



# **INSTITUTO POLITÉCNICO NACIONAL**

ESCUELA SUPERIOR DE INGENIERÍA QUÍMICA E INDUSTRIAS EXTRACTIVAS  
SECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO E INVESTIGACIÓN  
DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA EN METALURGIA Y MATERIALES  
MAESTRIA EN CIENCIAS EN METALURGIA Y MATERIALES

“INCREMENTO DE LA RESISTENCIA AL DESGASTE DE  
UN ACERO AISI 4140 POR MEDIO DE UN  
TRATAMIENTO TERMOQUÍMICO DE DIFUSIÓN DE  
BORO”

TESIS

PARA OBTENER EL GRADO DE  
MAESTRO EN CIENCIAS EN INGENIERÍA METALÚRGICA

PRESENTA

ING. GABRIEL ALEJANDRO ARELLANO ORTIZ

**ASESORES:**

Dr. ALEJANDRO CRUZ RAMÍREZ  
Dr. GERMAN ANÍBAL RODRÍGUEZ CASTRO

CIUDAD DE MÉXICO, ENERO 24 DEL 2017





**INSTITUTO POLITÉCNICO NACIONAL**  
**SECRETARÍA DE INVESTIGACIÓN Y POSGRADO**

SIP 14 BIS

*ACTA DE REVISIÓN DE TESIS*

En la Ciudad de     México     siendo las   12:00   horas del día   20   del mes de   diciembre   del   2016   se reunieron los miembros de la Comisión Revisora de Tesis designada por el Colegio de Profesores de Estudios de Posgrado e Investigación de   ESIQIE   para examinar la tesis titulada:

**“Incremento de la Resistencia al Desgaste de un Acero AISI 4140 por Medio de un Tratamiento Termoquímico de Difusión de Boro”**

Presentada por el alumno:

**ARELLANO**  
Apellido paterno

**ORTIZ**  
Apellido materno

**GABRIEL ALEJANDRO**  
Nombre(s)

Con registro: 

A	1	5	1	0	3	4
---	---	---	---	---	---	---

aspirante de:

**MAESTRÍA EN CIENCIAS EN INGENIERÍA METALÚRGICA**

Después de \*intercambiar opiniones los miembros de la Comisión manifestaron **SU APROBACIÓN DE LA TESIS**, en virtud de que satisface los requisitos señalados por las disposiciones reglamentarias vigentes.

LA COMISIÓN REVISORA

Directores de Tesis

\_\_\_\_\_  
DR. ALEJANDRO CRUZ RAMÍREZ

\_\_\_\_\_  
DR. GERMAN ANIBAL RODRIGUEZ CASTRO  
(EXTERNO)

\_\_\_\_\_  
DR. JOSÉ FEDERICO CHÁVEZ ALCALÁ

\_\_\_\_\_  
DR. JOSÉ ANTONIO ROMERO SERRANO

\_\_\_\_\_  
DR. HÉCTOR JAVIER DORANTES ROSALES

\_\_\_\_\_  
DR. DAVID HERNÁNDEZ SILVA

EL PRESIDENTE DEL COLEGIO

\_\_\_\_\_  
M. EN E. DANTE REAL MIRANDA

ESCUELA SUPERIOR DE INGENIERIA QUIMICA E INDUSTRIAS EXTRACTIVAS  
SECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO E INVESTIGACIÓN



**INSTITUTO POLITÉCNICO NACIONAL**  
**SECRETARÍA DE INVESTIGACIÓN Y POSGRADO**

**CARTA CESIÓN DE DERECHOS**

En la Ciudad de México, D.F. el día 20 del mes de Diciembre del año 2016, el (la) que suscribe Gabriel Alejandro Arellano Ortiz alumno (a) del Programa de Maestría en Ciencias en Ingeniería Metalúrgica, con número de registro A151034, adscrito (a) a la Sección de estudios de posgrado e investigación ESIQIE, manifiesto (a) que es el (la) autor (a) intelectual del presente trabajo de Tesis bajo la dirección (de la, de los) Dr. Alejandro Cruz Ramírez y Dr. Germán Aníbal Rodríguez Castro y cede los derechos del trabajo titulado “Incremento de la resistencia al desgaste de un acero AISI 4140 por medio de un tratamiento termoquímico de difusión de boro”, al Instituto Politécnico Nacional para su difusión, con fines académicos y de investigación.

Los usuarios de la información no deben reproducir el contenido textual, gráficas o datos del trabajo sin el permiso expreso del (de la) autor(a) y/o director(es) del trabajo. Este puede ser obtenido escribiendo a las siguientes direcciones gaao@hotmail.com. Si el permiso se otorga, el usuario deberá dar el agradecimiento correspondiente y citar la fuente del mismo.

Gabriel Alejandro Arellano Ortiz

Nombre y firma del alumno(a)

# AGRADECIMIENTOS

*A Dios y María Santísima por bendecirme y acompañarme en cada paso de mi vida.*

*A mi querido Ecuador que con inmenso sacrificio ha depositado su confianza en este servidor, financiando este estudio a través de la valiente decisión del Gobierno del Ecuador en apostarle al talento humano nacional en beneficio del país.*

*A México y su querida gente y al Instituto Politécnico Nacional, por acogerme con la misma calidez que a los suyos.*

*A mis asesores Dr. Germán Rodríguez Castro y Dr. Alejandro Cruz Ramírez por su permanente predisposición para resolver mis dudas y por ayudarme a forjar como investigador.*

*A mis sinodales, por sus valiosísimas observaciones y aportes a este trabajo.*

*Al Dr. Iván Campos Silva, por concederme la oportunidad de trabajar junto al Grupo de Ingeniería en Superficies y por su permanente soporte durante el desarrollo de mi trabajo de investigación.*

*A mis compañeros de ESIQIE y del Grupo de Ingeniería en Superficies - ESIME.*

*A mi madre*

*A Rosa Irene, a su querida madre y a sus familiares.*

*A mi padre, a mi abuelita América, a mis hermanos y familiares.*

*A mis nuevos amigos y amigas mexicanos que conocí durante esta etapa.*

## ÍNDICE

	Página
RESUMEN .....	viii
ABSTRACT .....	ix
ÍNDICE DE FIGURAS .....	x
CAPÍTULO 1 .....	1
INTRODUCCIÓN .....	1
CAPÍTULO 2 .....	3
ANTECEDENTES .....	3
2.1 Resistencia al Desgaste en el Acero Grado Herramienta .....	3
2.1.1 Propiedades Mecánicas del Acero Grado Herramienta .....	3
2.1.2 Tratamientos Térmicos del Acero Grado Herramienta .....	4
2.2 Endurecimiento Superficial del Acero por Tratamiento Termoquímico de Borurado .....	6
2.2.1 Tipos de Borurado .....	7
2.2.2 Borurado por Empaquetamiento Sólido .....	7
2.3 Propiedades Físicas, Químicas y Mecánicas de los Boruros de Hierro .....	8
2.3.1 Cinética de Crecimiento de los Boruros .....	9
2.3.2 Aplicaciones del Acero Borurado .....	10
2.4 Evaluación de las Propiedades Mecánicas del Sistema Capa-Sustrato por Indentación Instrumentada .....	11
2.4.1 Contacto Hertziano .....	11
2.4.2 Esfuerzos y Deformaciones en Superficies Cargadas .....	12
2.4.3 Método de Oliver y Pharr .....	13
2.4.4 Microdureza y Módulo de Elasticidad .....	15
2.5 Análisis de la Composición Química del Sistema Capa-Sustrato .....	16
2.5.1 Caracterización de Capas por Difracción de Rayos X .....	16
2.5.2 Esfuerzos Residuales .....	16
2.5.3 Caracterización por Microscopia Electrónica de Barrido .....	17

