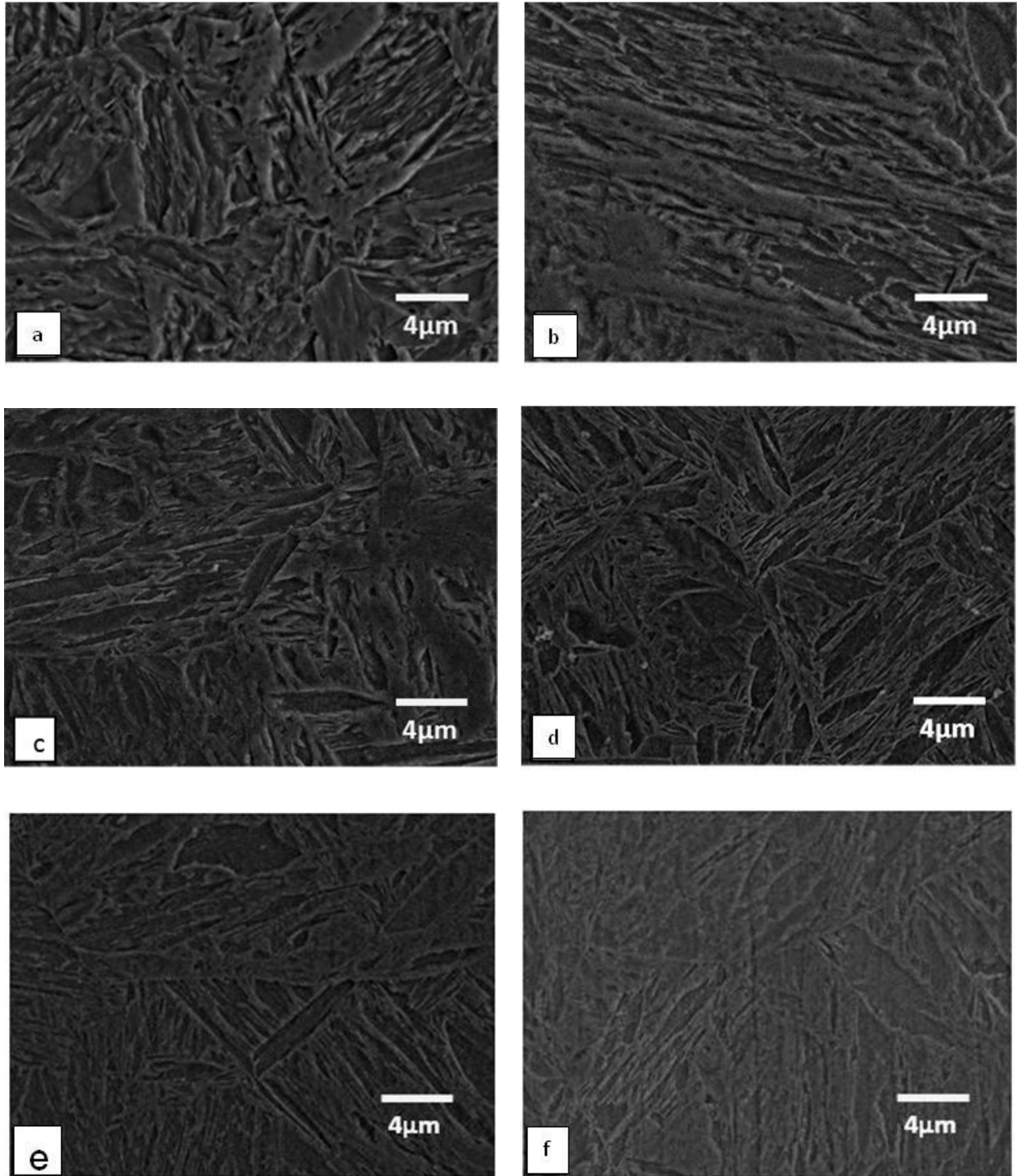
Tampoco se obtuvo ningún boruro, esto probablemente fue debido a que se tiene una pequeña cantidad de boro y la formación de boruros se presenta cuando se tiene cantidades mayores a 0.003% de boro [4].

#### 4.1.2. Microscopía electrónica de barrido.

La microestructura inicial del acero al boro sin tratamiento térmico se puede ver en la figura 14, donde se observa que dicha microestructura consiste en ferrita proeutectoide y perlita, se observa aproximadamente un 60% de perlita y un 40% de ferrita proeutectoide, ver figura 14 a). Un mejor detalle de la microestructura se puede apreciar en la figura 14 b) en donde se muestra la microestructura observada en el microscopio electrónico de barrido (MEB).



**Fig. 14. Acero al Boro sin tratamiento térmico atacado por 25 s con nital al 3%, micrografía en a) microscopio óptico a 500x, b) microscopio electrónico de barrido a 5,000x.**



**Fig. 15. Acero al Boro austenizado a (a) 850°C, (b) 900°C, (c) 950°C, (d) 1000°C, (e) 1050°C y (f)1100°C por 10 minutos, templado en agua, atacado con nital al 3%, a 5000x.**



En la figura 15 se pueden apreciar las microfotografías del acero al boro austenizado a 850°C, 900°C, 950°C, 1000°C, 1050°C y 1100°C con 10 minutos de permanencia y templadas en agua a temperatura ambiente. Se puede observar que hubo un cambio de fase de ferrita a bainita y que a menores temperaturas las agujas de bainita son más finas.

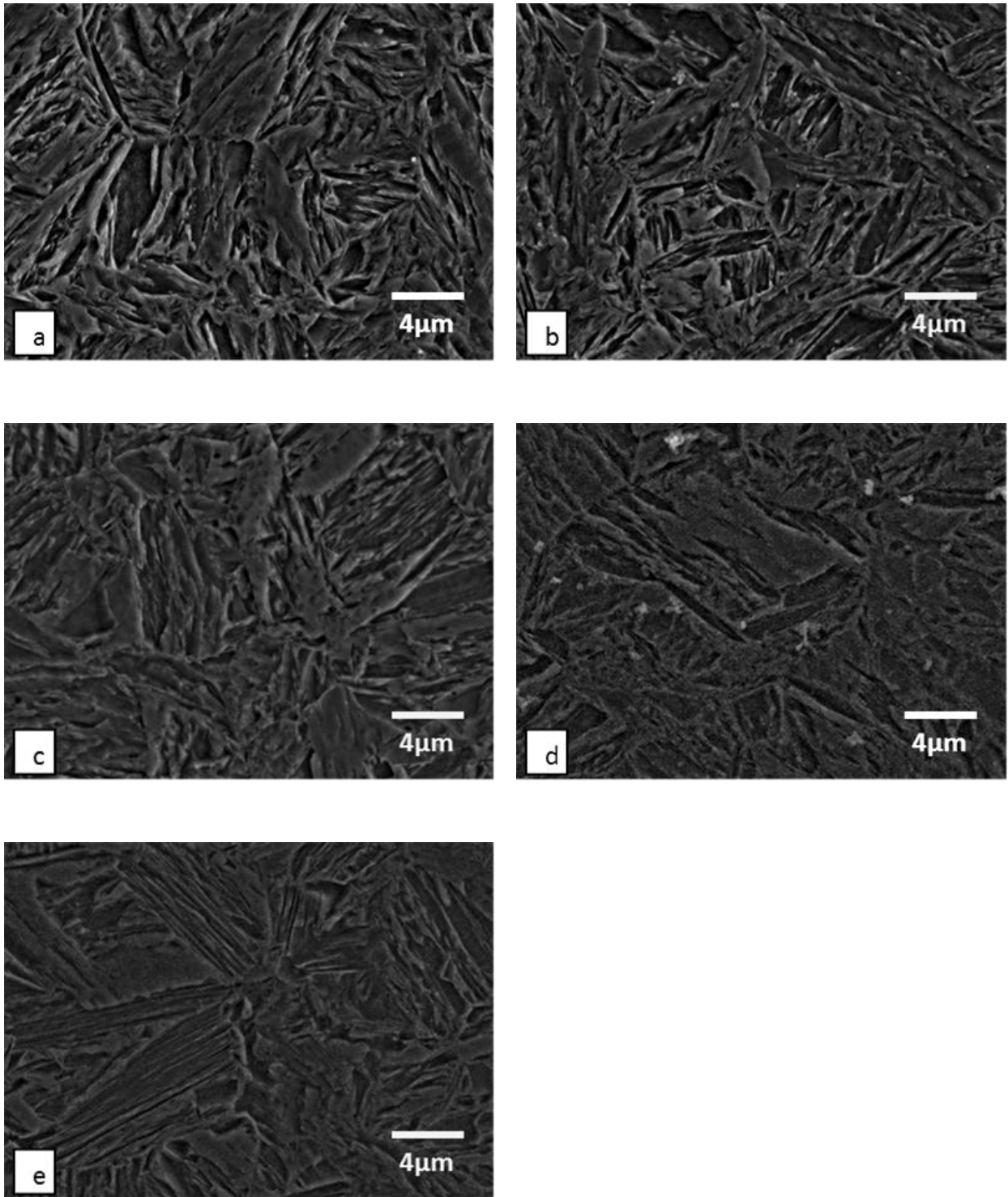
En la figura 16 se muestran las microfotografías del acero al boro austenizado a 850°C, con los diferentes tiempos de permanencia utilizados, y posteriormente templado en agua, en las cuales se puede apreciar que con un aumento en el tiempo de permanencia, las agujas de bainita son más largas.

La bainita tiene una forma acicular o de agujas la cual es debida a la alta densidad de dislocaciones que contiene la ferrita [43].

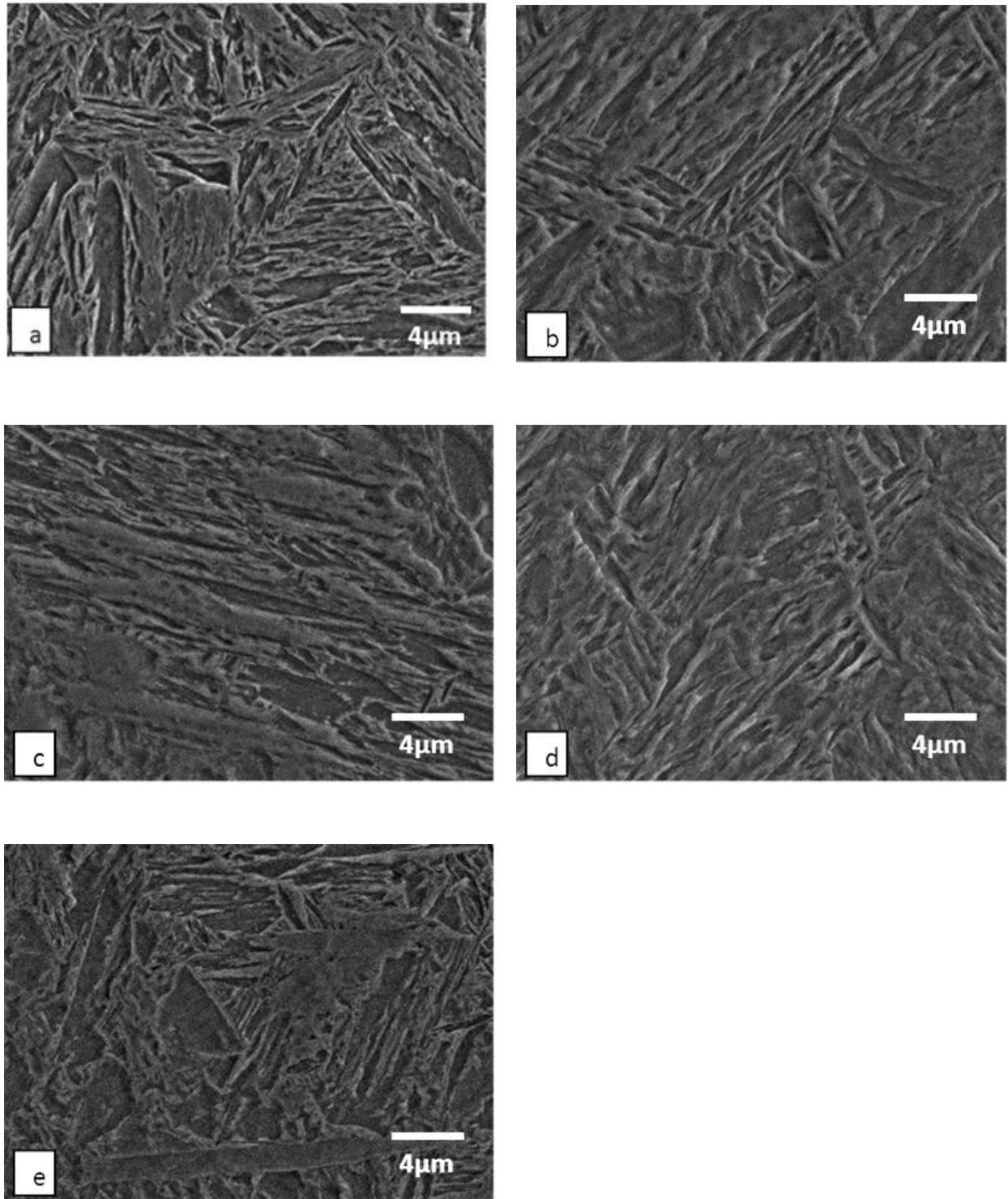
En las figuras 17, 18, 19, 20 y 21, se presentan las micrografías del acero al boro templado a 900°C, 950°C, 1000°C, 1050°C y 1100°C respectivamente. En todos los tratamientos térmicos se puede observar que la microestructura del acero es bainita superior, la cual consiste en agujas gruesas de ferrita, que es la fase oscura, en las que están embebidas laminillas de cementita, la fase clara, que se encuentran acomodadas en la misma dirección que la aguja de ferrita. Además de que no se encontró el carburo  $\epsilon$ , el cual es típico de la bainita inferior.

El grano tiene una forma irregular debida a la segregación de boro en los límites de grano que reduce la formación de la austenita en ferrita [24].

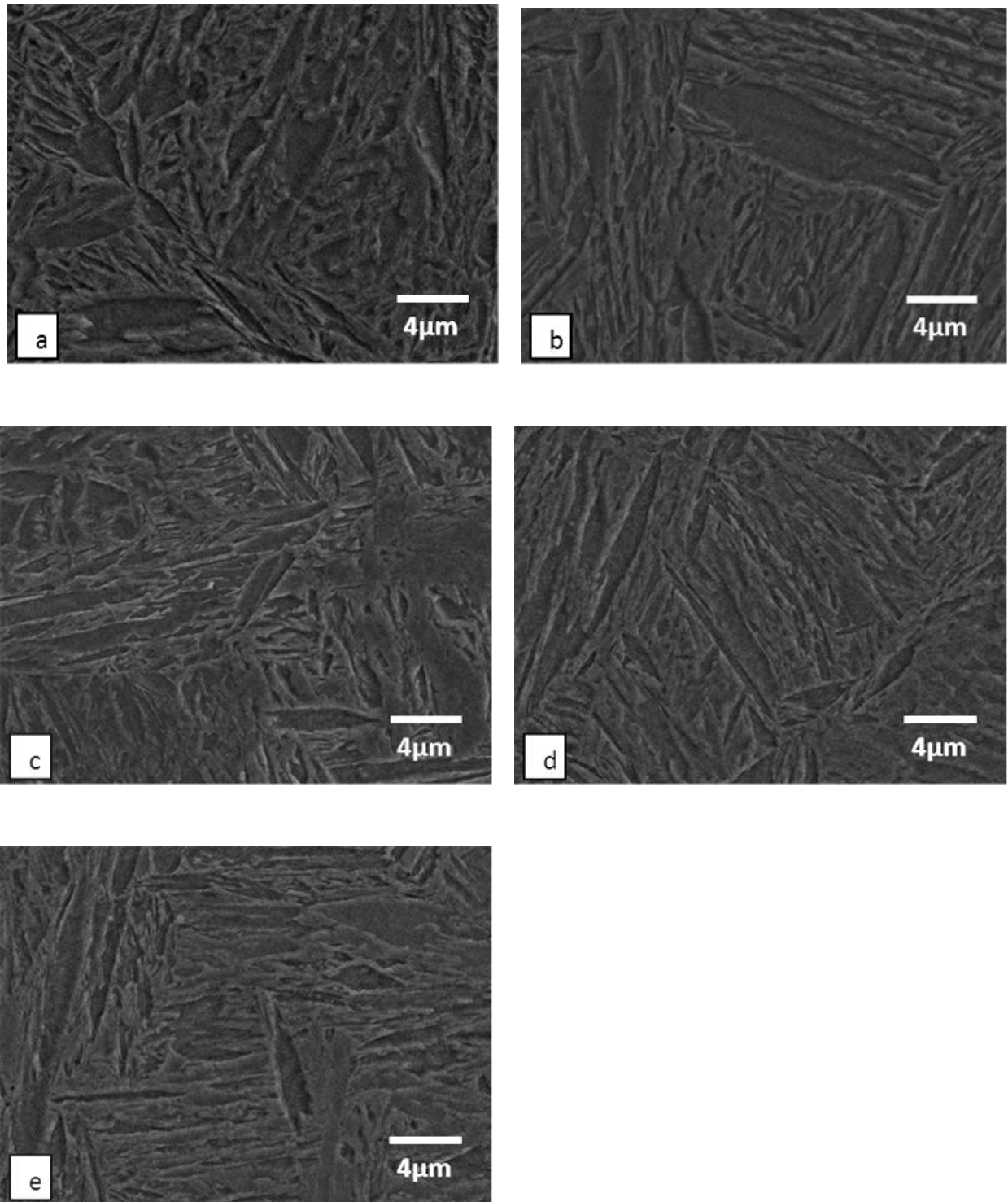
Las micrografías no mostraron la presencia de ningún carburo de Nb o Ti, ya que estos elementos se encuentran en cantidades muy pequeñas, esto se corroboró realizando un análisis elemental (EDS). No se detectó la presencia boruros ya que el SEM no localiza elementos que se encuentran en cantidades tan pequeñas como lo son las partes por millón.



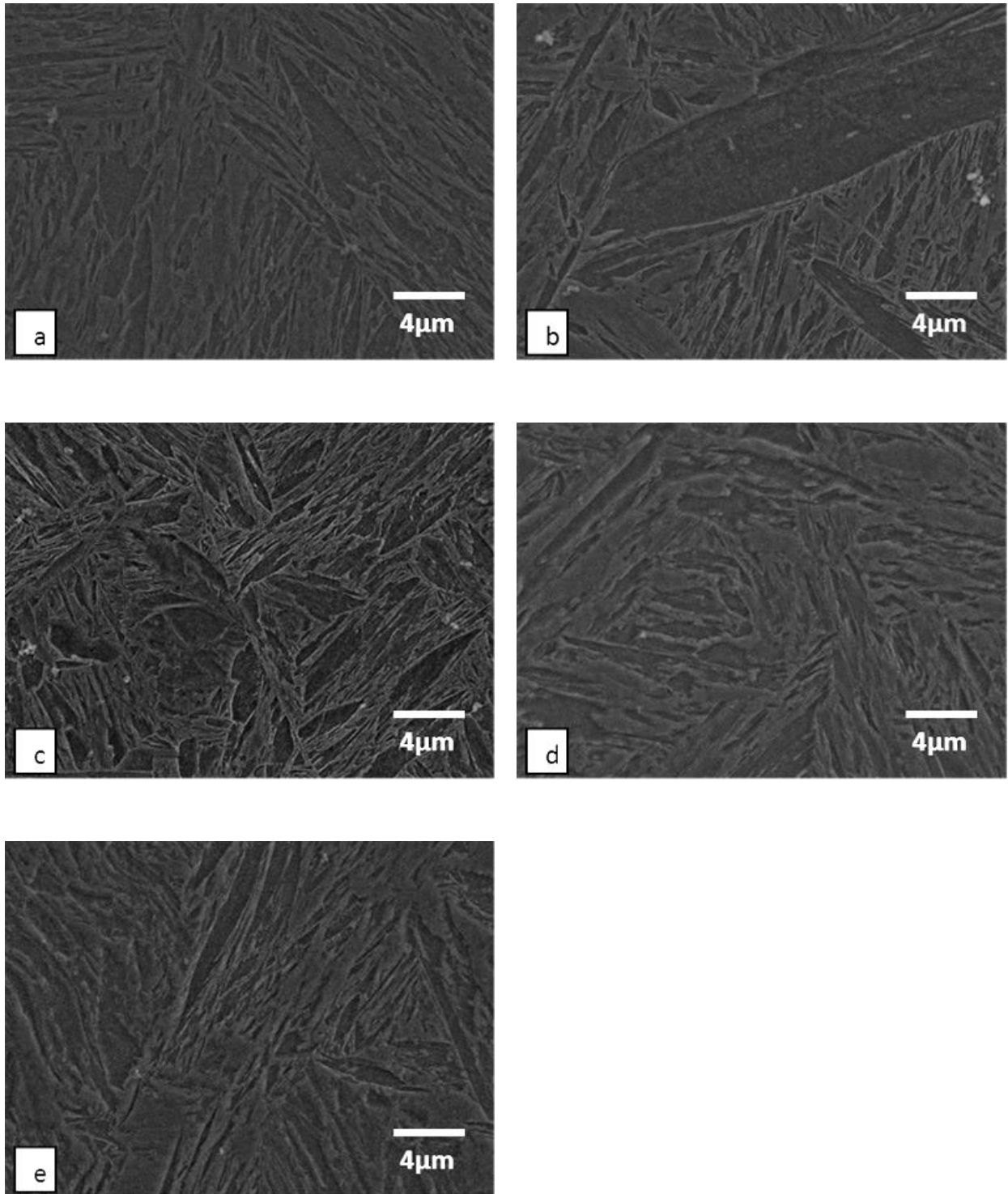
**Fig.16. Acero al Boro austenizado a 850°C con un tiempo de permanencia de (a) 3, (b) 5, (c) 10, (d) 30 y (e) 45 minutos, templado en agua a temperatura ambiente, atacado por 35 s con nital al 3% a 5,000X.**



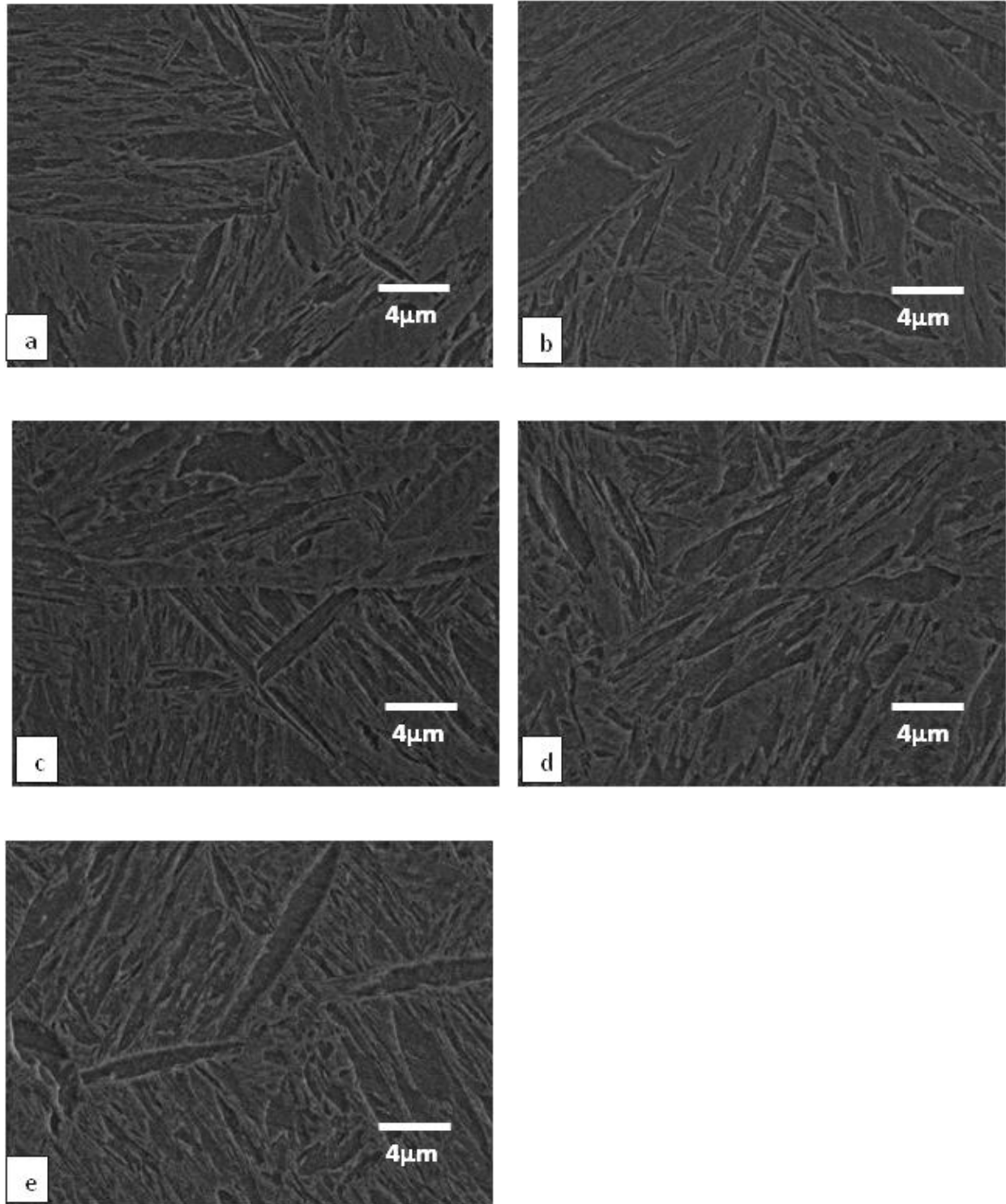
**Fig.17. Acero al Boro austenizado a 900°C con un tiempo de permanencia de (a) 3, (b) 5, (c) 10, (d) 30 y (e) 45 minutos, templado en agua a temperatura ambiente, atacado por 35 s con nital al 3% a 5,000X.**



**Fig.18. Acero al Boro austenizado a 950°C con un tiempo de permanencia de (a) 3, (b) 5, (c) 10, (d) 30 y (e) 45 minutos, templado en agua a temperatura ambiente, atacado por 35 s con nital al 3% a 5,000X.**

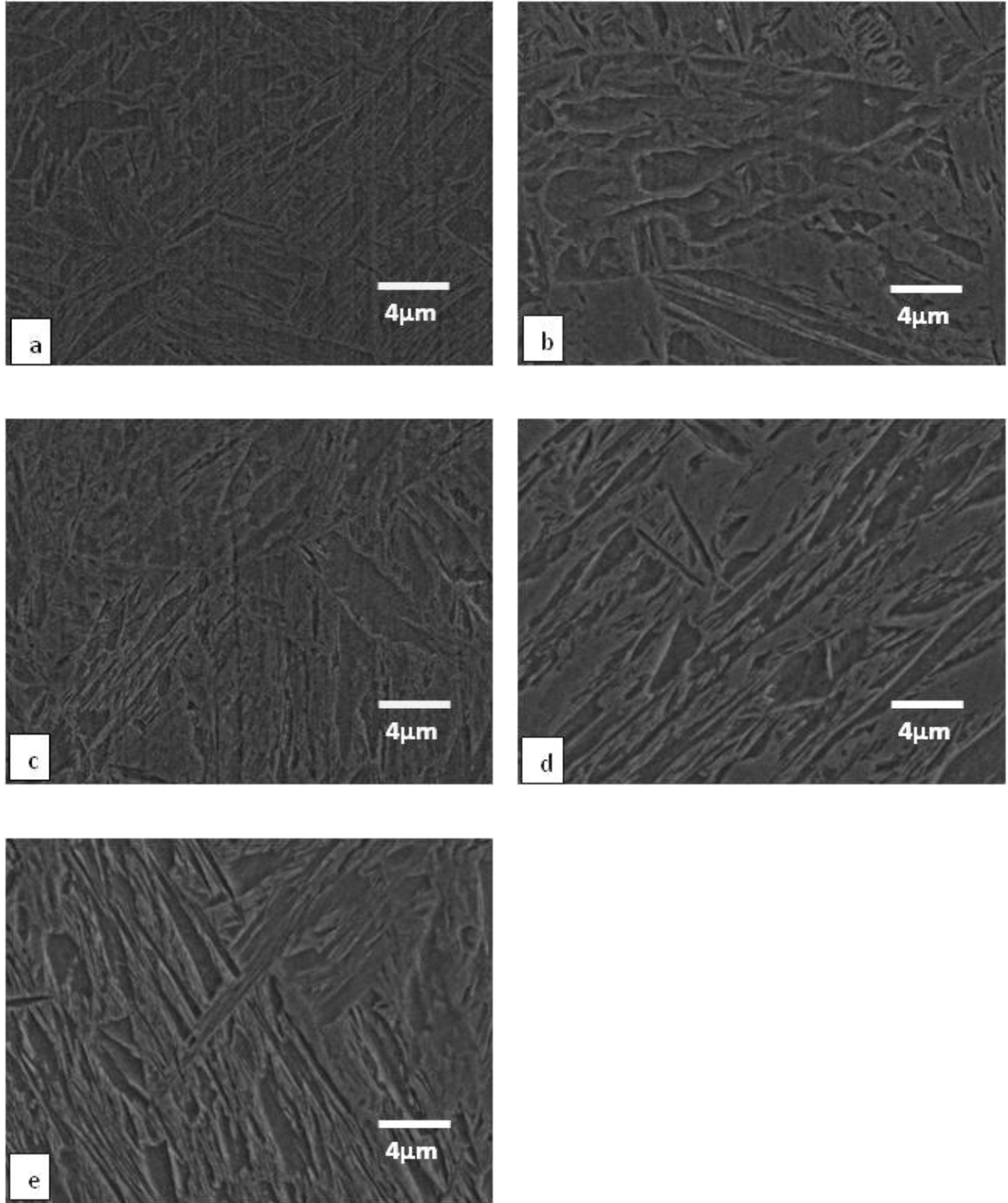


**Fig.19. Acero al Boro austenizado a 1000°C con un tiempo de permanencia de (a) 3, (b) 5, (c) 10, (d) 30 y (e) 45 minutos, templado en agua a temperatura ambiente, atacado con nital al 3% a 5,000X.**



**Fig.20. Acero al Boro austenizado a 1050°C con un tiempo de permanencia de (a) 3, (b) 5, (c) 10, (d) 30 y (e) 45 minutos, templado en agua a temperatura ambiente, atacado con nital al 3% a 5,000X.**





**Fig.21. Acero al Boro austenizado a 1100°C con un tiempo de permanencia de (a) 3, (b) 5, (c) 10, (d) 30 y (e) 45 minutos, templado en agua a temperatura ambiente, atacado por 35 s con nital al 3% a 5,000X.**

En las figuras 22, 23, 24, 25, 26 y 27 se muestran las micrografías del acero al boro con revenidos a 200°C y 500°C por una hora. La cementita es la fase blanca y la ferrita la fase más oscura. Se puede apreciar que las placas de ferrita y cementita están más definidas, esto se debe a la liberación de esfuerzos residuales; parte de la cementita al tener mucha energía, se transforma en ferrita, ya que esta última es una fase más estable.

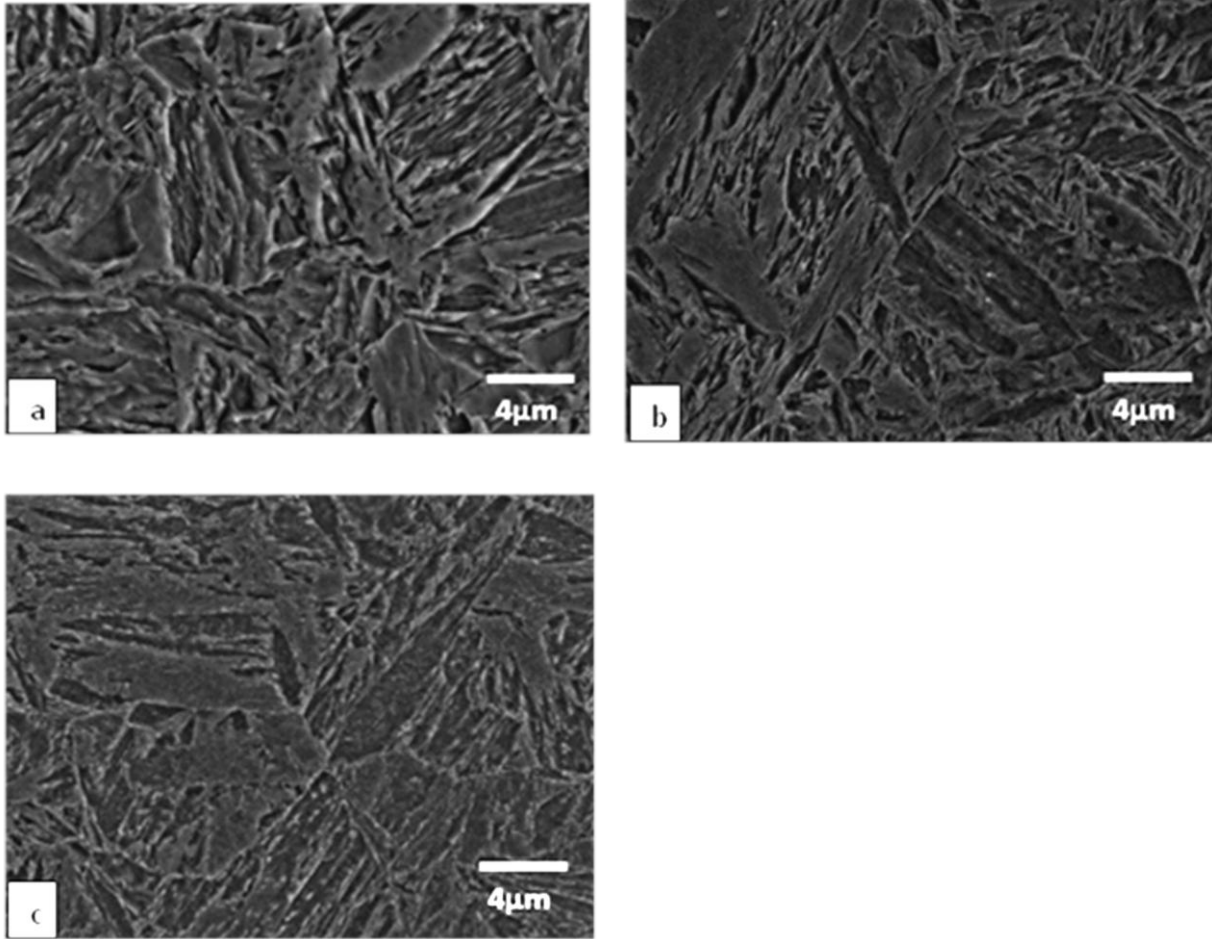
En los revenidos a 200°C se puede observar una ligera precipitación de carburos de hierro, los cuales pueden ser identificados localizando las partículas brillantes que se encuentran dentro de las agujas de bainita.