2.6 Evaluación Tribológica del Sistema Capa-Sustrato por Deslizamiento Lineal Reciprocante.....	18
2.6.1 Presión de Contacto .....	19
2.6.2 Coeficiente de Fricción .....	19
2.6.3 Mecanismos de Desgaste.....	21
2.6.4 Tasa de Desgaste.....	21
2.6.5 Lubricación .....	21
2.7 Estado del Arte .....	24
CAPÍTULO 3 .....	27
PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL .....	27
3.1 Preparación de Muestras .....	27
3.1.1 Dimensiones .....	27
3.1.2 Tratamiento Termoquímico de Borurado .....	27
3.1.3 Tratamiento Térmico de Temple y Revenido .....	28
3.2 Caracterización de Probetas Boruradas .....	30
3.2.1 Metalografía.....	30
3.3 Difracción de Rayos X.....	32
3.3.1 Esfuerzos Residuales en las Capas Boruradas.....	33
3.4 Indentación Instrumentada Berkovich .....	33
3.5 Caracterización Tribológica de las Capas Boruradas .....	34
3.5.1 Procedimiento de las Pruebas de Desgaste .....	34
3.5.2 Determinación de la Tasa de Desgaste.....	36
3.6 Observación de los Mecanismos de Desgaste Superficial.....	37
CAPÍTULO 4 .....	39
ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS.....	39
4.1 Caracterización Metalográfica de las Muestras Boruradas .....	39
4.1.1 Medición de los Espesores de Capa .....	41
4.2 Caracterización por Difracción de Rayos X.....	42
4.2.1 Identificación de Fases y Composición Química .....	42
4.2.2 Esfuerzos Residuales en la Capa Superficial .....	43

---

4.3 Indentación Instrumentada.....	43
4.3.1 Microdureza .....	43
4.3.2 Módulo de Elasticidad.....	45
4.3.3 Trabajo Elástico y Trabajo Plástico.....	46
4.4 Caracterización Tribológica.....	47
4.4.1 Coeficiente de Fricción .....	47
4.4.2 Tasa de Desgaste.....	50
4.5 Caracterización por Microscopía Electrónica de Barrido .....	59
4.5.1 Mecanismos de Desgaste.....	59
V. CONCLUSIONES .....	64
REFERENCIAS .....	67

**RESUMEN**

Se llevó a cabo un tratamiento termoquímico superficial de borurado por empaquetamiento sólido en Ekabor 2, aplicado al acero AISI 4140 con la finalidad de mejorar su resistencia al desgaste por deslizamiento lineal recíprocante en condiciones seca y lubricada. Posteriormente se aplicó un tratamiento térmico de temple y revenido al borurado para obtener un segundo sistema con propiedades mecánicas distintas.

El tratamiento de borurado se aplicó a 900 °C durante 1 hora lo que permitió obtener una capa superficial de boruros ( $\text{Fe}_2\text{B}$ ,  $\text{Mn}_2\text{B}$  y  $\text{CrB}$ ) con espesor de 26.5  $\mu\text{m}$  en una matriz de ferrita-perlita (sistema **B**).

Posteriormente el tratamiento térmico aplicado a las muestras boruradas modificó la composición química de los boruros disminuyendo el espesor de la capa borurada a 22.7  $\mu\text{m}$  y obteniendo una matriz de martensita (sistema **BTR**).

Las durezas superficiales obtenidas en los sistemas fueron de 1586 y 1417 HV para B y BTR respectivamente. Se llevaron a cabo las pruebas tribológicas en movimiento lineal recíprocante para ambos sistemas, obteniendo para la condición seca coeficientes de fricción y tasas de desgaste de 0.47 y 705.9  $\frac{\mu\text{m}^3}{\text{N m}}$  para la sistema **B**, mientras que para el sistema **BTR**, los valores se incrementaron a 0.49 y 993.1  $\frac{\mu\text{m}^3}{\text{N m}}$ .

En condición seca la mejor resistencia al desgaste del sistema **B** se atribuye a los esfuerzos residuales compresivos en la capa y a la mejor sinergia de la dureza y el módulo de elasticidad del recubrimiento. En las huellas de desgaste del sistema **B** se observaron los mecanismos abrasivo y adhesivo mientras en el sistema **BTR** sólo se evidenció desgaste abrasivo. En condición lubricada el sistema **BTR** presentó la mejor resistencia al desgaste debido a las grietas superficiales (formadas por causa de los tratamientos térmicos) que permitieron una mejor adsorción y deposición inicial de los aditivos antidesgaste del aceite. El sistema **B** presentó el mejor desempeño tribológico en condición seca, mientras el sistema **BTR** en lubricante presentó mejor sinergia con el lubricante para la protección antidesgaste a temperatura ambiente.



**ABSTRACT**

A thermochemical treatment of boriding to AISI 4140 steel was carried out in order to improve the wear resistance by reciprocating linear sliding in dry and lubricated conditions. Subsequently, a post-boriding thermal treatment was applied to obtain a second different system with other mechanical properties.

Boriding was applied at 900 ° C for 1 hour which allowed obtaining a surface layer of borides ( $\text{Fe}_2\text{B}$ ,  $\text{CrB}$  and  $\text{Mn}_2\text{B}$ ) of 26.5  $\mu\text{m}$  in thickness in a ferrite-perlite matrix (**B** system).

Afterwards, the heat treatment applied to the boride samples modified the boride chemical composition decreasing the thickness layer to 22.7  $\mu\text{m}$  in a martensite matrix. (**BTR** system). The surface hardness obtained in the layers were 1586 and 1417 HV for B and BTR samples, and the friction coefficients were 0.49 and 0.47 for B and BTR samples, respectively.

Tribological tests were carried out in sliding linear motion for both systems, obtaining, for the dry condition, friction coefficients and wear rates of 0.47 and 705.9  $\frac{\mu\text{m}^3}{\text{N m}}$  for system **B**, while for the **BTR** system, values were increased to 0.49 and 993.1  $\frac{\mu\text{m}^3}{\text{N m}}$ .

In dry condition the best wear resistance of system B is attributed to the compressive residual stresses in the layer and the better synergy of the hardness and modulus of elasticity of the coating. Abrasive and adhesive mechanisms were observed in the wear tracks of system **B**, while only abrasive wear was evident in the **BTR** system. In lubricated condition, the **BTR** system presented the best wear resistance due to the surface cracks (formed due to the thermal treatments) that allowed a better adsorption and initial deposition of oil additives. System **B** presented the best tribological performance in dry condition, while the **BTR** system in lubricant presented better synergy with the lubricant for anti-wear protection at room temperature.

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1. Micrografías de los tratamientos térmicos del acero AISI 4140. ....	5
Figura 2. Diagrama Temperatura Tiempo Transformación del acero AISI 4140 . ....	6
Figura 3. Espectro de durezas HK obtenidas en los procesos de difusión . ....	7
Figura 4. Diagrama de Fases Binario B-Fe . ....	8
Figura 5. Esfera rígida en contacto con superficie plana elástica. ....	12
Figura 6. Curva Carga-Desplazamiento. ....	14
Figura 7. Propiedades en las zonas tribológicamente importantes del sistema capa- sustrato . ....	18
Figura 8. (a) espesor de capa ancho (b) espesor de capa delgado con aporte del sustrato . ....	18
Figura 9. Regímenes de lubricación . ....	23
Figura 10. (a) Tamizar a 6 micras el Ekabor 2 en 2/3 del contenedor, (b) compactar uniformemente el polvo, (c) medir 1cm de capa (d) colocar probetas a 2cm de separación, (e) esparcir 1cm de capa de Ekabor2 sobre las probetas, (f) compactar y medir 1cm de capa en la superficie, (g) precalentar y tratar térmicamente los contenedores en las muflas. ....	28
Figura 11. Esquema del diseño experimental de los tratamientos termoquímico y térmico. ....	29
Figura 12. Caracterizaciones según el tipo de muestra y sistema. ....	30
Figura 13. (a) Barra de acero AISI4140 normalizada $\Phi 19.05\text{mm} \times 30\text{cm}$ , (b) cortar probetas de 5mm de espesor, (c) desbastar la rebaba de los filos, (e) cortar muestra por la mitad en sección transversal, (f) montar en baquelita y granallas, (g) desbastar con lijas #80-120-240-360-400-600-1000-1500-2000, (h) pulir con alúmina de 0.03 micras y sílica coloidal de 0.06 micras, (i) atacar con nital al 3% por 3 segundos y limpiar con alcohol, (j) secar con aire caliente. ....	31
Figura 14. Microscopio óptico . ....	31