En los revenidos a 500°C la precipitación de carburos es más notable. Además de que presentan un mayor tamaño.

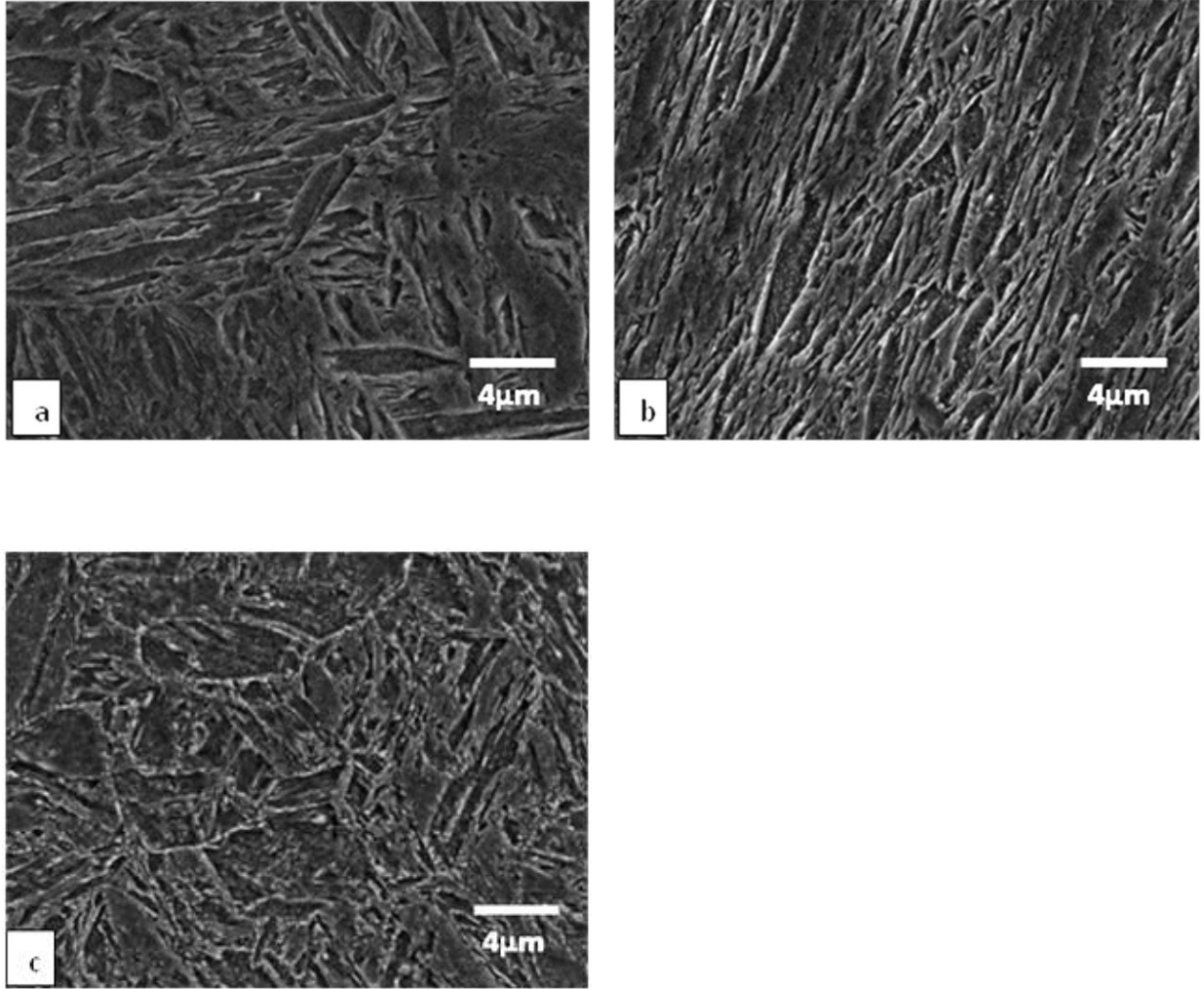
Conforme aumenta la temperatura de austenización se aprecia una mayor cantidad de carburos precipitados, esto es debido a que crecen por medio de la difusión, por lo que a mayor temperatura, la velocidad de difusión es más grande.

No se encontraron carburos de elementos aleantes, ya que a temperaturas de revenido menores de 540°C la velocidad de difusión de los elementos de aleación es pequeña.

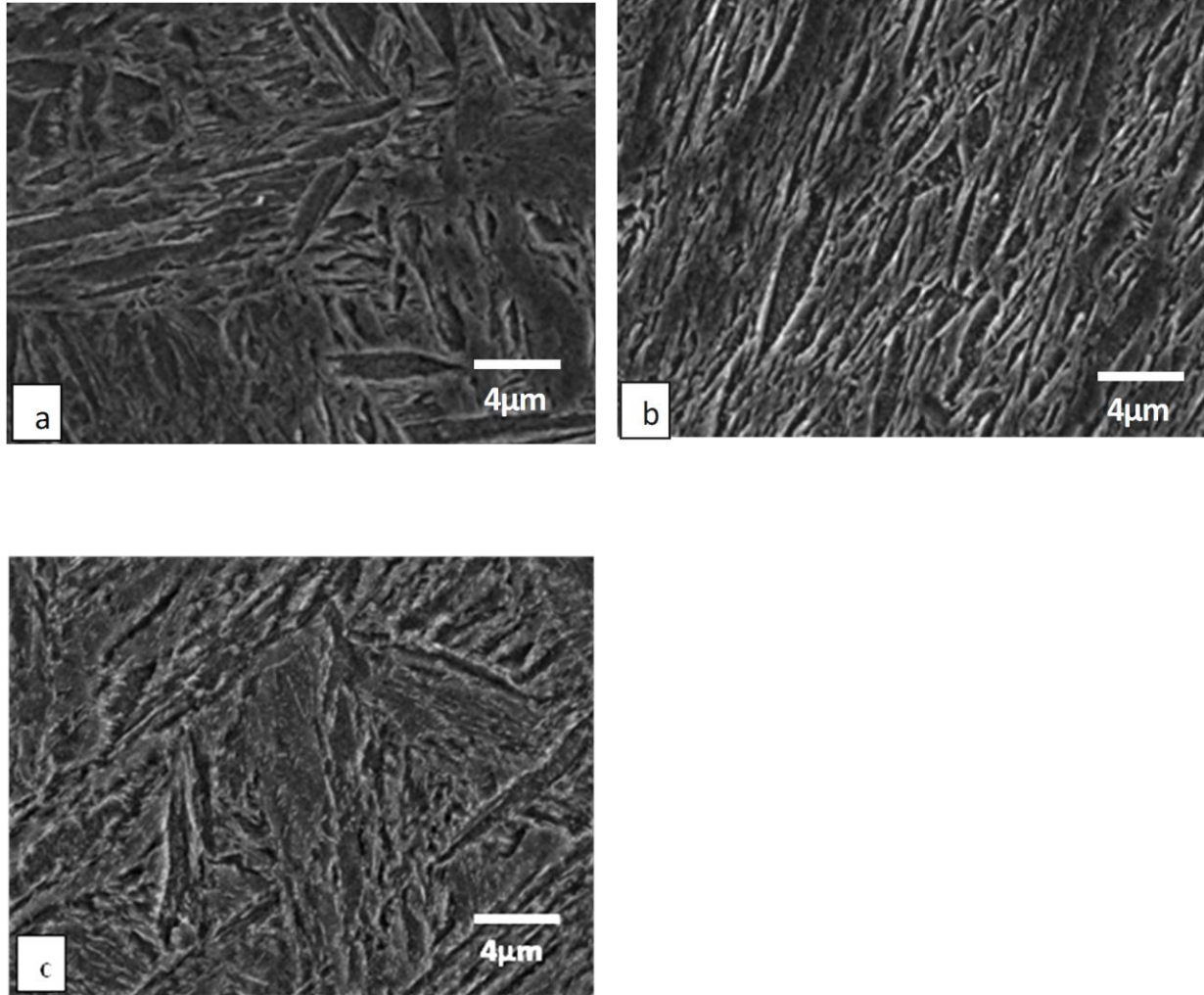




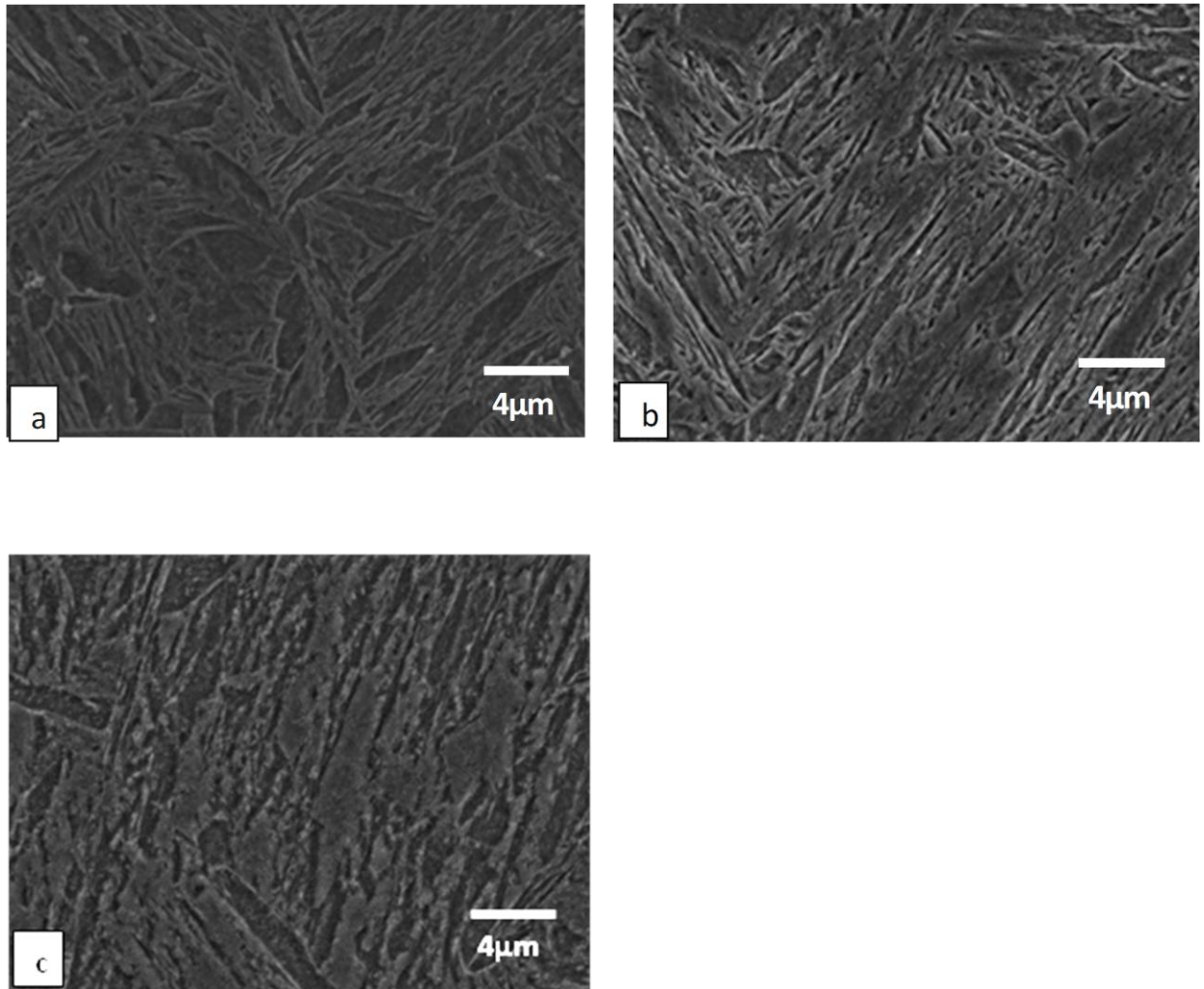
**Fig.22. Acero al boro austenizado a 850°C por 10 minutos, (a) templado en agua a temperatura ambiente, (b) revenido a 200°C por una hora, (c) revenido a 500°C por una hora.**



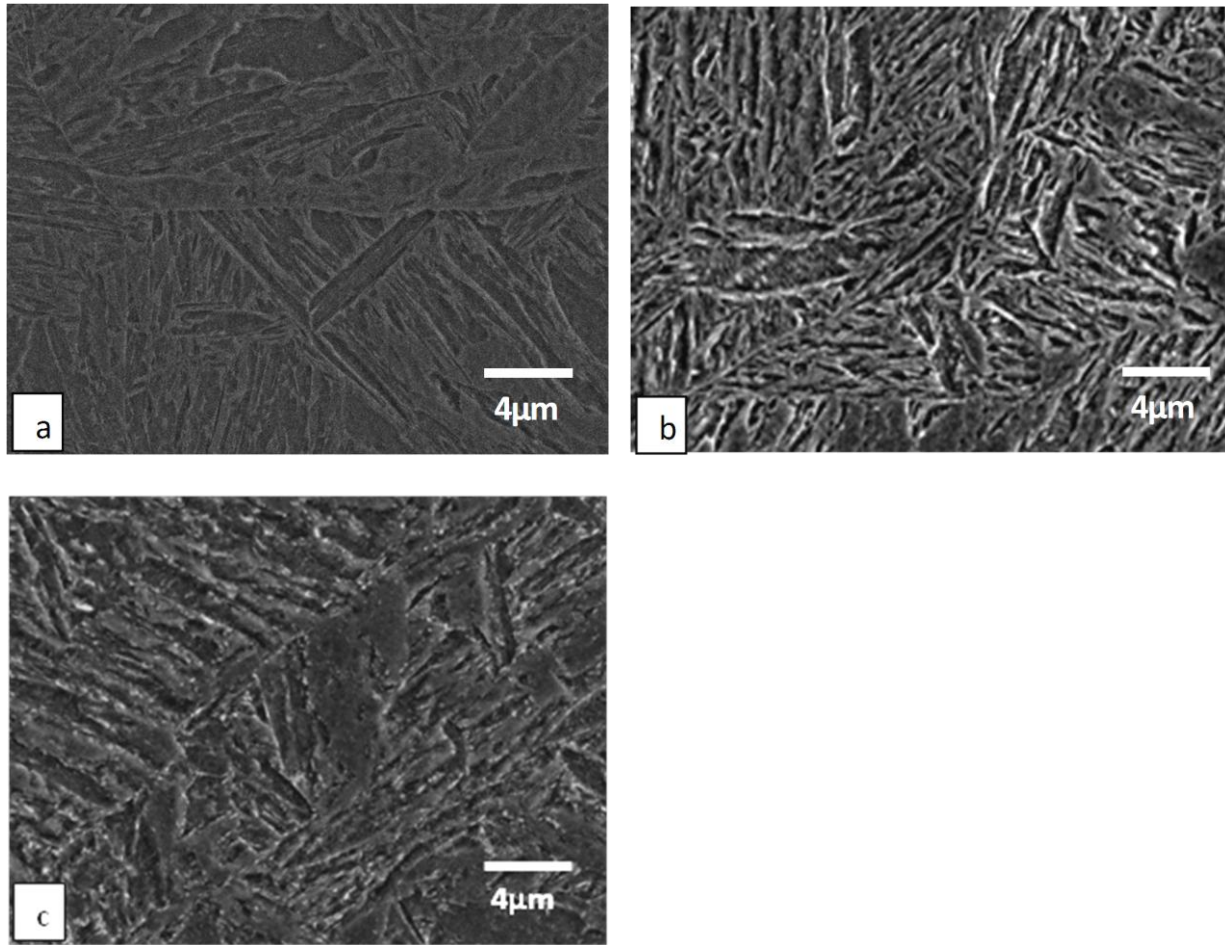
**Fig.23. Acero al boro austenizado a 900°C por 10 minutos, (a) templado en agua a temperatura ambiente, (b) revenido a 200°C por una hora, (c) revenido a 500°C por una hora.**