Figura 15. Medición de espesor de capa.....	32
Figura 16. Difractómetro de rayos X.....	33
Figura 17. Indentador Instrumentado CSM.....	34
Figura 18. Tribómetro para caracterizar el desgaste lineal recíprocante.....	35
Figura 19. Perfilómetro Óptico.....	36
Figura 20. Metodología de medición de profundidad de huella.....	37
Figura 21. Microscopio electrónico de barrido JEOL.....	38
Figura 22. (a) Micrografía del sistema B tomada en el microscopio electrónico de barrido (MEB) (b) Micrografía del sistema BTR tomada en el MEB (c) Micrografía del sistema B tomada en el microscopio óptico.....	40
Figura 23. Difractogramas de los sistemas B y BTR.....	42
Figura 24. Perfiles de dureza por indentación instrumentada de las condiciones B y BTR.....	44
Figura 25. Gráfica comparativa de los perfiles del módulo de elasticidad y la relación H/E de los sistemas B – BTR.....	45
Figura 26. Gráfica del perfil de energías elástica - plástica de los sistemas B y BTR. ..	47
Figura 27. Tendencia del coeficiente de fricción en condición seca.....	48
Figura 28. Tendencia del coeficiente de fricción en condición lubricada.....	49
Figura 29. Micrografías de las pruebas de desgaste en condición seca a 10x.....	50
Figura 30. Perfilometría óptica de huellas desgastadas a 100m en condición seca.....	50
Figura 31. Tasa de desgaste en condición seca.....	51
Figura 32. Micrografías de la contraparte de las pruebas de desgaste en condición seca.....	52
Figura 33. Tasa de desgaste de contraparte en condición seca.....	54
Figura 34. Micrografías de las pruebas de desgaste en condición lubricada.....	55
Figura 35. Perfilometría óptica de huellas desgastadas a 100m en condición lubricada.....	56
Figura 36. Tasa de desgaste en condición lubricada.....	57

---

Figura 37. Micrografías de la contraparte de las pruebas de desgaste en condición lubricada. ....	58
Figura 38. Mecanismos de desgaste presentes en las huellas caracterizadas en seco. ....	59
Figura 39. Mecanismos de desgaste presentes en las huellas caracterizadas en lubricante. ....	61
Figura 40. (a) Micrografías (b) Análisis cuantitativo composicional capa (punto 1) (c) Análisis cuantitativo composicional interfase (punto 2) (d) Porcentaje en peso en puntos 1 y 2 (e) Porcentaje atómico en puntos 1 y 2.....	63

**ÍNDICE DE TABLA**

Tabla 1. Composición química del acero AISI 4140 según norma ASTM 29/A 29M..... 4

Tabla 2. Propiedades de los boruros de hierro . ..... 9

Tabla 3. Aplicaciones industriales del AISI 4140 borurado. .... 11

Tabla 4. Deformación de superficie elástica en otras geometrías de indentadores. .... 13

Tabla 5. Estado del arte sobre borurado con sustrato AISI 4140..... 25

Tabla 6. Estado del arte sobre borurado con sustrato de otros aceros grado  
herramienta. .... 26

Tabla 7. Características del aceite para temple del acero AISI 4140..... 29

Tabla 8. Características del aceite motor multigrado 5W30. .... 35

Tabla 9. Condiciones de las pruebas de desgaste..... 36

Tabla 10. Cálculo de la tasa de desgaste en condición seca..... 51

Tabla 11. Cálculo de la tasa de desgaste de la contraparte en condición seca..... 53

Tabla 12. Cálculo de la tasa de desgaste en condición lubricada..... 56

# CAPÍTULO 1

## 1. INTRODUCCIÓN

La Tribología es la ciencia que estudia la fricción, el desgaste y la lubricación entre dos superficies en contacto y en movimiento relativo. La fricción y el desgaste son fenómenos físicos que generan pérdidas de energía en forma de calor en la transmisión de potencia entre las piezas mecánicas que están sometidas bajo carga y movimiento y que son diseñadas en diversas geometrías y materiales. Mientras la lubricación es un medio efectivo para atenuar estos dos fenómenos.

El control de estos fenómenos es determinante para el ahorro de energía en los procesos industriales y por ende en la extensión de la vida útil de los elementos sometidos al desgaste.

Por ejemplo al reducir la fricción y el desgaste en los motores y los componentes de rieles de tren, se podrían ahorrar en la economía de Estados Unidos de América cerca de 120 billones de dólares por año. A pesar de los notables avances en el diseño de motores y formulación de aceites; la fricción mecánica continúa produciendo considerables pérdidas de combustible, rendimiento y degradación por emisiones. Solo una reducción del 10% de la fricción en todos los automotores de pasajeros estadounidenses hubiera resultado en ahorros de combustible por 3.4 billones de galones en el 2007 [1].

Por lo tanto, la forma concreta de controlar estas pérdidas de energía es obteniendo los coeficientes de fricción más bajos posibles entre las superficies cargadas y en movimiento. Para esto se requiere modificar uno o varios de los parámetros tribológicos involucrados en el proceso, como: la temperatura, la lubricación, la geometría, la fuerza normal y el medio ambiente.

La propuesta de este trabajo de investigación está orientada en aumentar la dureza superficial del material, generando un sistema capa-sustrato que incremente la resistencia al desgaste del acero cromo-molibdeno AISI 4140 mediante un tratamiento de borurado por empaquetamiento sólido que forme boruros de hierro en la superficie y en consecuencia extienda la durabilidad de las piezas mecánicas en los procesos a un costo asequible por ser un acero ampliamente utilizado en la industria.

El tratamiento termoquímico de borurado es uno de los que genera mayor dureza superficial en los diferentes sustratos, incluso en mayor proporción al nitrurado y al carburizado los cuales son comúnmente empleados en la industria.

En la metodología de trabajo se obtuvieron y evaluaron dos sistemas diferentes recubrimiento-sustrato que son: recubrimiento boruro de hierro y sustrato ferrita-perlita y el segundo sistema se obtuvo al aplicar un temple en aceite y revenido del primer sistema; en consecuencia se generó un recubrimiento boruro de hierro y sustrato martensita.

La caracterización de ambos sistemas se realizó por Microscopía Óptica, Difracción de Rayos X, Indentación Instrumentada, Microscopía Electrónica de Barrido, EDS y Pruebas Tribológicas por Deslizamiento Lineal Reciprocante en seco y en lubricante (microdureza, módulo de elasticidad, esfuerzos residuales, composición química, coeficiente de fricción, tasa de desgaste y mecanismos de desgaste).

## CAPÍTULO 2

### 2. ANTECEDENTES

#### 2.1 Resistencia al Desgaste en el Acero Grado Herramienta

Los aceros grado herramienta se clasifican en cuatro grupos acorde a su aplicación, uno de estos es el acero para herramientas de corte en condiciones severas. Comparados con los aceros al carbono estos poseen una buena templabilidad y resistencia al desgaste debido a que contienen pequeñas cantidades de elementos aleantes con predominancia del cromo. Para los aceros al cromo es imperativo que posteriormente al temple se aplique un revenido para preservar la dureza obtenida en el temple. La formación de una gran cantidad de carburos mejora significativamente la resistencia al desgaste del acero [2].

##### 2.1.1 Propiedades Mecánicas del Acero Grado Herramienta

Los aceros herramienta son utilizados para formar y mecanizar otros materiales y, por lo tanto, están diseñados para tener alta dureza y durabilidad bajo severas condiciones de servicio. Las propiedades características más versátiles se producen al tratarlos térmicamente en la austenitización, temple y revenido para la formación de la fase martensita. La dureza característica del acero AISI 4140 normalizado es de 302 HV<sub>0.1</sub> mientras al temple y revenido puede llegar a 484 HV<sub>0.1</sub>. [3].