**Fig.24. Acero al boro austenizado a 950°C por 10 minutos, (a) templado en agua a temperatura ambiente, (b) revenido a 200°C por una hora, (c) revenido a 500°C por una hora.**

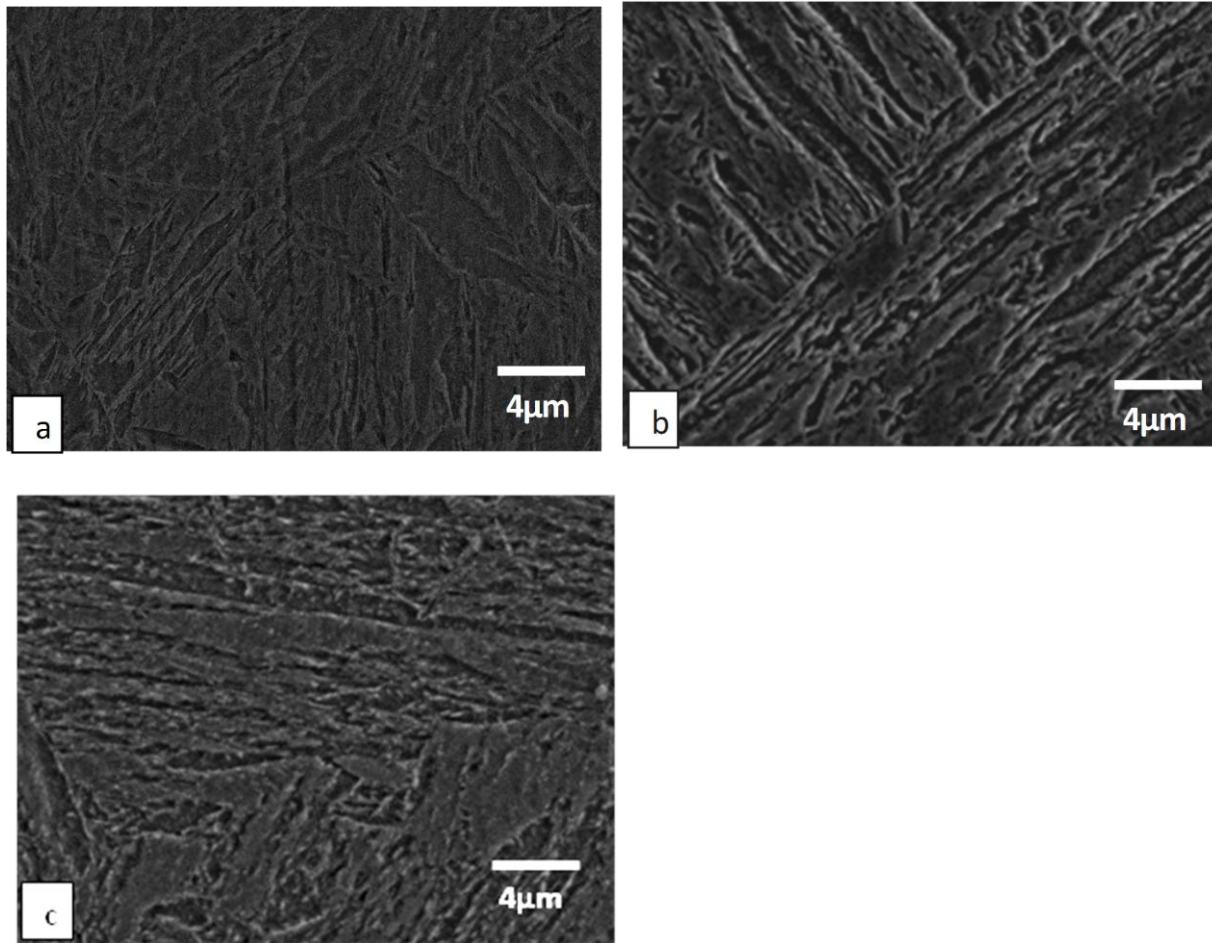


**Fig.25. Acero al boro austenizado a 1000°C por 10 minutos, (a) templado en agua a temperatura ambiente, (b) revenido a 200°C por una hora, (c) revenido a 500°C por una hora.**



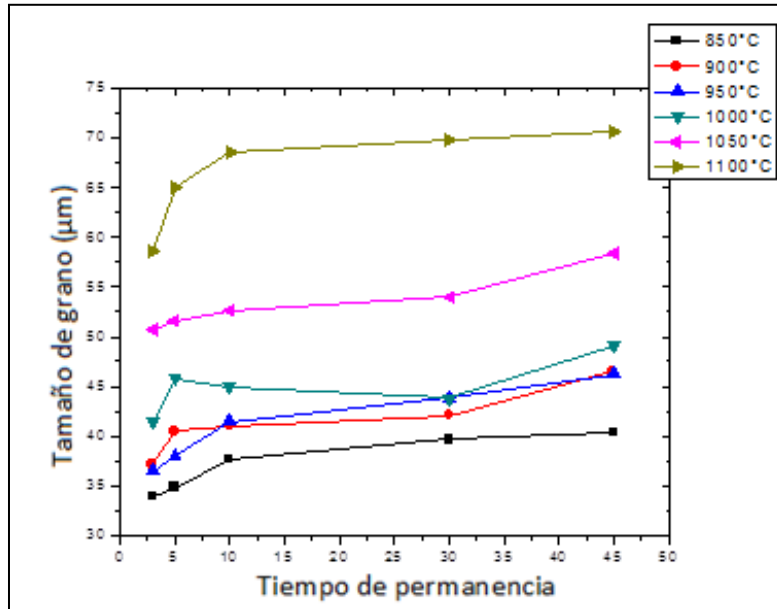
**Fig.26. Acero al boro austenizado a 1050°C por 10 minutos, (a) templado en agua a temperatura ambiente, (b) revenido a 200°C por una hora, (c) revenido a 500°C por una hora.**





**Fig.27. Acero al boro austenizado a 1100°C por 10 minutos, (a) templado en agua a temperatura ambiente, (b) revenido a 200°C por una hora, (c) revenido a 500°C por una hora.**

Las gráficas del tamaño de grano y de distribución de frecuencia del ancho de las agujas de bainita se muestran en las figuras de la 28 a la 36, con las cuales se comprobó el efecto que tiene la temperatura del tratamiento térmico en la microestructura, así como el tiempo de permanencia.



**Fig.28. Promedio del tamaño de grano del acero al boro con una temperatura de austenización de 850°C, 900°C, 950°C, 1000°C, 1050°C y 1100°C, templado en agua a temperatura ambiente, sin revenido.**

En las gráficas del tamaño de grano austenítico se observa que el grano aumenta de tamaño conforme el tiempo de permanencia es mayor, esto es consistente con lo encontrado en investigaciones previas [4, 12, 13, 17].

En la gráfica del tamaño de grano con una temperatura de austenización de 850°C se puede apreciar una mayor velocidad de crecimiento de grano con los tiempos de permanencia de 3 a 10 minutos; este mismo efecto ocurre en la gráfica del tamaño de grano con una temperatura de austenización de 1100°C. Mientras que en la gráfica del tamaño de grano con una temperatura de

austenización de 1050°C el crecimiento de grano es lento en los tiempos de permanencia de 3 a 10 minutos.

El grano más grande fue de 70  $\mu\text{m}$ , el cual se obtuvo a 1100°C con un tiempo de permanencia de 45 minutos, el cual es consistente con el que obtuvieron Zhu Kangying et al. [14], quienes consiguieron un tamaño de grano de 70  $\mu\text{m}$  en un acero al boro austenizado a 1250°C por un tiempo de permanencia de 5 minutos.

El grano más pequeño fue de 33  $\mu\text{m}$ , este se obtuvo con la temperatura de austenización de 850°C y 3 minutos de permanencia. Por lo que el boro tiene un mejor efecto en la templabilidad a temperaturas bajas que a temperaturas altas, esto es debido a que la segregación de boro suprime el crecimiento de grano [4, 27].

En las figuras 29 y 30 se muestran las gráficas del tamaño de grano de las muestras con temple y revenido a 200°C y 500°C respectivamente.

En el revenido a 200°C hubo una refinación en el tamaño de grano, este es más pequeño que el grano de las muestras de acero con temple y sin revenido, sobre todo en los tiempos de permanencia de 3, 5 y 10 minutos, donde el grano crece muy poco, mientras que en los tiempos de permanencia de 30 y 45 minutos el aumento en el tamaño de grano es más pronunciado.

En la gráfica del acero al boro templado y revenido a 500°C hay un aumento en el tamaño de grano comparado con las muestras revenidas a 200°C. Esto se debe a que en el revenido intervienen los mecanismos de difusión. Por lo tanto, con una mayor temperatura de revenido, los átomos tienen una mayor energía térmica, lo que permite una mayor movilidad de los mismos, dando como resultado un mayor tamaño de grano.



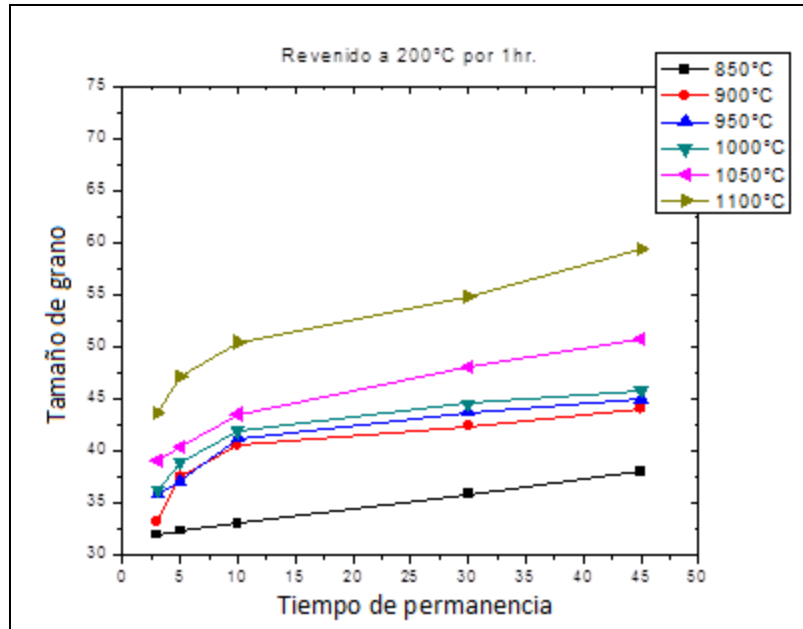


Fig.29. Promedio del tamaño de grano del acero al boro con una temperatura de austenización de 850°C, 900°C, 950°C, 1000°C, 1050°C y 1100°C, templado en agua a temperatura ambiente, revenido a 200°C.

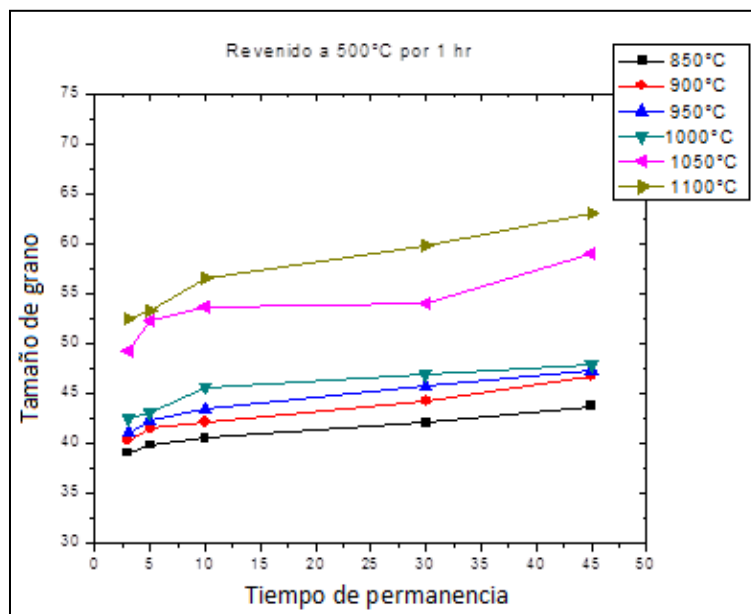
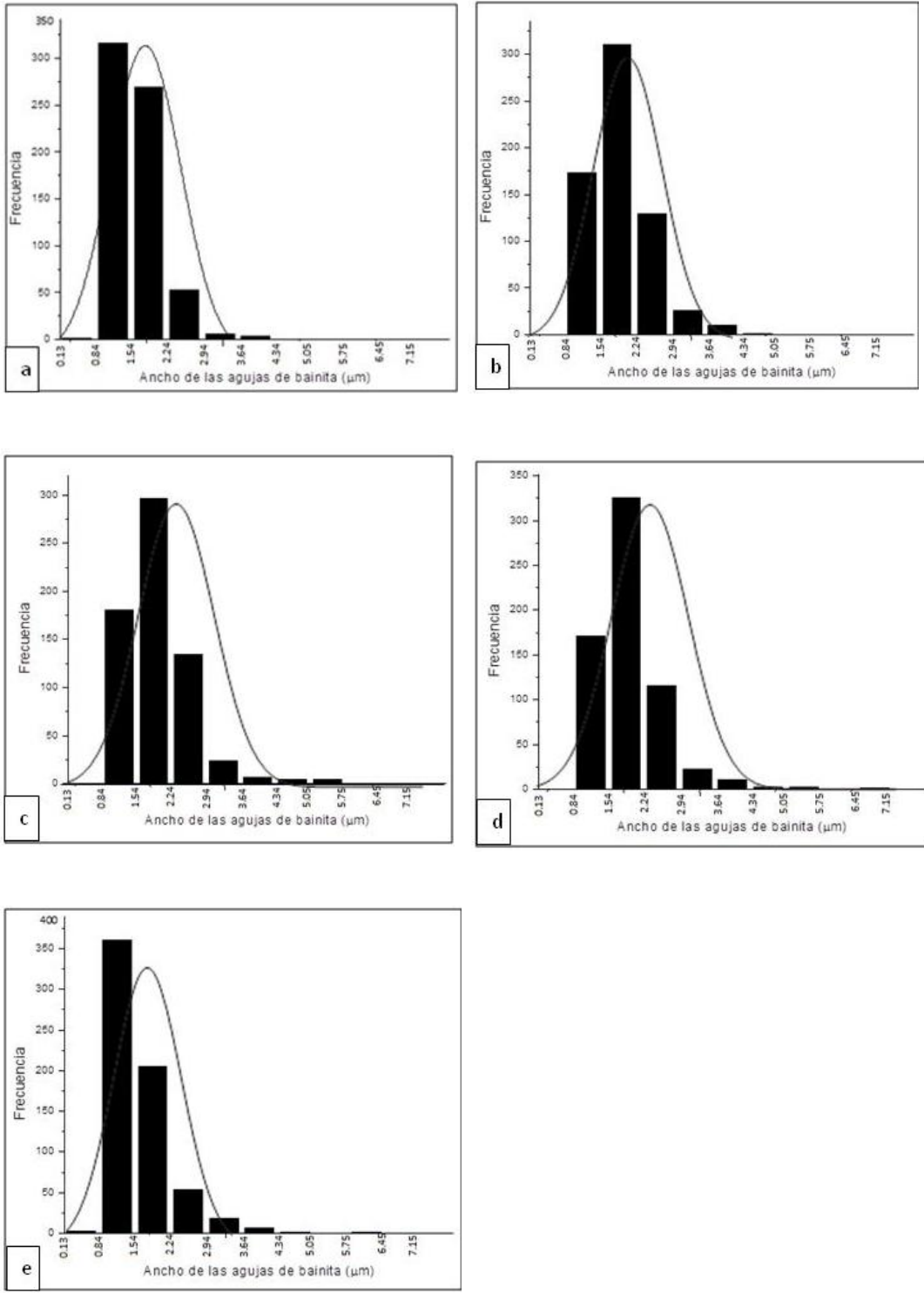
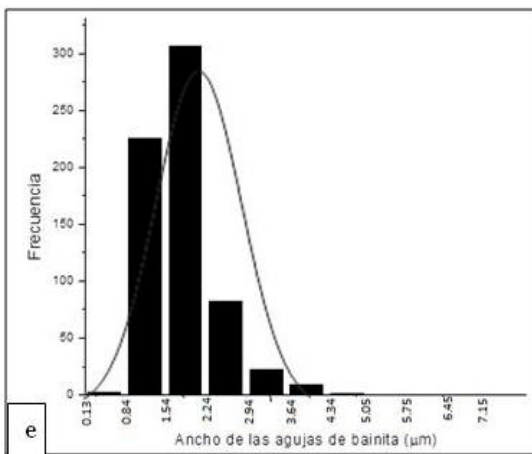
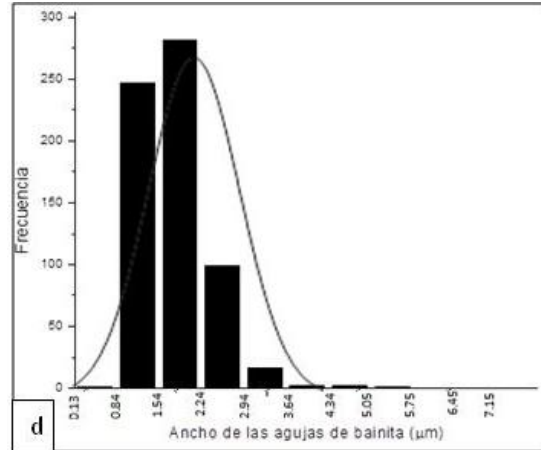
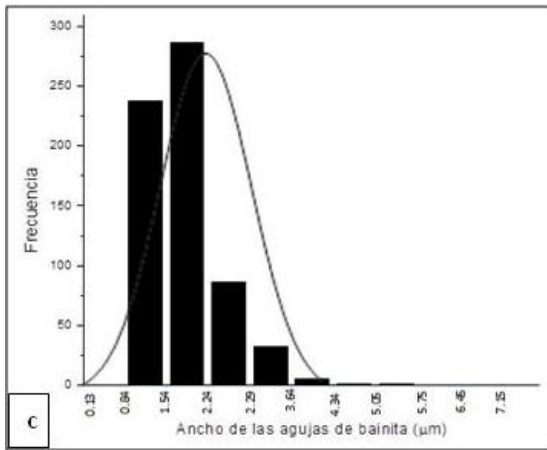
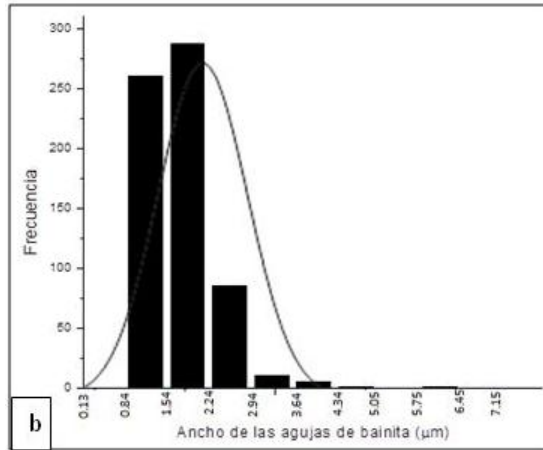
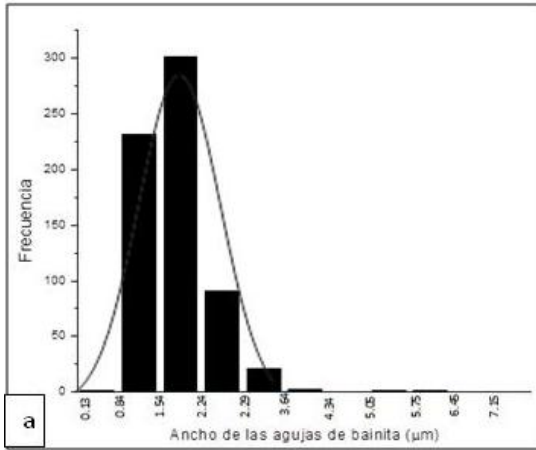