En la **Tabla 1** se especifica la composición química característica de un acero grado herramienta

AISI	4140.
------	-------



**Tabla 1.** Composición química del acero AISI 4140 según norma ASTM 29/A 29M [5].

Elemento	%
C	0.38-0.43
Mn	0.75-1
P	0.035
S	0.04
Si	0.15-0.35
Cr	0.8 – 1.10
Mo	0.15-0.25

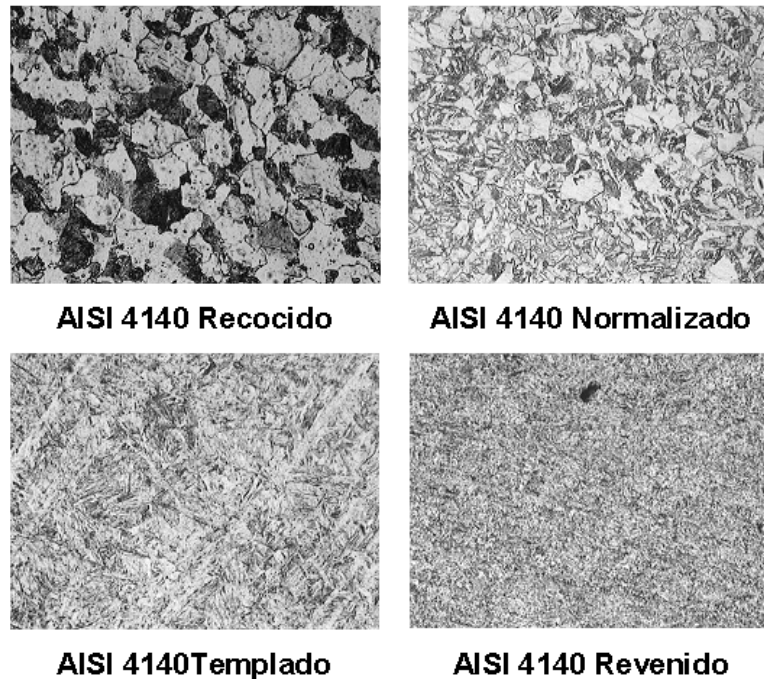
Otro factor importante en los aceros grado herramienta es la descarburización, ya que ocurre cuando se calientan a temperaturas superiores a 704 °C a menos que se utilice algún método de atmósfera de protección para evitar la pérdida de su carbono superficial. Esto dará como resultado la disminución de la dureza. En cambio los aceros para herramienta al carbono no aleados están menos sujetos a descarburización [4].

### 2.1.2 Tratamientos Térmicos del Acero Grado Herramienta

El tratamiento térmico consiste en un proceso de calentar el acero en la región austenítica para formar austenita, luego enfriarlo de la temperatura de austenización para transformar la austenita a martensita y finalmente revenir para eliminar la formación de carburos de hierro dentro de la martensita [2]. La **Figura 1** muestra las fases del AISI 4140 después de los diferentes tratamientos térmicos.

**Recocido:** Es un tratamiento que consiste en calentar hasta cierta temperatura y mantenerla por un lapso. Luego se enfría en el horno a temperatura ambiente para obtener una microestructura estable. Este tratamiento se caracteriza por formar una microestructura homogénea necesaria para tratamientos térmicos posteriores.

**Normalizado:** Es un tratamiento térmico que ayuda a producir una distribución uniforme de precipitados en los aceros grado herramienta, con carburos más estables como el cromo o el tungsteno [2].



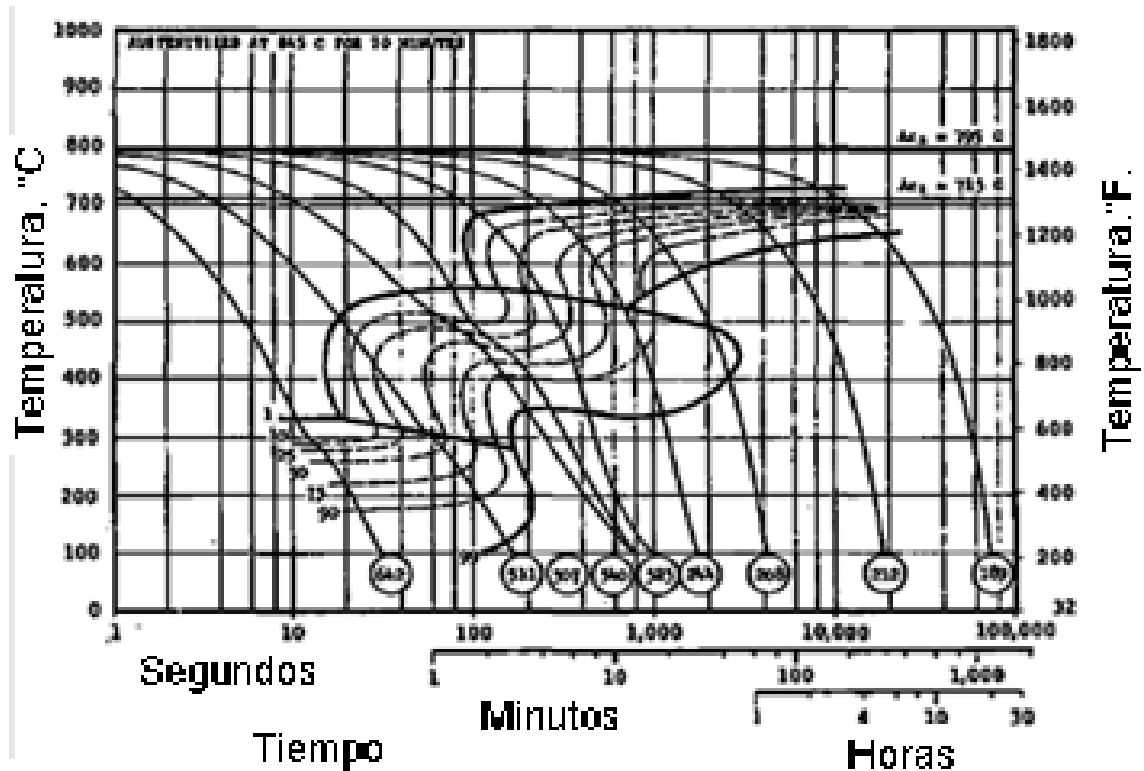
**Figura 1.** Micrografías de los tratamientos térmicos del acero AISI 4140.

**Austenizado:** En los aceros herramientas los elementos aleantes se dividen en dos categorías: elementos estabilizantes de ferrita que reducen la fase dominante de austenita o elementos estabilizantes de austenita [2].

**Temple:** Durante la temperatura de austenización, la austenita se transforma a martensita. Esto se da cuando la austenita pasa a la fase carburo de hierro y es suprimida por la alta tasa de enfriamiento y confiriéndole al acero una dureza superior con alta tenacidad y baja ductilidad. Con el diagrama de temperatura-tiempo-transformación (TTT) se diseña el tratamiento térmico del acero para obtener la dureza deseada.

**Revenido:** se efectúa posterior al temple para eliminar la dureza excesiva que se forma atribuida a la martensita, aunque se pierde dureza y resistencia se consigue incrementar la tenacidad y la ductilidad. Este tratamiento se efectúa por debajo de la línea crítica  $A_1$  aunque se considera que va desde los 250°C y hasta los 550°C para evitar la fragilización. La matriz obtenida consta de martensita revenida, es decir, las

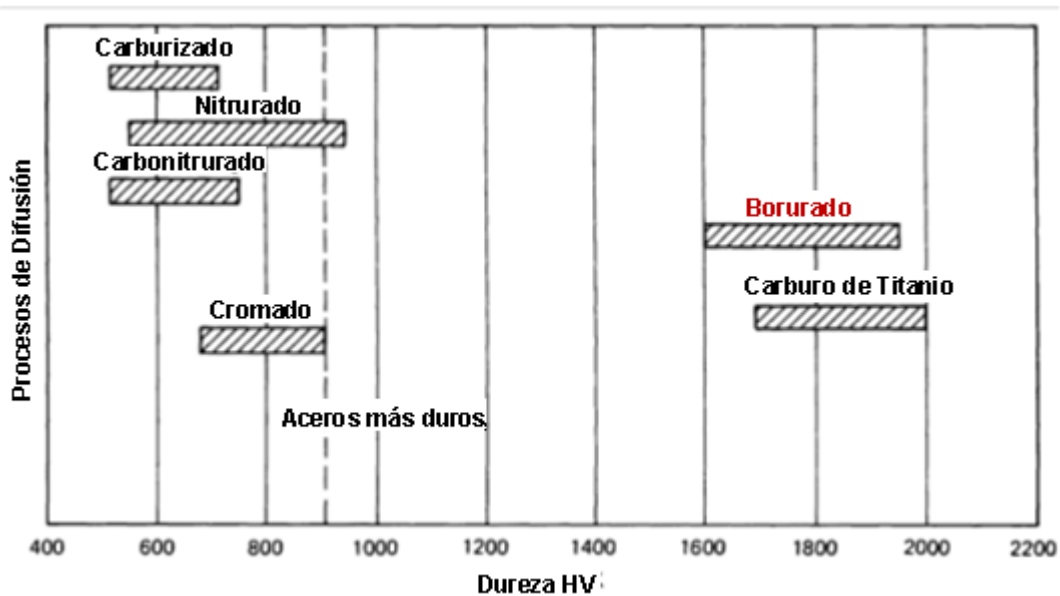
agujas de martensita dejan de ser tan agudas y en algunos casos comienzan con el engrosamiento, atribuido a la temperatura y tiempo de revenido y a la difusión del carbono [2]. En la **Figura 2** se muestra el diagrama TTT para el acero AISI 4140.



**Figura 2.** Diagrama Temperatura Tiempo Transformación del acero AISI 4140 [6].

## 2.2 Endurecimiento Superficial del Acero por Tratamiento Termoquímico de Borurado

La principal ventaja de las capas boruradas es que tienen valores extremos de dureza (entre 1600 y 1950 HK) con altos puntos de fusión de las fases constituyentes. La dureza en los aceros borurados es mucho mayor que en otros tratamientos de endurecimiento de los aceros al carbono y solo es equivalente al carburo de titanio. Los valores típicos de dureza de los aceros borurados son comparados a otros tratamientos y otros materiales reportados en la **Figura 3** [6].



**Figura 3.** Espectro de durezas HK obtenidas en los procesos de difusión [7].

### 2.2.1 Tipos de Borurado

Los diferentes procesos involucran un sustrato con adecuada preparación superficial, temperaturas de tratamiento entre los 700 y 1000 °C con tiempos de exposición entre 1 a 12 h, en contacto con un medio borurante que puede ser: polvo sólido, pasta, líquido, o medio gaseoso con boro. Existen otras técnicas de borurado en gas tales como el borurado por plasma y borurado en cama fluidizada. El borurado multicomponente es un tratamiento termoquímico que involucra la difusión consecutiva de boro y uno o más elementos metálicos tal como el aluminio, silicio, cromo, vanadio y titanio dentro de la superficie del componente. La deposición física y química de vapor (PVD y CVD), plasma rociado por plasma, e implantación iónica son alternativas no termoquímicas de procesos superficie-recubrimiento para la deposición de boro sobre un sustrato [7].

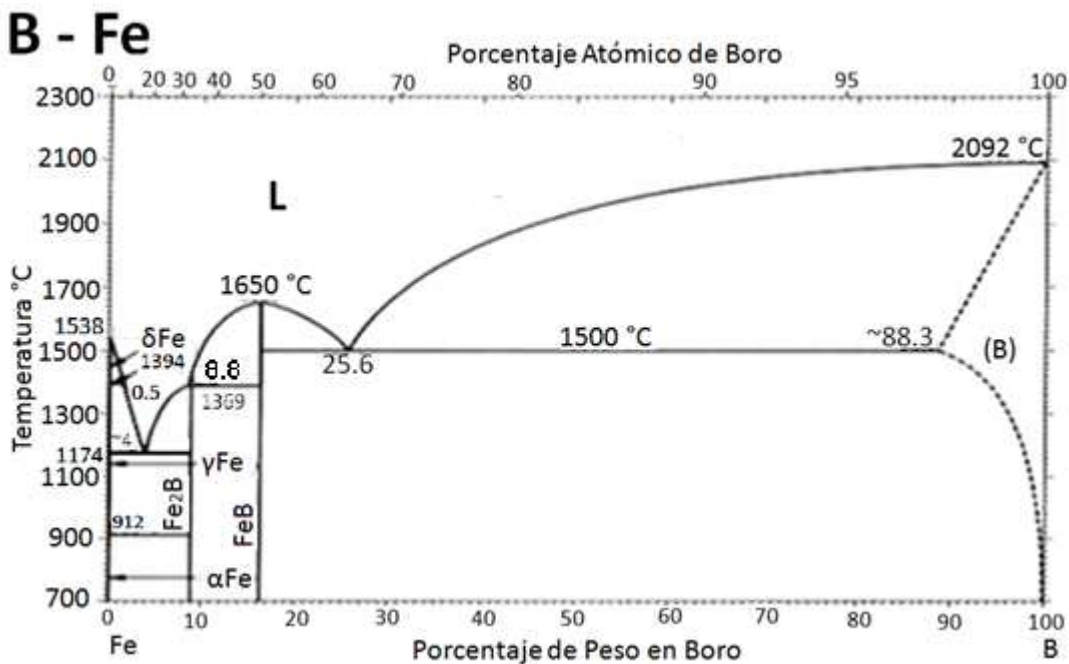
### 2.2.2 Borurado por Empaquetamiento Sólido

El borurado por empaquetamiento sólido provee ventajas específicas en comparación a los otros métodos como la posibilidad de cambiar la composición de la mezcla de polvo borurante y el bajo costo del proceso. Se compone de la sustancia borurante,

activadores y diluyentes. Los componentes son empacados en el contenedor con la mezcla y calentados en el intervalo de la temperatura de borurado por un tiempo específico para formar boruros de hierro en la superficie del acero seguido por el enfriamiento al ambiente. La formación de FeB y Fe<sub>2</sub>B en la capa superficial del acero borurado depende de la disponibilidad del potencial de boro en el medio borurante, la temperatura y el tiempo [7].

### 2.3 Propiedades Físicas, Químicas y Mecánicas de los Boruros de Hierro

La formación de una fase simple o doble depende de la disponibilidad de boro en el medio borurante. Acorde a la **Figura 4**, la fase rica en boro es la FeB con 16.23 wt% de boro y tiene una estructura cristalina ortorrómbica, mientras la fase Fe<sub>2</sub>B tiene una estructura tetragonal centrada en el cuerpo con 8.83 wt% de boro. La FeB es más frágil que la Fe<sub>2</sub>B, por ello la fase Fe<sub>2</sub>B es más deseada [8].



**Figura 4.** Diagrama de Fases Binario B-Fe [9].

Las propiedades mecánicas de las aleaciones boruradas dependen de la composición y la estructura de la capa de boruro. La morfología aserrada característica de la capa

de boruro en el hierro y en las aleaciones ferrosas, puede verse afectada en la interfase entre la capa y el sustrato por la presencia del carbono y de los elementos aleantes. Los elementos aleantes retardan el crecimiento del espesor de capa, ya que actúan como una barrera que restringe la difusión del boro hacia la matriz de acero.

Las principales ventajas que ofrece el acero borurado respecto a sus propiedades son: Mejora de la resistencia a la corrosión-erosión, moderada resistencia a la oxidación y aumento de la resistencia a la fatiga. En la **Tabla 2** se resumen los principales valores de las propiedades físicas, químicas y mecánicas de los boruros de hierro [7].

**Tabla 2.** Propiedades de los boruros de hierro [7-8].

			CAPAS DE BORURO	
			FeB	Fe <sub>2</sub> B
PROPIEDADES	Mecánica	Microdureza (GPa)	19 a 21	18 a 20
		Módulo de Elasticidad (Gpa)	590	285 a 295
	Física	Densidad (g / cm <sup>3</sup> )	6.75	7.43
		Coefficiente de Expansión Térmica (10 <sup>-6</sup> / °C)	23	5.1
	Química	Composición (%wt B)	16.23	8.83
		Estructura Cristalina	Ortorrómbica	Tetragonal centrada en el cuerpo

### 2.3.1 Cinética de Crecimiento de los Boruros

El proceso de borurado consiste en dos tipos de reacciones: la primera toma lugar entre el boro y la superficie de la matriz. La tasa de nucleación de las partículas está en función del tiempo y de la temperatura del borurado produciéndose sobre la superficie una capa delgada de boruro.