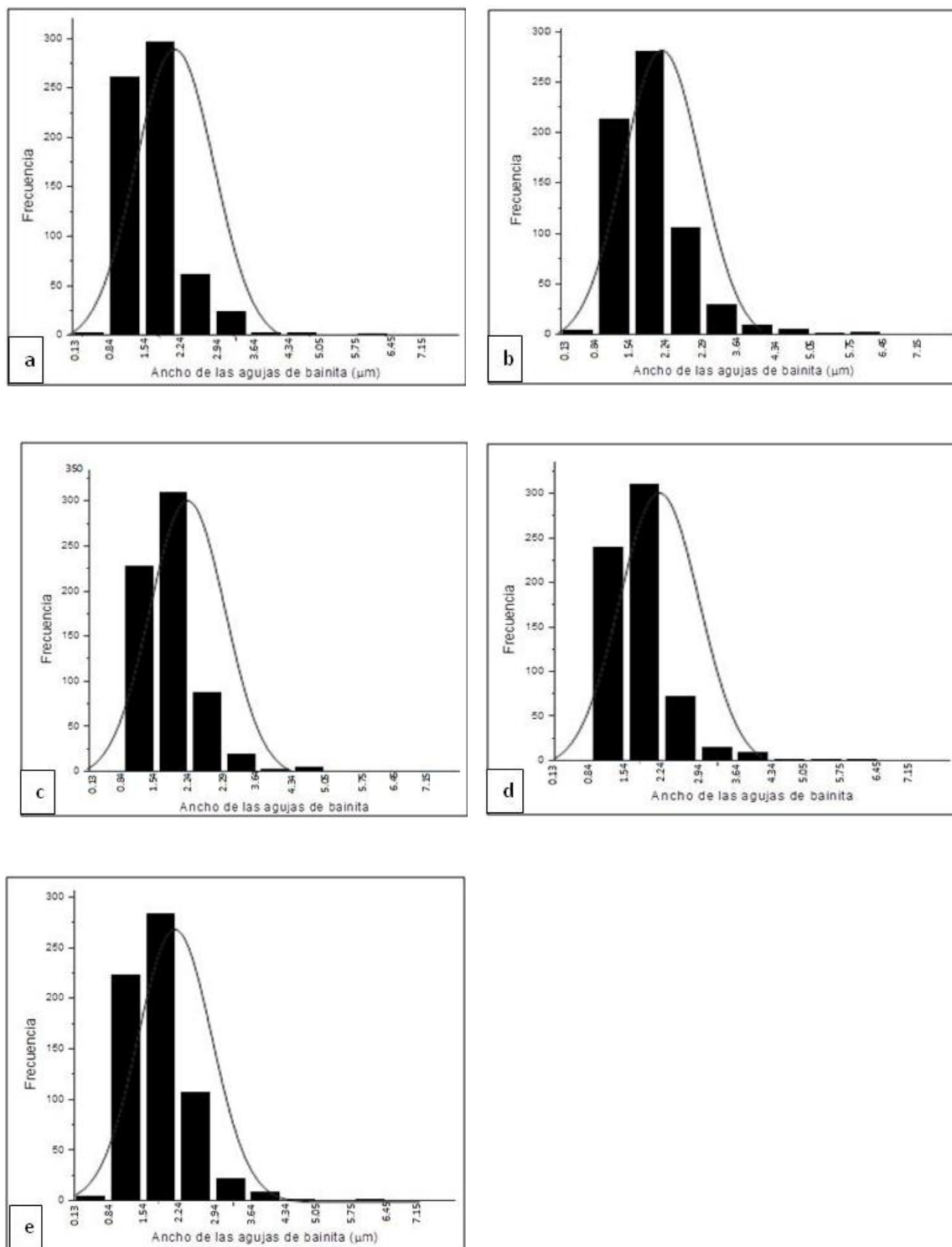
Fig.30. Promedio del tamaño de grano del acero al boro con una temperatura de austenización de 850°C, 900°C, 950°C, 1000°C, 1050°C y 1100°C, templado en agua a temperatura ambiente, revenido a 500°C.



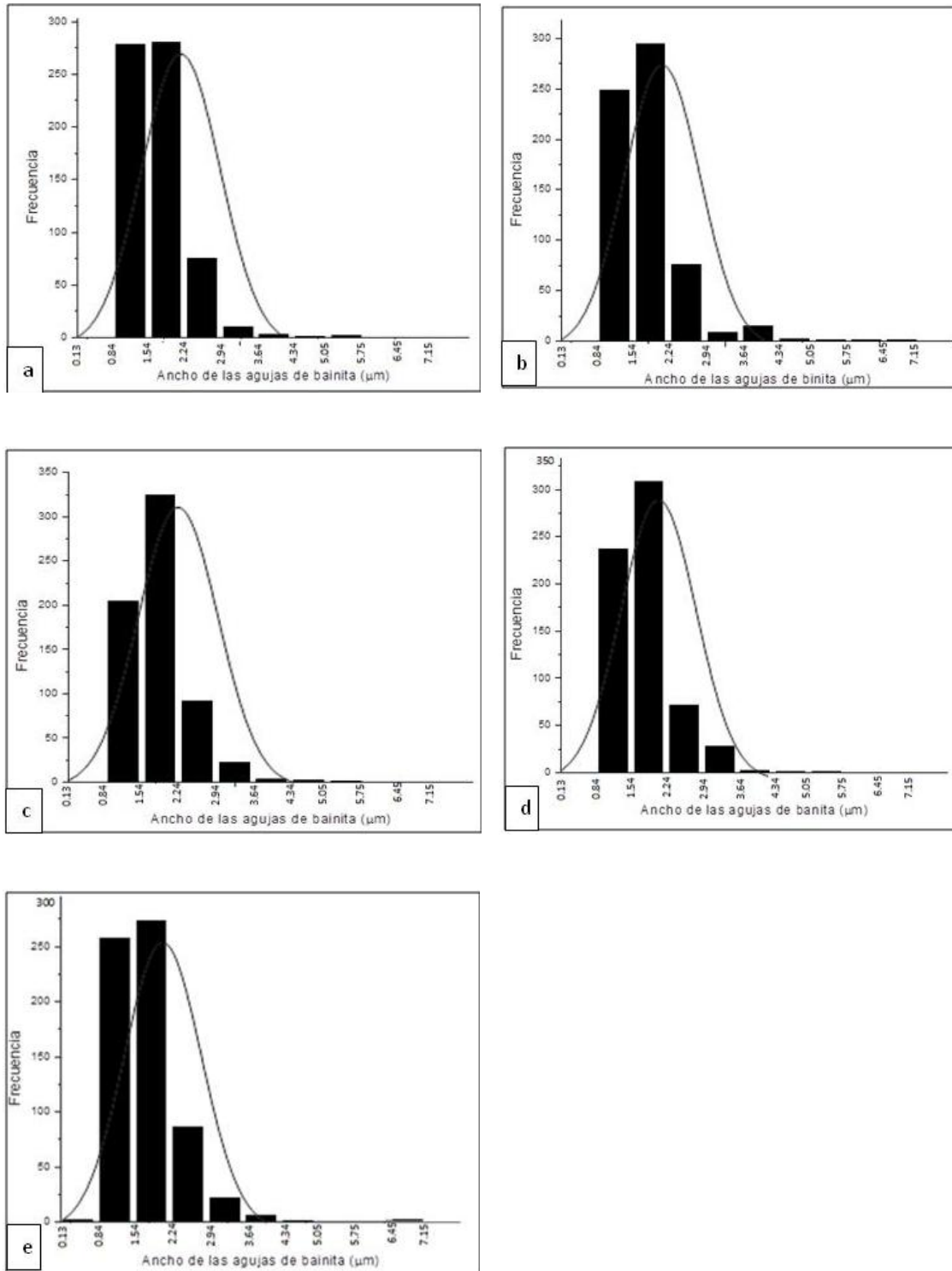
**Fig.31.** Gráfica de la distribución de frecuencia de ancho de las agujas de bainita, con una temperatura de austenización de 850°C y con un tiempo de permanencia de 3 (a), 5(b), 10 (c), 30 (d), 45 (e) minutos.



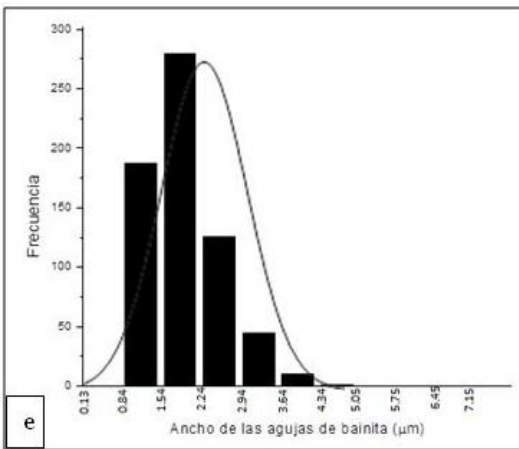
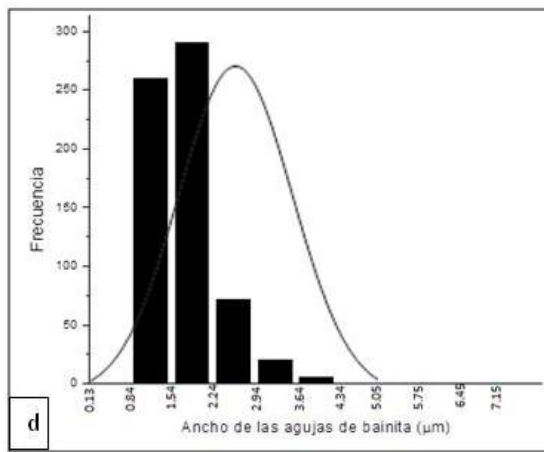
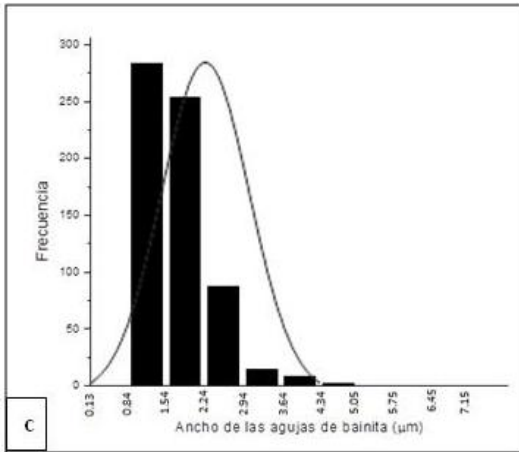
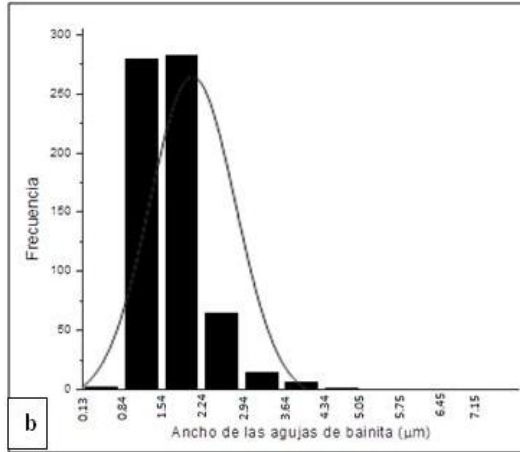
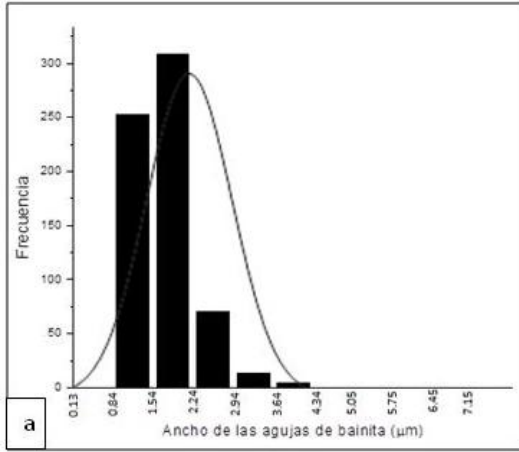
**Fig.32.** Gráfica de la distribución de frecuencia de ancho de las agujas de bainita, con una temperatura de austenización de  $900^{\circ}\text{C}$  y con un tiempo de permanencia de 3 (a), 5(b), 10 (c), 30 (d), 45 (e) minutos.



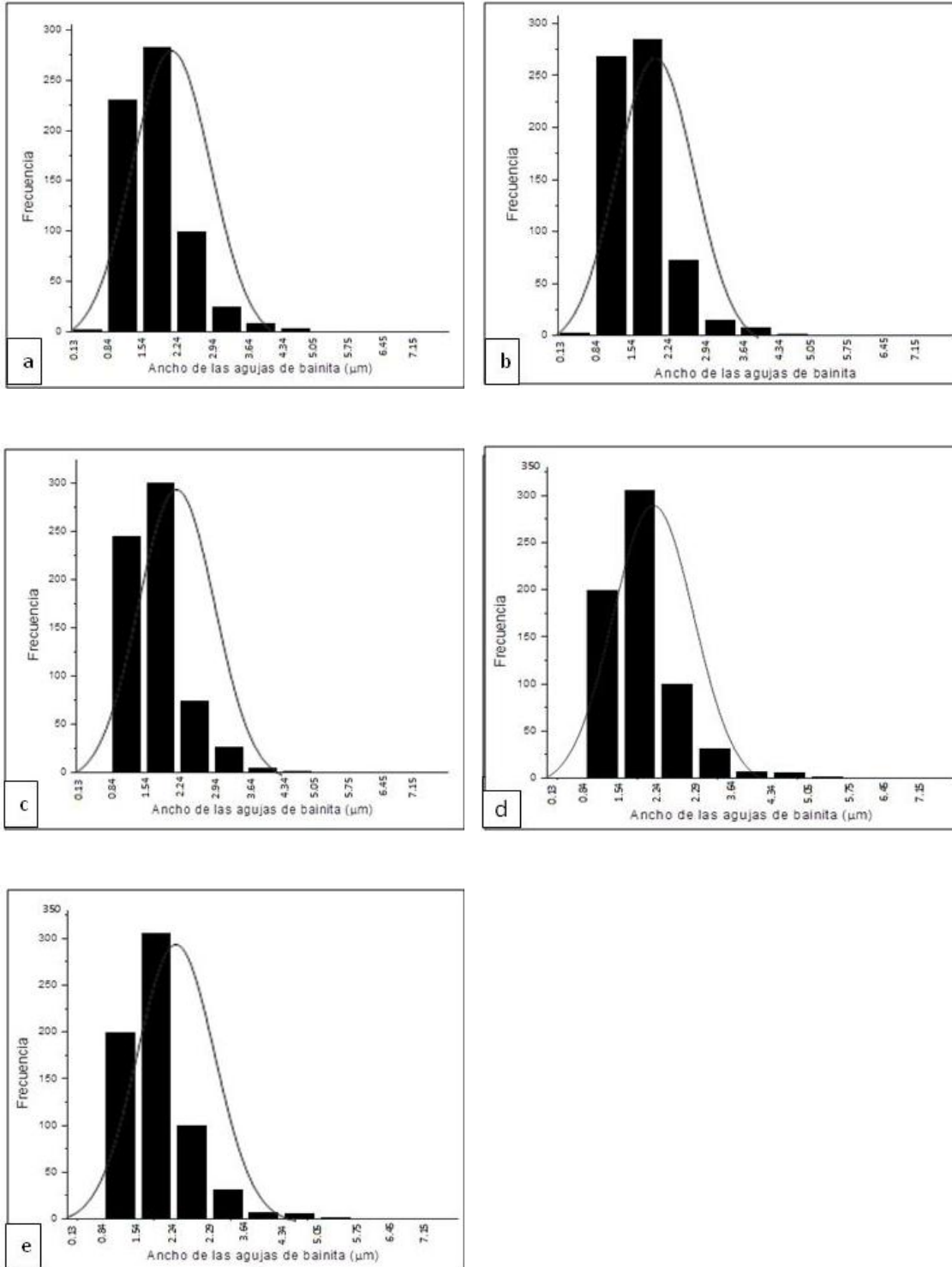
**Fig.33.** Gráfica de la distribución de frecuencia de ancho de las agujas de bainita, con una temperatura de austenización de 950°C y con un tiempo de permanencia de 3 (a), 5(b), 10 (c), 30 (d), 45 (e) minutos.



**Fig.34.** Gráfica de la distribución de frecuencia de ancho de las agujas de bainita, con una temperatura de austenización de 1000°C y con un tiempo de permanencia de 3 (a), 5(b), 10 (c), 30 (d), 45 (e) minutos.



**Fig.35.** Gráfica de la distribución de frecuencia de ancho de las agujas de bainita, con una temperatura de austenización de 1050°C y con un tiempo de permanencia de 3 (a), 5(b), 10 (c), 30 (d), 45 (e) minutos.



**Fig.36.** Gráfica de la distribución de frecuencia de ancho de las agujas de bainita, con una temperatura de austenización de 1100°C y con un tiempo de permanencia de 3 (a), 5(b), 10 (c), 30 (d), 45 (e) minutos.

En la gráfica de distribución de frecuencia del acero al boro con tratamiento térmico de 850°C, se puede observar que el 80% de las agujas de bainita miden menos de 2.24  $\mu\text{m}$ , mientras que en los tratamientos de 900°C, 950°C, 1000°C, 1050°C y 1100°C el 80% miden menos de 2.29  $\mu\text{m}$ .

Conforme aumenta el tiempo de permanencia del acero al boro con temperatura de austenización de 850°C, el tamaño de las agujas de bainita va aumentando.

Las agujas más grandes de bainita se obtuvieron con el tratamiento térmico a 1000°C con tiempo de permanencia de 5 y 45 minutos, las cuales se encuentran en el rango de 6.45  $\mu\text{m}$  a 7.15  $\mu\text{m}$ .

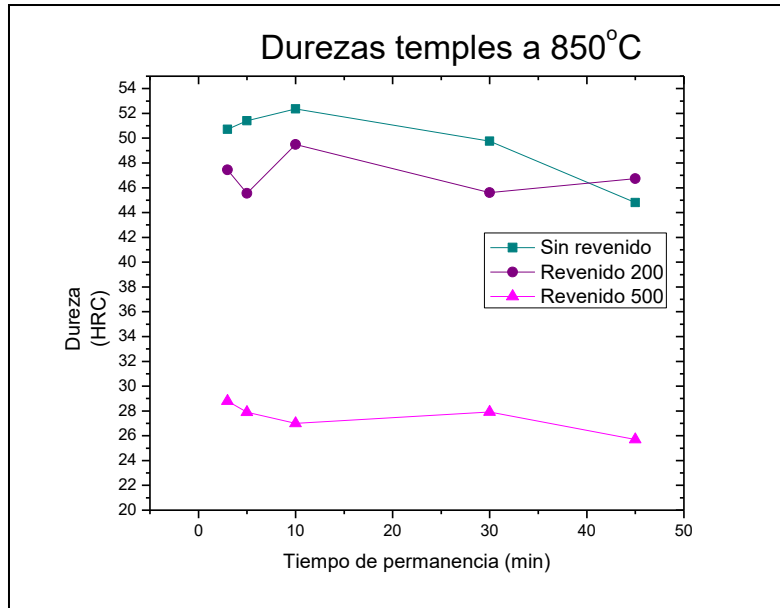
## **4.2. Caracterización de las propiedades mecánicas.**

Se analizarán los resultados que se obtuvieron en las pruebas de dureza, tensión y desgaste y se asociarán con los resultados obtenidos en la microestructura.

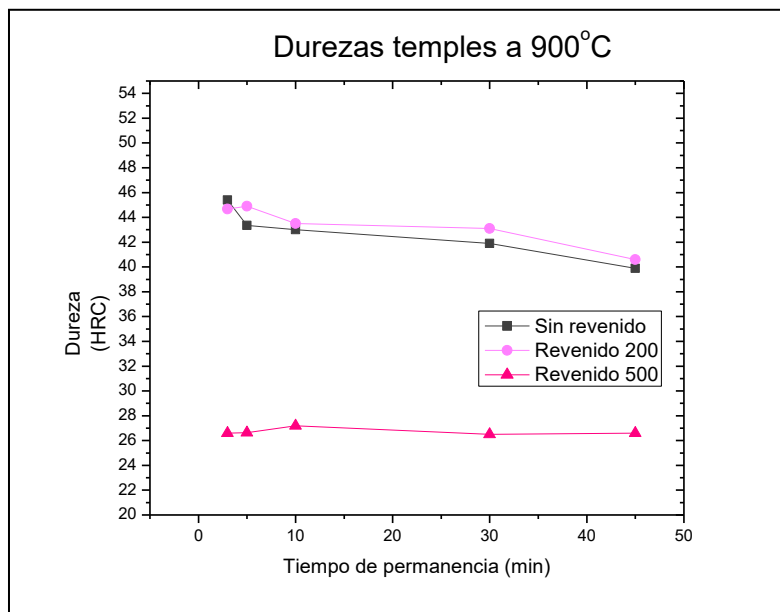
### **4.2.1. Dureza.**

El acero al boro sin tratamiento térmico mostró una dureza de 97.9 HRB, mientras que las durezas del acero con tratamiento térmico se muestran en las figuras de la 37 a la 42.

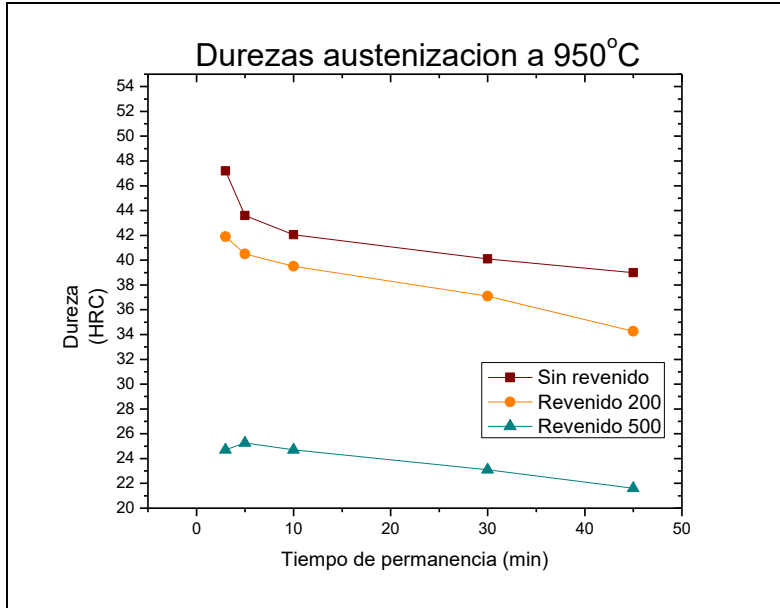




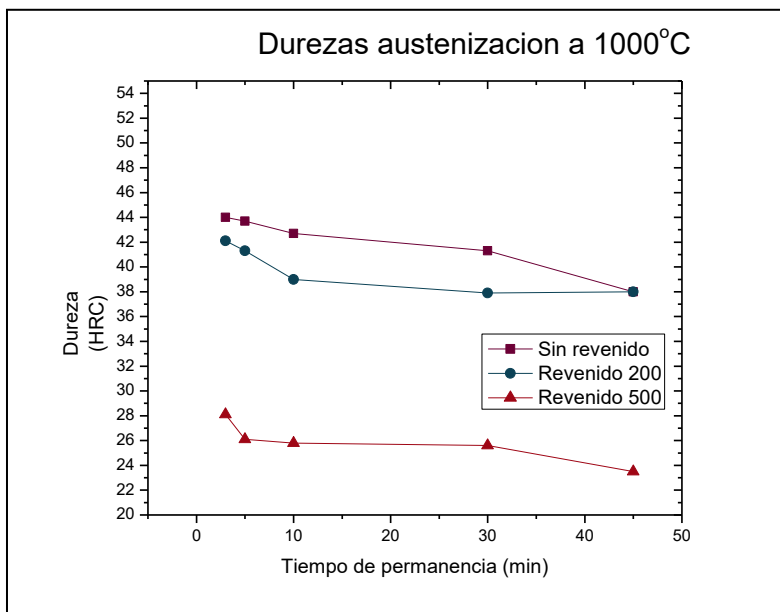
**Fig.37. Durezas (HRC) del acero al boro austenizado a 850°C, templado en agua a temperatura ambiente, revenido a 200°C por una hora y revenido a 500°C por una hora.**



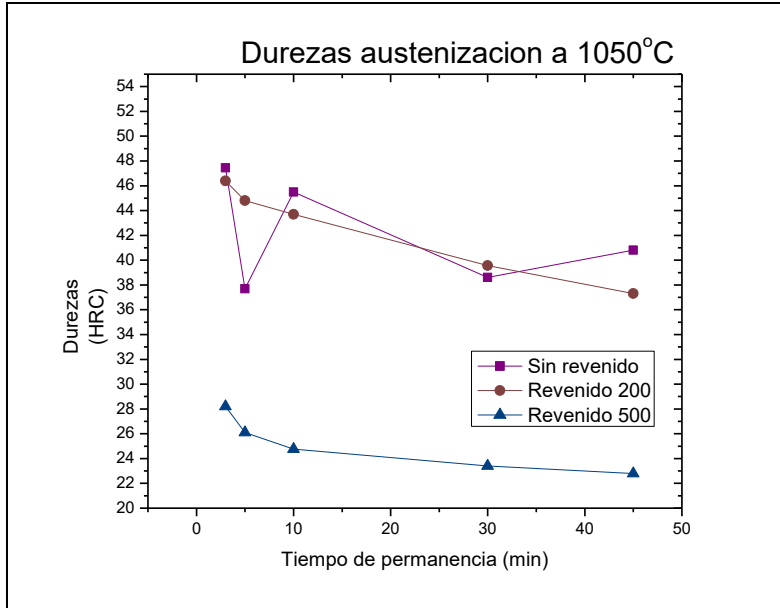
**Fig.38. Durezas (HRC) del acero al boro austenizado a 900°C, templado en agua a temperatura ambiente, revenido a 200°C por una hora y revenido a 500°C por una hora.**



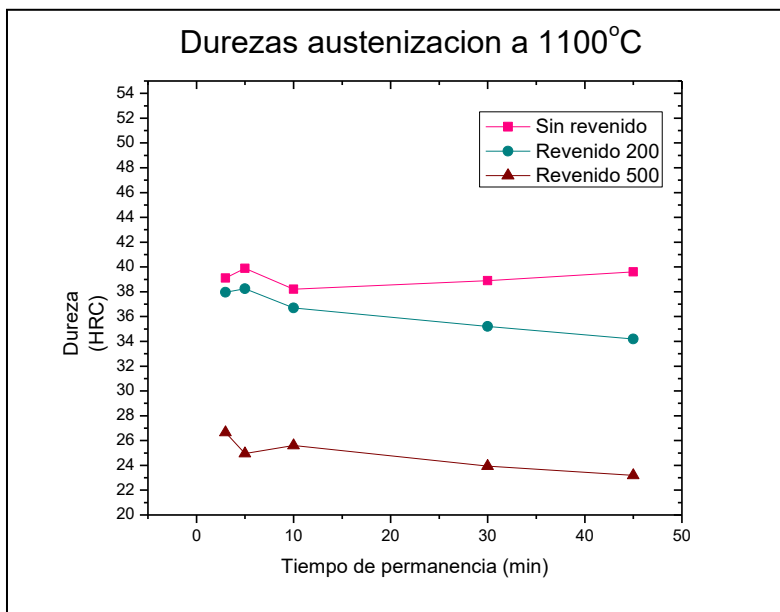
**Fig.39. Durezas (HRC) del acero al boro austenizado a 950°C, templado en agua a temperatura ambiente, revenido a 200°C por una hora y revenido a 500°C por una hora.**



**Fig.40. Durezas (HRC) del acero al boro austenizado a 1000°C, templado en agua a temperatura ambiente, revenido a 200°C por una hora y revenido a 500°C por una hora.**



**Fig.41. Durezas (HRC) del acero al boro austenizado a 1050°C, templado en agua a temperatura ambiente, revenido a 200°C por una hora y revenido a 500°C por una hora.**



**Fig.42. Durezas (HRC) del acero al boro austenizado a 1100°C, templado en agua a temperatura ambiente, revenido a 200°C por una hora y revenido a 500°C por una hora.**

La mayor dureza se obtuvo con una temperatura de austenización de 850°C con 10 minutos de permanencia, la cual fue de 52 HRC, estos resultados consisten con investigaciones previas hechas por Bhakat, et al [30], quienes obtuvieron una dureza de 50 a 60 HRC en un acero al boro y cromo austenizado a 875°C y templado en agua. Los valores obtenidos en las cinco mediciones que se realizaron fueron similares, por lo que se tiene una estructura homogénea, esto se puede apreciar en la tabla 5 donde se muestran las desviaciones estándar de las mediciones.