La segunda reacción es la difusión de átomos perpendicular a la superficie de la muestra. El crecimiento del espesor de capa varía con el tiempo y sigue una trayectoria parabólica:

$$d^2 = K t \quad (1)$$

Donde **d** es el espesor de la capa en centímetros; **K** es el coeficiente de difusión de boro dependiente de la temperatura y **t** es el tiempo en segundos a una temperatura dada [7]. El coeficiente de difusión **K** se relaciona con la energía de activación **Q**, y la temperatura **T** en Kelvin y puede expresarse por la ecuación de Arrhenius:




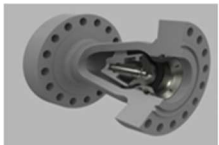
$$K = K_0 e^{-\frac{Q}{R}T} \quad (2)$$

Donde **K<sub>0</sub>** es una constante pre exponencial dependiente de la temperatura y **R** es la constante ideal de los gases. S. Sen y colaboradores [8] determinaron los valores de la energía de activación (**Q**) 215 kJ.mol<sup>-1</sup> el coeficiente de difusión (**K**) entre 3x10<sup>-9</sup> cm<sup>2</sup>s<sup>-1</sup> y la constante dependiente del tiempo **K<sub>0</sub>** en 179.4 cm<sup>2</sup>s<sup>-1</sup> para el acero AISI 4140 borurado en un molde de bórax, ácido bórico y ferrosilicio [7].

### 2.3.2 Aplicaciones del Acero Borurado

En la actualidad una amplia variedad de partes boruradas se aplican en la industria por las ventajas que ofrecen las capas de boruro para combatir el desgaste en deslizamiento y el desgaste adhesivo. En la **Tabla 3** se enlistan varias aplicaciones del acero AISI 4140 borurado [7].

**Tabla 3.** Aplicaciones industriales del AISI 4140 borurado.

Nombre de la pieza	Descripción	Imagen
<b>Dado de presión</b>	Herramienta utilizada en la industria manufacturera para cortar o conformar piezas utilizando presión	
<b>Tornillo de Extrusión</b>	Dispositivo que trabaja a alta temperatura para fundir y formar la materia prima del plástico en un perfil continuo.	
<b>Barril de Extrusión</b>	Es la camisa en donde se aloja el tornillo de extrusión que trabaja a alta presión y temperatura para fundir el plástico	
<b>Válvula antirretorno</b>	Utilizadas en la industria nuclear petrolera para evitar el retorno del fluido en las tuberías	

## 2.4 Evaluación de las Propiedades Mecánicas del Sistema Capa-Sustrato por Indentación Instrumentada

Las tensiones y deflexiones que surgen del contacto entre dos sólidos elásticos tienen aplicación práctica en las pruebas de dureza, desgaste y daños por impacto en sólidos. El contacto entre un indentador rígido y un espécimen plano es de interés particular. La forma del indentador puede ser esférico, cónico, un punzón plano, cilíndrico o de cualquier forma geométrica que permita aplicar una presión uniforme [10].

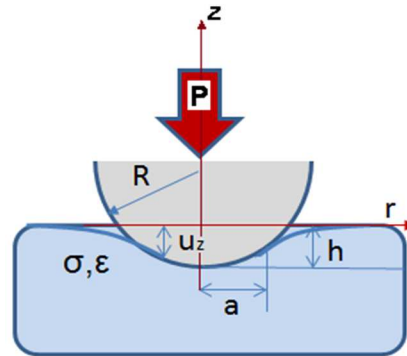
### 2.4.1 Contacto Hertziano

Hertz determinó que el radio del círculo de contacto de un indentador esférico rígido que ejerce carga sobre una superficie plana se relaciona mediante la siguiente ecuación:

$$a^3 = \frac{4}{3} \frac{k P R}{E} \quad (3)$$



Donde **P** es la carga del indentador, **a** es el radio del círculo de contacto, **R** el radio del indentador y **E** es el módulo de Young. En la **Figura 5** se presenta el esquema de las variables.



**Figura 5.** Esfera rígida en contacto con superficie plana elástica.

. Las propiedades elásticas del material y el factor elástico **k** se relacionan:

$$k = \frac{9}{16} \left[ (1 - \nu^2) + \frac{E}{E'} (1 - \nu'^2) \right] \quad (4)$$

Donde  $\nu$  es el módulo de Poisson para la muestra y  $E', \nu'$  para el modulo de Young y de Poisson del indentador, respectivamente. La presión media se define como  $p_m$

$$p_m = \left( \frac{3/4}{4 \pi k} \right) \frac{a}{R} \quad (5)$$

La relación funcional entre  $p_m$  y  $a/R$  indican la existencia de una respuesta esfuerzo-deformación similar en naturaleza a la obtenida en ensayos uniaxiales convencionales. Hertz demostró que el desplazamiento  $u_z$  de la superficie de la muestra está en función de la distribución de la presión por una esfera rígida [10]:

$$u_z = \frac{1-\nu^2}{E} \frac{3}{2} p_m \frac{\pi}{4a} (2a^2 - r^2) \quad \text{para } r \leq a \quad (6)$$

#### 2.4.2 Esfuerzos y Deformaciones en Superficies Cargadas

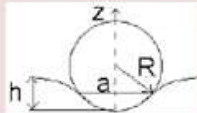
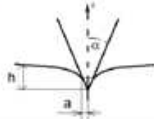
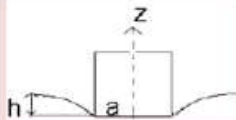
Para el caso de contacto entre sólidos elásticos, Hertz consideró tres factores para el uso de sus ecuaciones: **a)** el radio de curvatura de los cuerpos en contacto son grandes en comparación con el radio del círculo de contacto, **b)** las dimensiones de

cada cuerpo son grandes comparado con el radio del círculo de contacto y **c)** los cuerpos en contacto están libres de fricción. La presión de distribución está dada por:

$$\frac{\sigma}{p_m} = -\frac{3}{2} \left(1 - \frac{r^2}{a^2}\right)^{1/2} \quad (7)$$

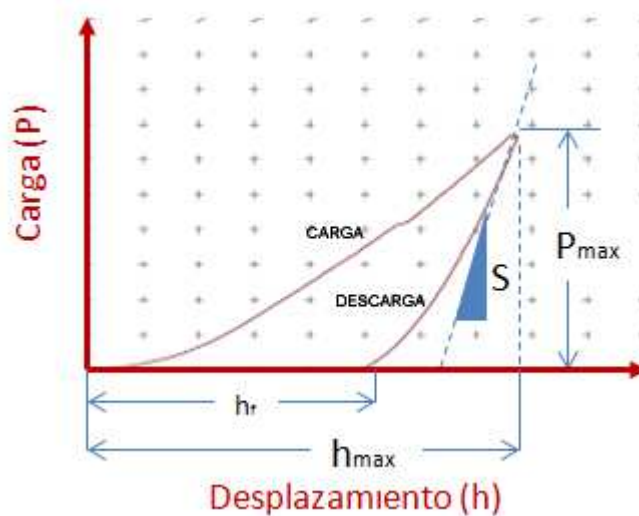
Por lo tanto, la naturaleza localizada o confinada del campo de esfuerzos de indentación y la relación esfuerzo-deformación de indentación proporcionan información valiosa sobre las propiedades elásticas-plásticas del material de ensayo que no son posibles determinar a partir de ensayos uniaxiales de tensión y compresión. En la **Tabla 4** se presentan las ecuaciones de distribución de presión y deflexión superficial para otras geometrías de indentador **[10]**.

**Tabla 4.** Deformación de superficie elástica en otras geometrías de indentadores.

	Geometría de Contacto	Distribución de Presión	Deflexión Superficial (r=0)
Esfera		$\frac{\sigma_z}{p_m} = -\frac{3}{2} \left(1 - \frac{r^2}{a^2}\right)^{1/2}$	$h = \left(\frac{3P}{4E_r\sqrt{R}}\right)^{2/3}$
Cono		$\frac{\sigma_z}{p_m} = -\cosh^{-1} \frac{a}{r}$	$h = \left(\frac{\pi(1-\gamma^2)P}{2E_r \tan\alpha}\right)^{1/2}$
Punta Plana		$\frac{\sigma_z}{p_m} = -\frac{1}{2} \left(1 - \frac{r^2}{a^2}\right)^{-1/2}$	$h = \frac{(1-\gamma^2)}{2E_r a} P$

### 2.4.3 Método de Oliver y Pharr

Los investigadores Oliver y Pharr propusieron una metodología para la medición de la microdureza y el módulo de elasticidad de los materiales utilizando las curvas carga-desplazamiento producidas por indentación **(Figura 6) [11]**.



**Figura 6.** Curva Carga-Desplazamiento.

$P$  es la carga,  $h_{\max} - h_f$  es el desplazamiento elástico y  $A$ ,  $m$  son constantes de la superficie del material

$$P = A(h - h_f)^m \quad (8)$$

Luego se determina la rigidez de contacto  $S$  del material que es la pendiente de la curva de descarga en la máxima profundidad de la indentación

$$S = \left. \frac{\partial P}{\partial h} \right|_{h=h_m} = ma(h - h_0) \quad (9)$$

A continuación se calcula la profundidad de contacto esférico  $h_c$  por el método de Oliver-Pharr:

$$h_c = h_m - 0.75 \frac{P_m}{S} \quad (10)$$

Los fenómenos de "acumulación" ( $h_c/h_m < 1$ ) y de "hundimiento" ( $h_c/h_m > 1$ ) se observan usualmente en los materiales elastoplásticos, y su grado depende de la resistencia plástica y del grado de endurecimiento por deformación.

El área de contacto  $A_c$  puede calcularse a partir de la profundidad  $h_c$  y el radio del indentador  $R$

$$A_c = (2Rh_c - h_c^2) \quad (11)$$

El módulo reducido de elasticidad  $E_r$  es calculado a partir de la rigidez de contacto  $S$ , el área de contacto  $A_c$  dada por la ecuación

$$E_r = \frac{\sqrt{\pi} S}{2\beta\sqrt{A_0}} \quad (12)$$

Donde  $\beta$  es un factor de corrección adimensional, que corresponde a la desviación de la rigidez respecto a la axiometría del indentador, para el caso del indentador Berkovich  $\beta=1.034$ . El módulo de indentación por el método Oliver-Pharr se determina por:

$$E_{op} = \frac{1-\nu^2}{\left(\frac{1}{E_r}\right) - \left(\frac{1-\nu^2}{E'}\right)} \quad (13)$$

Donde  $E'$  y  $\nu$  son el módulo de elasticidad y de Poisson del indentador. Para materiales de fase simple  $E_{op}$  es el módulo elástico de la muestra [11].

#### 2.4.4 Microdureza y Módulo de Elasticidad

Uno de los parámetros más importantes que influyen en el comportamiento tribológico de una superficie recubierta es la dureza del revestimiento y su relación con la dureza del sustrato. Los revestimientos duros son particularmente útiles en entornos abrasivos y se puede lograr una baja fricción [12].

La dureza Vickers se determina con la siguiente ecuación:

$$HV = (0.102)1.8544 \frac{P}{d^2} \quad (14)$$

Donde  $P$  es la carga en Newton y  $d$  es el promedio de las dos diagonales de la indentación en milímetros [13].

Por otra parte la resistencia al desgaste de un material está directamente relacionada con el módulo elástico de acuerdo con la teoría adhesiva del desgaste. Para los metales que tienen un alto módulo de elasticidad disminuyen el área real de contacto que conduce a una baja adherencia y desgaste. La resistencia al desgaste abrasivo de un material también se puede variar con la relación de dureza - módulo de elasticidad ( $H/E$ ). La relación muestra que la resistencia al desgaste abrasivo de un material se puede incrementar aumentando la dureza o disminuyendo el módulo elástico [14].

## 2.5 Análisis de la Composición Química del Sistema Capa-Sustrato

### 2.5.1 Caracterización de Capas por Difracción de Rayos X

La técnica de haz rasante en difracción de rayos X tiene dos aplicaciones prácticas que son: la caracterización de películas epitaxiales y la obtención de perfiles de esfuerzos residuales. La técnica consiste en que el haz de rayos X impacta sobre la superficie de la película con un ángulo incidente de  $1^\circ$  y el detector se coloca en un plano horizontal paralelo a la superficie de la película para recoger la difracción de los planos que son perpendiculares a la superficie. Los datos pueden ser recolectados usando un escaneo  $\theta$ - $2\theta$ . Durante el barrido tanto la película como el detector son escaneados a una velocidad de 1:2 para registrar la difracción a lo largo de una dirección fija sobre el sustrato. Esta técnica mide información bidimensional y paralela a la superficie [15].

### 2.5.2 Esfuerzos Residuales

Son esfuerzos remanentes en la superficie que se mantienen sin acción de carga alguna. Una superficie revestida contiene generalmente tensiones residuales que son o bien un resultado de cambios intrínsecos en la estructura debido al proceso de deposición, o un resultado de la diferencia en la expansión térmica a cambios de temperatura. Los esfuerzos residuales en compresión pueden estar entre 0.1 – 4 GPa mientras los de tensión sobre los 10 GPa [12].

Los esfuerzos debido a cambios de temperatura son llamados esfuerzos térmicos:

$$\Delta\sigma_{th} = \frac{[\Delta T(\alpha_s - \alpha_c)E_c]}{(1 - \nu_c)} \quad (15)$$

Donde  $\Delta T$  es el cambio de temperatura,  $\alpha_s$  y  $\alpha_c$  son los coeficientes de expansión térmica del sustrato y el recubrimiento,  $E_c$  es el módulo de Young para el recubrimiento y  $\nu_c$  es el radio de Poisson del recubrimiento [7].

El método más común de Difracción de Rayos X para determinar los esfuerzos residuales es el de  $\text{sen}^2\psi$  con el cual pueden utilizarse múltiples valores de  $\psi$  para evaluar el parámetro de red  $d_0$ . La razón por la cual puede variarse  $\psi$  es porque las

deformaciones elásticas de los materiales no introducen más del 0.1% de diferencia entre el valor original de  $d_0$  y  $d$  a cualquier valor de  $\psi$ . Para una muestra con estados de esfuerzo biaxiales su ecuación es:

$$\frac{d_{\psi}-d_0}{d_0} = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{\phi} \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_{11} + \sigma_{22}) \quad (16)$$

Donde  $\sigma_{\phi}$  es el componente de esfuerzo a lo largo de la dirección  $S_{\phi}$  para los esfuerzos tensores:

$$\begin{aligned} \sigma_{\phi} &= \sigma_{11} \cos^2 \phi + \sigma_{22} \sin^2 \phi \\ \sigma_{\phi} &= \sigma_{11} \cos^2 \phi + \sigma_{12} \sin 2\phi + \sigma_{22} \sin^2 \phi \end{aligned} \quad (17)$$

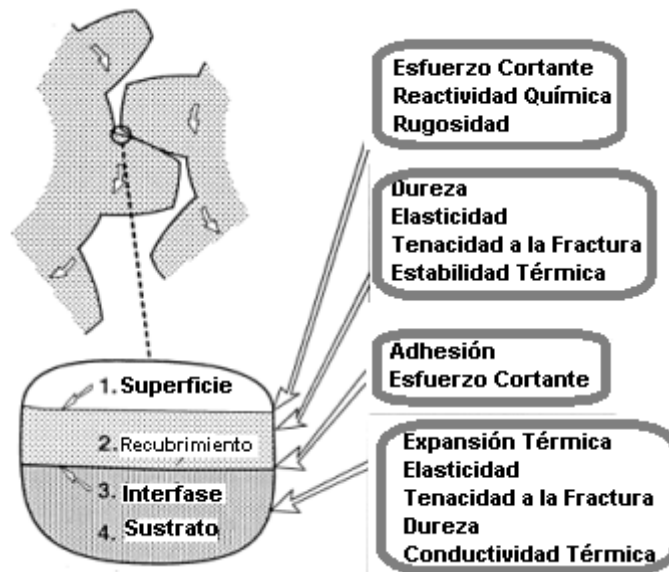
La ecuación predice un comportamiento lineal en la gráfica  $d_{\psi}$  vs  $\sin^2 \psi$ . Al evaluar los datos experimentales se obtiene  $\sigma_{\phi}$  el cuál es la pendiente de la línea de cuadrados mínimos, asumiendo  $E$  y  $\nu$  constantes [16].