**Tabla.5. Desviación estándar de las mediciones de dureza.**

Temperatura de austenización (°C)	Tiempo de permanencia (min)	Desviación estándar	Temperatura de austenización (°C)	Tiempo de permanencia (min)	Desviación estándar
850	3	0.589	1000	3	0.6123
850	5	0.8944	1000	5	0.2738
850	10	0.4335	1000	10	0.8366
850	30	0.9864	1000	30	1.4832
850	45	1.0954	1000	45	1.9685
900	3	1.6733	1050	3	1.0807
900	5	1.2033	1050	5	1.2043
900	10	0.7905	1050	10	1.5811
900	30	0.8944	1050	30	0.8944
900	45	1.5968	1050	45	0.8366
950	3	1.3509	1100	3	0.5477

950	5	0.9944	1100	5	0.9617
950	10	0.5856	1100	10	1.7175
950	30	0.8944	1100	30	0.8218
950	45	1.8708	1100	45	0.6519

A 900°C la dureza se encuentra entre 42 y 45 HRC, mientras que según lo reportado por Gupta et al [29], un acero al medio carbono sin boro tiene una dureza de 24 HRC, por lo que el boro mejora mucho las propiedades mecánicas de los aceros.

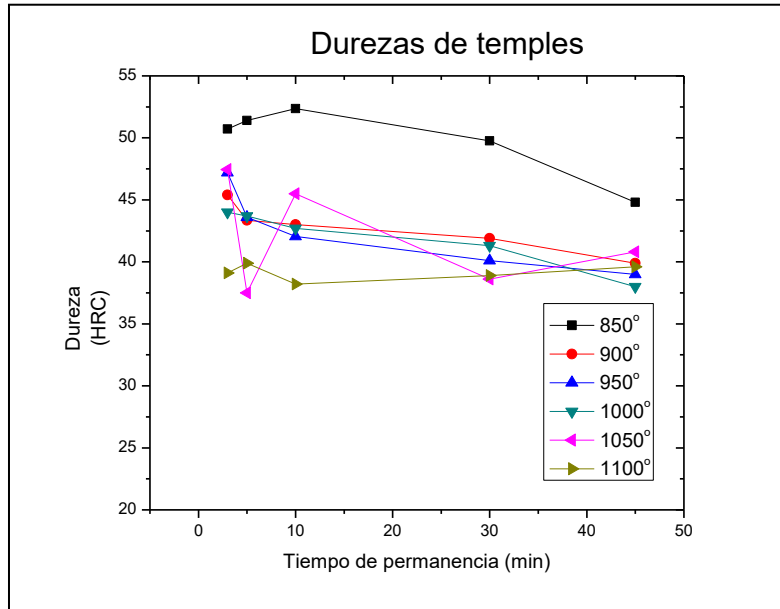
En el acero al boro con temperaturas de austenización de 900°C, 950°, 1000°C y 1050°C la mayor dureza se obtuvo con 3 minutos de permanencia.

Se observa que hubo una disminución en la dureza con el revenido a 200°C, esto es debido a la liberación de tensiones residuales internas del acero, así como la precipitación de carburos, la cual reduce el contenido de carbono de la matriz. Mientras que en el revenido a 500°C, se presenta una gran baja en los valores de dureza, lo cual demuestra que las tensiones residuales casi desaparecen; además de que conforme aumenta la temperatura del revenido, se tiene una mayor cantidad de ferrita, disminuyendo la cementita debido a una mayor precipitación de carburos de hierro.

La menor dureza fue de 22.8 HRC, se obtuvo con una temperatura de austenización de 1050°C con un tiempo de permanencia de 45 minutos y un revenido de 500°C.

Conforme va aumentando la temperatura, la dureza disminuye ya que los granos incrementan su tamaño, además de que el efecto de templabilidad del boro en el acero es menos notable; más boro segrega en los límites de grano engrosando el área de la frontera de grano, sirviendo de

sitios de nucleación de la ferrita [4, 17, 19]. Para comprobar el aumento de la segregación de boro en los límites de grano se podría recurrir a la microscopía electrónica de transmisión, ya que con la microscopía electrónica de barrido no se puede observar este efecto.



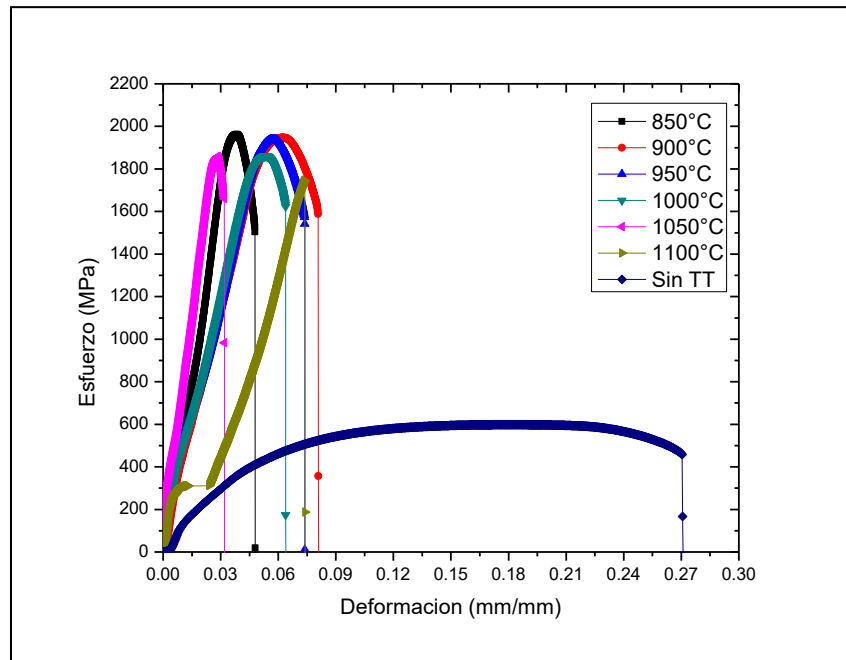
**Fig.43. Durezas (HRC) del acero al boro austenizado a 850°C, 900°C, 950°C, 1000°C, 1050°C y 1100°C, templado en agua a temperatura ambiente.**

En la figura 43 se muestran las durezas de todas las temperaturas de austenización del acero al boro con sus tiempos de permanencia. La mejor temperatura de austenización fue a 850°C, esto se puede relacionar con el grano pequeño que se obtiene a esta temperatura, así como con el ancho de las agujas de bainita, en las cuales el 80% midieron menos de 2.24  $\mu\text{m}$ .

Las durezas se encuentran alrededor de los 40 HRC, por lo que se reafirma que la microestructura obtenida es bainita superior, ya que la bainita inferior tiene durezas que oscilan alrededor de los 60 HRC [7].

#### 4.2.2. Tensión.

En la figura 44 se muestran las gráficas de tensión del acero al boro sin tratamiento térmico y el acero al boro con las diferentes temperaturas de austenización y un tiempo de permanencia de 10 minutos, templadas en agua a temperatura ambiente.



**Fig.44. Gráfica de esfuerzo Vs deformación de las muestras de acero al boro sin tratamiento térmico y austenizadas a 850°C, 900°C, 950°C, 1000°C, 1050°C y 1100°C con un tiempo de permanencia de 10 minutos.**

En la gráfica se puede observar que las muestras con una temperatura de austenización de 850°C, 900°C y 950°C son las que presentan una mayor resistencia a la tensión con unos valores de

1961.08 MPa, 1946.46 MPa y 1939.71 respectivamente, mientras que el acero al boro con una temperatura de austenización de 1100°C es el tratamiento térmico que presenta una menor resistencia a la tensión (1745.45 MPa), por lo que conforme la temperatura se incrementa, la resistencia a la tensión disminuye, estos resultados concuerdan con los encontrados en investigaciones previas [23, 26].

El acero con una temperatura de austenización de 850°C fue el obtuvo una mayor resistencia a la tensión (1961.08 MPa), esto es debido a que presentó una mejor dureza por la baja temperatura de austenización y el tamaño de grano pequeño.

En la tabla 6 se muestran las propiedades obtenidas del ensayo de tensión.

El acero al boro con tratamiento térmico de temple muestra un mayor módulo de elasticidad o módulo de Young que las muestras con temple y revenido, esto quiere decir que la fuerza para separar los átomos y comenzar con la deformación elástica son mayores para las muestras con puro temple.

Las muestras con revenido son más dúctiles que las muestras con solo temple, esto es, son menos frágiles ya que se deforman más antes de la ruptura, pero también tienen menos resistencia a la tensión, es decir, soportan una carga menor.

El acero al boro sin tratamiento térmico es el que mostró una menor resistencia a la tensión (598.22MPa), y una mayor ductilidad, por lo que tiene una mejor capacidad para deformarse plásticamente antes de la ruptura, estos resultados son consistentes con los encontrados por Naderi et al [42]. Esta muestra es seguida por el acero al boro con una temperatura de austenización de 1100°C (1745.45 MPa), ya que es la muestra que presentó una menor dureza y un mayor tamaño de grano. Además se propone que el mecanismo por el cual disminuyen las



propiedades mecánicas es debido a que a altas temperaturas las dislocaciones se desatoran por medio del escalamiento, por lo que pueden seguir avanzando, haciendo que el material tenga una menor resistencia mecánica.

El esfuerzo de cedencia va disminuyendo conforme la temperatura de austenización aumenta, esto es debido a que el grano es más grande, por lo que hay menos obstáculos provocando que las dislocaciones se deslicen con un menor esfuerzo.

**Tabla.6. Propiedades obtenidas del ensayo de tensión.**

Temperatura de austenización (°C)	Revenido (°C)	Módulo de Young (MPa)	Carga de cedencia (KN)	Esfuerzo de cedencia (MPa)	Carga máxima (KN)	Resistencia a la tensión (MPa)	Elongación (%)
850	Sin revenido	57311.01	34.96	1816.1	37.75	1961.08	4.8
850	200	34189.43	37.25	1842.26	39.46	1952.34	8.6
850	500	17566.27	31.09	1650.15	33.81	1794.8	14
900	Sin revenido	35754.3	36.41	1802.37	39.4	1946.46	8.1
900	200	29955.89	35.41	1809.26	36.86	1883.95	6.3
900	500	14846.98	30.75	1589.79	31.71	1639.5	11.3
950	Sin revenido	34402.18	35.14	1809.71	37.48	1939.71	7.4
950	200	34262.28	35.11	1790.16	36.16	1843.83	7.7

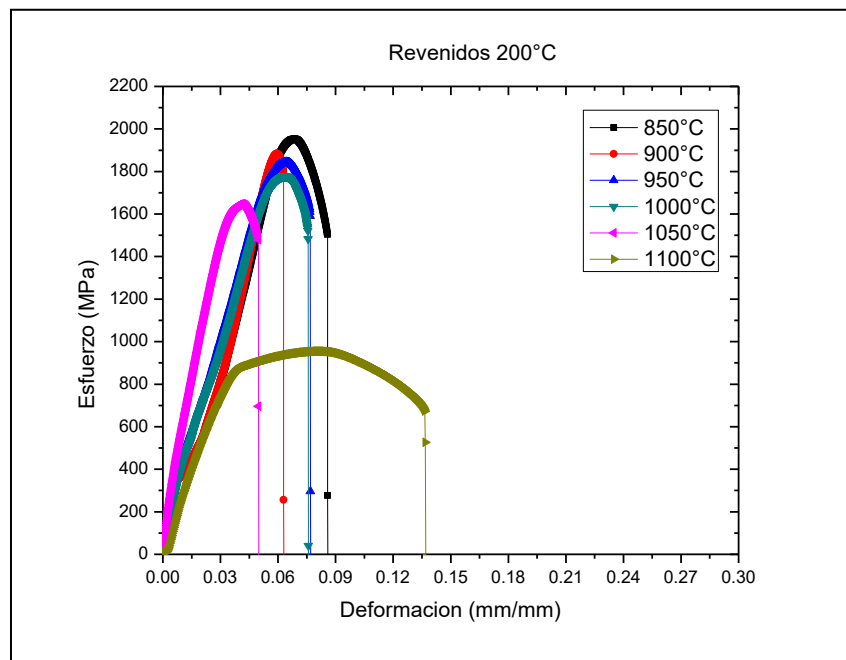
950	500	14733.71	17.92	950.71	20.21	1072.28	14.1
1000	Sin revenido	34716.26	35.47	1750.89	37.71	1861.38	6.4
1000	200	28666.51	31.62	1632.22	34.5	1777.37	7.6
1000	500	14474.75	16.08	811.12	19.09	962.84	20.5
1050	Sin revenido	62652.05	34.92	1784.4	36.33	1856.38	3.2
1050	200	46436.34	35.46	1599.47	36.5	1646.37	5
1050	500	22795.47	15.08	751.97	18.25	910.26	13.2
1100	Sin revenido	25805.65	31.85	1615.22	34.42	1745.45	7.4
1100	200	31017.75	15.38	799.38	18.34	953.17	13.7
1100	500	27647.36	15.74	798.28	18.63	945.18	10.9
Sin TT		8017.38	10.36	500.88	12.38	598.22	27.1

En la figura 45 se presentan las gráficas del acero al boro con las diferentes temperaturas de austenización utilizadas y 10 minutos de permanencia, templadas en agua, y con un revenido a 200°C por una hora. Mientras que en la figura 46 se muestra el acero al boro con revenido a 500°C.

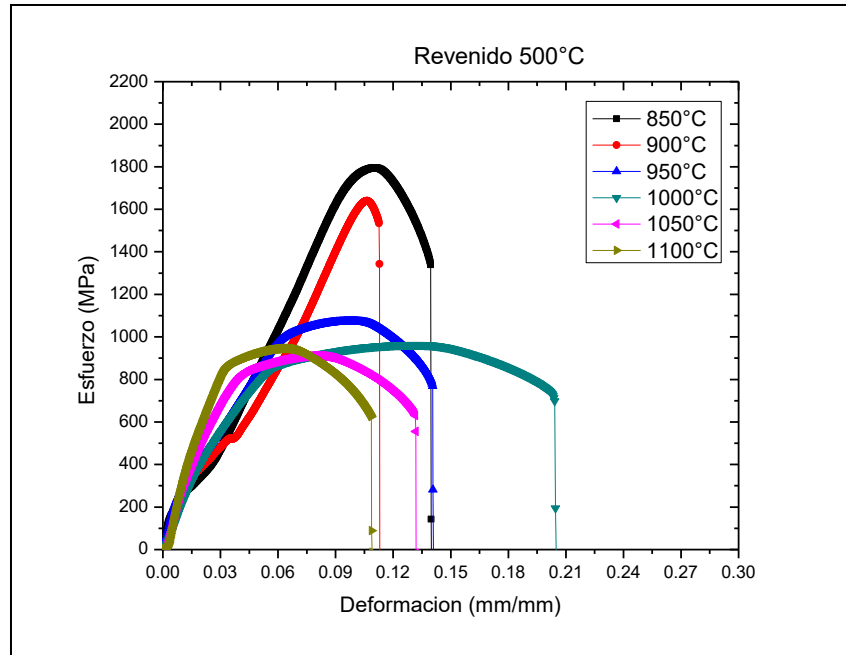
A una mayor temperatura de revenido, se puede pensar que existe un menor número de dislocaciones, lo que provoca un aumento en la ductilidad y una disminución en la dureza.

En todas las muestras, excepto en las austenizadas a 1100°C, el módulo de young va disminuyendo conforme la temperatura del revenido es mayor. Esto es porque existen menos puntos en donde las dislocaciones pueden anclarse.

La resistencia a la tensión de las muestras revenidas a 200°C no disminuye mucho con respecto a la resistencia a la tensión del acero sin revenido, mientras que a 500°C la resistencia mecánica disminuye de manera drástica, ya que la dureza es mucho menor debido a la liberación de esfuerzos internos de las muestras.



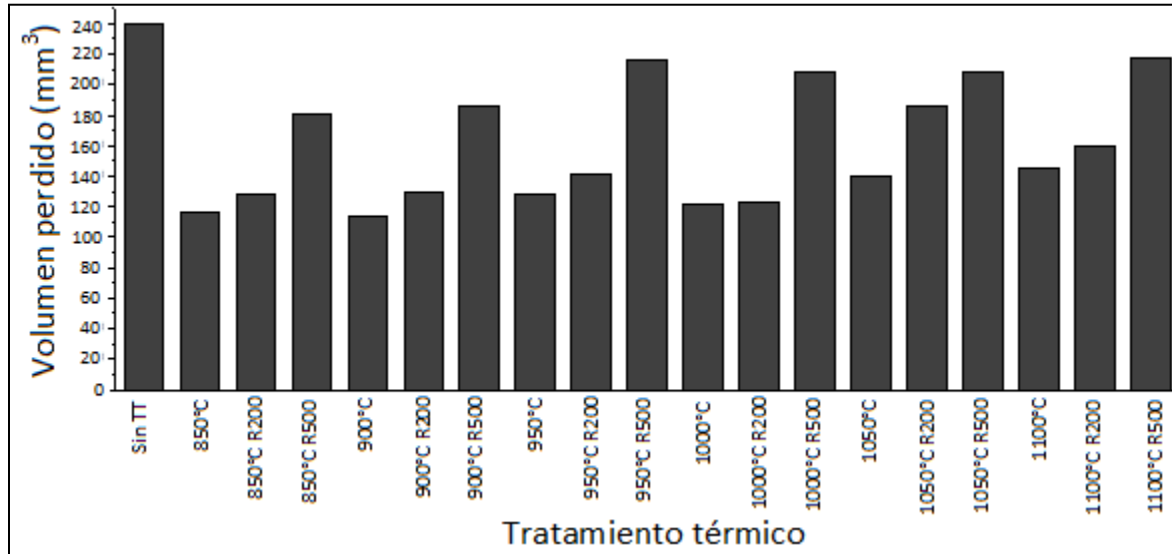
**Fig.45. Gráfica de esfuerzo Vs deformación de las muestras de acero al boro sin tratamiento térmico y austenizadas a 850°C, 900°C, 950°C, 1000°C, 1050°C y 1100°C con un tiempo de permanencia de 10 minutos, revenidas a 200°C.**



**Fig.46. Gráfica de esfuerzo Vs deformación de las muestras de acero al boro sin tratamiento térmico y austenizadas a 850°C, 900°C, 950°C, 1000°C, 1050°C y 1100°C con un tiempo de permanencia de 10 minutos, revenidas a 500°C.**

### 4.2.3. Desgaste.

En la figura 47 se observan las muestras de acero al boro con las seis diferentes temperaturas de austenización y 10 minutos de permanencia, templadas en agua, a las cuales se les aplicó la prueba de desgaste, según la norma ASTM G65 [1], así como la pieza sin tratamiento térmico.



**Fig.47. Gráfica de las muestras a las que se les aplicó la prueba de desgaste en función del tratamiento térmico contra la pérdida de volumen (mm<sup>3</sup>).**

La muestra de acero al boro sin tratamiento térmico es la que presentó una menor resistencia al desgaste, perdiendo 240 mm<sup>3</sup>, esto es consistente con lo encontrando por Bahakat et al. [30], quienes concluyeron que un acero al medio carbono tiene una menor resistencia al desgaste que un acero al medio carbono con boro.

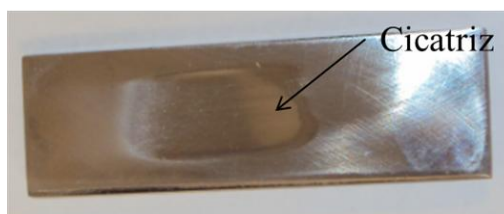
El acero al boro con una temperatura de austenización de 1100°C, es la muestra con temple y sin revenido, que presenta una menor resistencia al desgaste, ya que presentó una pérdida de volumen de 140 mm<sup>3</sup>, esto es por su baja dureza, su poca resistencia a la tensión y su tamaño de grano grande debido a la alta temperatura, disminuyendo el efecto del boro en la templabilidad.

Este efecto de la reducción en la resistencia al desgaste al disminuir la resistencia a la tensión es consistente con lo encontrado por Gunduz y Acarer en un estudio efectuado en aceros microaleados [43].

El acero al boro con una temperatura de austenización de 850°C y 900°C fue el que presentó una mayor resistencia al desgaste, ya que perdió 112 y 113 mm<sup>3</sup> respectivamente. Esto fue porque tienen un tamaño de grano más pequeño y en las mediciones de dureza presentan una menor desviación estándar que las demás muestras, lo que indica que tienen una microestructura más homogénea. Además de que presentan una mayor resistencia mecánica debida a la alta densidad de dislocaciones.

Las muestras de acero al boro con temple y revenido a 200°C disminuyeron su resistencia al desgaste, mientras que las muestras con un revenido a 500°C presentaron una gran pérdida de volumen, ya que tienen una dureza muy baja, así como una resistencia a la tensión inferior, lo cual es debido a la liberación de esfuerzos residuales.

En la figura 48 se observa la muestra de acero al boro con una temperatura de austenización de 850°C después de la prueba de desgaste. Se puede observar que la marca o cicatriz producida por la abrasión es uniforme, por lo que la prueba es confiable. Se tuvo el mismo resultado en todas las pruebas realizadas.



**Fig.48. Cicatriz hecha por la prueba de desgaste del acero al boro austenizado a 850°C con 10 minutos de permanencia templado en agua.**

## **5. CONCLUSIONES.**

En este capítulo se hablará de lo que se concluyó con los experimentos realizados y los resultados obtenidos de ellos.

### **5.1. Caracterización estructural.**

Se concluirá lo que se obtuvo en los resultados de las técnicas de difracción de rayos X, microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido.

#### **5.1.1. Difracción de rayos X.**

- Al austenizar un acero al boro a 850°C, 900°C, 950°C, 1000°C, 1050°C y 1100°C, con 3, 5, 10, 30 y 45 minutos de permanencia, y templearlo en agua a temperatura ambiente se obtiene un cambio en la microestructura el cual consiste en bainita.
- El acero al boro sin tratamiento térmico tiene una microestructura la cual consiste en ferrita, y una estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo, mientras que el acero al boro con tratamiento térmico posee una estructura cristalina que también es cúbica centrada en el cuerpo, pero con un ligero cambio en los parámetros de red, por lo que la difracción de rayos X necesita apoyarse en la microscopía para poder verificar un cambio en la microestructura del acero.

#### **5.1.2. Microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido.**

- La microestructura del acero al boro sin tratamiento térmico consiste en ferrita proeutectoide y perlita, mientras que el acero con tratamiento térmico tiene una microestructura que consta de bainita superior, ya que la dureza se encuentra alrededor de 40 HRC, la cual es característica de esta bainita.

- Conforme el tiempo de permanencia durante la austenización va aumentando, las agujas de bainita son más largas.
- No se encontró la presencia de carburos de aleación ya que los elementos formadores de carburos como el Ti y el Nb ya que estos elementos se encuentran en pequeñas cantidades.
- La presencia de boruros no puede ser mostrada por el SEM.
- Con los revenidos a 200°C hay una precipitación de carburos de hierro, la cual es más notable con el revenido a 500°C.
- Conforme aumenta la temperatura de austenización del acero al boro, el tamaño de grano de éste es más grande, ya que el boro segrega en los límites de grano, suprimiendo su crecimiento, por lo que el boro tiene un mejor efecto de templabilidad bajas temperaturas.
- Para obtener un tamaño pequeño de agujas de bainita Y un tamaño pequeño de grano, se debe de usar una temperatura de austenización de 850°C.

## **5.2. Caracterización de las propiedades mecánicas.**

Se realizaron pruebas de dureza, tensión y desgaste para caracterizar las propiedades mecánicas del acero al boro, las conclusiones de estos ensayos se presentan a continuación.

### **5.2.1. Dureza.**

- Para obtener una dureza máxima (52HRC) el acero al boro debe de austenizarse a 850°C por 10 minutos y templarse en agua a temperatura ambiente.
- Para una dureza óptima es recomendable utilizar una temperatura de austenización de 850°C por 10 minutos, templar en agua con agitación constante y después revenir a 200°C, ya que hay una liberación de esfuerzos pero la dureza disminuye muy poco.



### **5.2.2. Tensión.**

- Se recomienda una temperatura de austenización de 850°C y 10 minutos de permanencia para una alta resistencia a la tensión (1961.08 MPa), la cual es debida al pequeño tamaño de grano y la gran dureza.
- Conforme aumenta la temperatura de austenización disminuye la resistencia a la tensión, ya que las dislocaciones empiezan a moverse por el mecanismo de escalamiento.
- Para una ductilidad y una resistencia a la tensión óptimas debe de utilizarse una temperatura de austenización de 850°C con 10 minutos de permanencia y un revenido a 200°C.
- Con un revenido a 500°C hay un aumento en la ductilidad pero la resistencia a la tensión disminuye drásticamente.

### **5.2.3. Desgaste.**

- Una mayor resistencia al desgaste se obtiene con el acero al boro con una temperatura de austenización de 850°C y 10 minutos de permanencia, templado en agua y sin revenido.
- La mejor temperatura de revenido para minimizar la abrasión es de 200°C.
- Para obtener una dureza, una resistencia a la tensión y una resistencia al desgaste óptimos en el acero al boro, se recomienda utilizar una temperatura de austenización de 850°C con 10 minutos de permanencia, templar en agua a temperatura ambiente con agitación constante y revenir a 200°C.

## **6. RECOMENDACIONES Y TRABAJO FUTURO.**

La segregación de boro en los límites de grano es un factor importante en la templabilidad del acero al boro, esta no puede ser observada en el microscopio electrónico de barrido (SEM), por lo que se recomienda ver las muestras en el microscopio electrónico de transmisión (TEM), lo cual ayudaría a complementar el trabajo y explicar de una mejor forma el comportamiento microestructural y mecánico del acero en base a la segregación de boro.

Con el microscopio electrónico de transmisión se podría observar si en el límite de grano hay precipitación de carburos o boruros, los cuales no pueden ser detectados con el microscopio electrónico de barrido, ya que este instrumento no muestra elementos que se encuentran en partes por millón.

Para controlar la velocidad de enfriamiento del temple se recomienda realizar los tratamientos térmicos en un dilatómetro, con el cual a velocidades altas de enfriamiento se podría obtener una microestructura consistente en martensita, la cual tiene una mayor dureza que la bainita, pudiendo tener una mejor resistencia al desgaste.

Con la ayuda de un dilatómetro se podría obtener el diagrama de temperatura, tiempo y transformación (TTT) del acero al boro para poder predecir las fases que se obtendrán de acuerdo a una velocidad de enfriamiento dada.

## 7. REFERENCIAS.

- [1] ASTM G65.
- [2] Lu Yu, Effect of boron on microstructure and mechanical properties of low carbon microalloyed steels, Pro Quest Dissertations and Theses, 2008.
- [3] <http://eprints.nmlindia.org/3662/1/314-323.pdf>
- [4] Ph. Maitrepierre, D. Thivellier and R. Tricot, Influence of boron on the decomposition of austenite in low carbon alloyed steels.
- [5] Grinberg M. K., Tratamientos térmicos de aceros y sus prácticas de laboratorio, primera edición, editorial Limusa. 83-97
- [6] William D. Callister, JR., Introducción a la ciencia e ingeniería de los materiales, editorial Reverté.
- [7] Sydney H. Avenr, Introducción a la metalurgia física, segunda edición, editorial Mc Graw- Hill. 308
- [8] Lasheras Y Esteban José María, Tecnología del acero, tercera edición, editorial Cedel. 301-305, 317, 333-338, 375,376,377,378,379,380
- [9] Askeland, R. Donald, Ciencia e ingeniería de los materiales, cuarta edición, editorial Thomson. 520
- [10] Reed- Hill Robert E, Principios de metalurgia física, segunda edición, editorial C.E.C.S.A. 630, 631, 648-660, 602-607, 637-646.
- [11] Bhadeshia, H.K.D.H, Bainite in steels transformations, microstructure and properties, second edition.
- [12] Dong Jun Mun, Eun Joo Shin, Young Won Choi, Jae Sang Lee and Yang Mo Koo, Effects of cooling rate, austenitizing temperatura and austenite deformation on the transformation behavior of high-strength boron steel, Materials science and engineering:A, 2012, p.212-224.
- [13] Bushan Vinaya, Effect of boron on the tensile strength gain of low carbon steels, Pro Quest Dissertations and Theses, 2004.
- [14] Zhu Kangying, Oberbillig Carla, Musik Céline, Loison Didier and Lung Thierry, Materials science and engineering A 528, 2011, P.4222-4231.
- [15] Romesh C. Sharma, Principles of heat treatment of steel, editorial New age international (P) Ltd, publishers, 2003. P 189
- [16] Thomas G. Digges, Symposium on production, properties and applications of steels. P 321, 322.
- [17] Hwang Byoungchul, Shu Dong-Woo and Kim Sung-Joon, Austenitizing temperatura and hardenability of low carbon boron steel, Scripta materialia 64, 2011, P. 1118-1120.

- [18] Byoungchul Hwang, Dong-Woo Suh and Sung-Jonn Kim, Austenitizing temperature and hardenability of low-carbon boron steels, *Scripta Materialia*, p. 1118-1120.
- [19] Sierra Horacio, Propiedades mecánicas del acero 15B30, revista universidad EAFIT No. 124, 2001, p. 67-75.
- [20] Kapadia B. M., Effect of boron additions on the toughness of heat-treated low-alloy steels, *J. Heat Treat*, 1987, p. 41-53.
- [21] Shigesato Genichi, Fujishiro Taishi and Hara Takuya, Boron segregation to austenite grain boundary in low alloy steel measured by aberration corrected STEM-EELS, *Materials science and engineering A* 556, 2012, P. 358-365.
- [22] Kurban Michael, Intergranular boron segregation and grain boundary character in alloy 304 austenitic stainless steel, *Pro Quest Dissertation and Theses*, 2001.
- [23] Mejía I., Bedolla-Jacuinde A., Maldonado C., Cabrera J.M., Hot ductility behavior of low carbon advanced high strength steel (AHSS) microalloyed with boron, *Materials science and engineering A* 528, 2011, P. 4468-4474.
- [24] Deva Anjana, Jha B.K., Mishra N.S, Influence of boron non strain hardening behaviour and ductility of low carbon hot rolled steel, *Material science and engineering A* 528, 2011, P. 7375-7380.
- [25] Berns H., and Fisher A., Microstructure of Fe-Cr-C hardfacing alloys with additions of Nb, Ti and B, *Metallography* 20, 1987, p. 401-429.
- [26] Bardelcik Alexander, Salisbury Christopher, Winkler Sooky, Wells Mary and Worswick Michael, Effect of cooling rate on the high strain rate properties of boron steel, *International journal of impact engineering* 37, 2010, p. 694-702.
- [27] Kim Sanghoon, Kang Yongjoon, Lee Changhee, Variation in microstructure and mechanical properties in the coarsened-grained heat-affected zone of low alloy steel with boron content, *Materials science and engineering A*, 2012.
- [28] Jahazi M. and Jonas J.J., The non-equilibrium segregation of boron on original and moving austenite grain boundaries, *Materials science and engineering A* 335, 2002, P. 49-61.
- [29] Gupta A.K, Jesudas D.M, Das P.K, Basu K., Performance evaluation of different types of steel for duck foot sweep application, *Biosystems engineering*, 2004, vol 88(1), p. 63-74.
- [30] Bhakat A.K., Mishra A.K., Mishra N.S., Characterization of wear and metallurgical properties for development of agricultural grade steel suitable in specific soil conditions, *Wear* 263, 2007, p. 228-233.
- [31] Bardelcik A., Worswick M. J., Winkler S., Wells M.A., A strain rate constitutive model for quenched boron steel with tailored properties, *International journal of impact engineering*, 2012.
- [32] Mejía I., Bedolla-Jacuinde A., Maldonado C., Cabrera J.M, Determination of critical conditions for the initiation of dynamic recrystallization in boron microalloyed steel, *Materials science and engineering A* 528, 2011, p. 4133-4140.

- [33] Villuendas A., Jorba J., Roca A., Variación del módulo de Young con el tratamiento térmico en aceros al carbono hipoeutectoides, Revista de metalurgia, Vol. 46, 2005, P. 46-52.
- [34] [http://danival.org/600%20microbio/6000notasmicro/microscopio/microscop\\_40\\_microelectr.htm](http://danival.org/600%20microbio/6000notasmicro/microscopio/microscop_40_microelectr.htm)
- [35] <http://www.historiasdelaciencia.com/?p=174>
- [36] [http://www.mty.itesm.mx/dia/deptos/im/m00-862/Lecturas/SEM\\_ICP.pdf](http://www.mty.itesm.mx/dia/deptos/im/m00-862/Lecturas/SEM_ICP.pdf)
- [37] <http://www.portalplanetasedna.com.ar/rayosx.htm>
- [38] <http://www.historiadelamedicina.org/Roentgen.html>
- [39] Raimond B. Seymour, Química de los polímeros, editorial Reverté, p. 163.
- [40] Dieter George E., Mechanical Metallurgy, editorial McGraw-Hill, p. 5.
- [41] Higuera Cobos Oscar F., Tristancho Reyes José L., Flores García Luis C., Transformación isotérmica en aceros, Scientia et technica Año XIII, No 36, 2007, p 437-441.
- [42] Naderi M., Ketabchi M., Abbasi M., Bleck W., Analysis of microestructure and mechanical properties of different boron and non-boron alloyed steels after being hot stamped, Procedia Engineering 10, 2011, p. 460-465.
- [43] Gunduz Suleyman, Acarer Mustafa, The effect of heat treatment on high temperature mechanical properties of microalloyed médium carbon steel, Materials and desing 27, 2006, p. 1076-1085.