### 2.5.3 Caracterización por Microscopia Electrónica de Barrido

La interacción de los electrones con la materia producen diferentes tipos de señales las cuales pueden ser electrones retrodispersados, secundarios, absorbidos, Auger, transmitidos y rayos X característicos. Los electrones retrodispersados y secundarios proporcionan información de la superficie de la muestra, los cuales actúan en la formación de imágenes. Los electrones absorbidos dan información de la resistividad eléctrica de la muestra mientras que los rayos X característicos y los electrones Auger dan información de la composición química de la muestra por espectrometría de energía dispersiva (EDS).

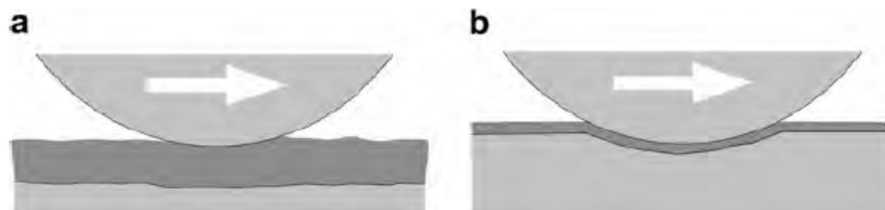
## 2.6 Evaluación Tribológica del Sistema Capa-Sustrato por Deslizamiento Lineal Reciprocante.

La evaluación de un sistema tribológico capa-sustrato implica la consideración del estudio de las propiedades del sistema en diferentes zonas: superficie de la capa, recubrimiento, interfase y sustrato como se indica en la **Figura 7**.



**Figura 7.** Propiedades en las zonas tribológicamente importantes del sistema capa-sustrato [17].

El grosor del revestimiento es un parámetro que influye en las tensiones superficiales, en el desgaste y la fricción. La complejidad de los mecanismos de contacto dificulta determinar el espesor de revestimiento tribológicamente óptimo para una determinada aplicación. En la **Figura 8** se observa el efecto del espesor de capa.



**Figura 8.** (a) espesor de capa ancho (b) espesor de capa delgado con aporte del sustrato [12].

### 2.6.1 Presión de Contacto

Los materiales cerámicos contienen fuertes enlaces iónicos-covalentes que dan como resultado una buena estabilidad química y excelentes propiedades mecánicas. En el caso de contactos cerámicos-metálicos, se encuentra que tanto el metal como la cerámica contribuyen al comportamiento de fricción y desgaste. En condiciones secas, el coeficiente de fricción está influenciado por la contracara metálica y la combinación de carga-velocidad de funcionamiento. Esto controla de hecho la temperatura en la interfase y por lo tanto el grado de oxidación en la superficie metálica.

En algunos casos, se forman grietas en la cerámica debido al calor de fricción generado en la interfase y el desgaste tiene lugar tanto en la cerámica como en el metal, aunque exista una gran diferencia en la dureza entre ambos [14].

La metodología de cálculo del máximo esfuerzo de contacto  $S_c$  desarrollado por Hertz está dado por la siguiente ecuación:

$$S_c = 0.918 \left[ \frac{P}{D^2 E^2} \right]^{1/3} \quad (18)$$

Donde  $P$  es la carga aplicada en Newtons,  $D$  es el diámetro de la esfera y  $E_r$  se obtiene de:

$$E_r = \left\{ \left[ \frac{(1-\nu_1^2)}{E_1} \right] + \left[ \frac{(1-\nu_2^2)}{E_2} \right] \right\} \quad (19)$$

Donde  $E_{1,2}$  son los módulos de elasticidad de los sólidos en contacto en Pascales y  $\nu_{1,2}$  son los módulo de Poisson de los dos materiales. Si el esfuerzo de contacto calculado excede la dureza del material, entonces habrá deformación plástica permanente y la deformación elástica no aplicará [19].

### 2.6.2 Coeficiente de Fricción

Es un valor escalar adimensional  $\mu$  definido como la relación entre la fuerza de fricción tangencial  $F$  y la fuerza de carga normal  $W$ .

$$\mu = \frac{F}{W} \quad (20)$$



La fuerza de fricción o fuerza tangencial es la fuerza de resistencia que actúa en una dirección opuesta al movimiento. La fuerza normal se define como la fuerza neta comprimiendo dos superficies paralelas juntas, y su dirección es perpendicular a las superficies.

A continuación se describe la relación entre el coeficiente de fricción y algunas variables en el proceso del desgaste.

**Rugosidad superficial:** la fricción y el área de contacto aumentan rápidamente en superficies muy lisas, mientras que en superficies muy rugosas la fricción es alta y se origina una nueva superficie plana sobre las asperezas que sufren deformación por el deslizamiento, por lo tanto la fricción es un factor independiente de la rugosidad.

**Estructura cristalina:** La facilidad de la deformación plástica de un material depende del número de sistemas de deslizamiento disponibles de la estructura cristalina. Los metales HCP tienen un número limitado de sistemas de deslizamiento comparado a los metales FCC y BCC.

**Dureza:** El efecto de la dureza sobre la fricción se atribuye al hecho de la falta de deformación plástica de los metales duros. Sin embargo, el coeficiente de fricción no es necesariamente más bajo para materiales más duros. La dureza por sí sola no puede utilizarse como criterio para predecir el coeficiente de fricción.

**Módulo de elasticidad:** Cualquier aumento del módulo elástico da lugar a una disminución de la superficie real de contacto y, por lo tanto, reduce la adherencia y la fricción.

**Velocidades de deslizamiento:** Las altas velocidades de deslizamiento producen un calentamiento por fricción superficial y por tanto la formación de una capa fundida fina de aspereza, lo que reduce la resistencia al esfuerzo cortante en la superficie de contacto y lo que da como resultado un coeficiente de fricción muy bajo. Generalmente, el coeficiente de fricción disminuye con un aumento en la velocidad de deslizamiento [14].

### 2.6.3 Mecanismos de Desgaste

El desgaste es la pérdida progresiva de sustancia de la superficie de un cuerpo provocada por la acción mecánica. Los mecanismos de desgaste importantes son: desgaste adhesivo, desgaste abrasivo, delaminación, desgaste erosivo, desgaste por fatiga y desgaste corrosivo / oxidativo.

**Desgaste adhesivo** se produce por la transferencia de material de una superficie a otra superficie por cizallamiento de uniones soldadas sólidas de asperezas. Sus características son el cizallamiento y la transferencia de material.

**Desgaste abrasivo** debido a partículas duras o protuberancias deslizándose a lo largo de una superficie sólida blanda. Sus características son el arado, acuñamiento y corte.

**Desgaste por fatiga** causado por fractura o por fatiga superficial. Sus características son las cargas cíclicas y la propagación de fisuras por fatiga.

**Desgaste corrosivo/oxidativo** ocurre cuando el deslizamiento tiene lugar en un entorno corrosivo/oxidativo. Su característica es la formación de una capa de corrosión / óxido mecánicamente débil e incompatible [14].

### 2.6.4 Tasa de Desgaste

La tasa de desgaste se define como la relación:

$$\text{Tasa de Desgaste} = \frac{V}{FL} \quad (21)$$

Donde **V** es el volumen perdido en  $\mu\text{m}^3$ , **F** la carga normal aplicada por el indentador en Newtons y **L** es la longitud desplazada sobre la superficie en metros [14].

### 2.6.5 Lubricación

Un lubricante es una sustancia introducida entre dos superficies en movimiento para reducir la fricción, minimizar el desgaste, distribuir calor y eliminar contaminantes. Hay tres categorías de lubricantes: líquido, sólido y gaseoso. Los lubricantes generalmente se componen en aproximadamente 90% de aceites de base y 10% de aditivos.

En general, los aditivos son sustancias utilizadas para mejorar el rendimiento de los lubricantes ya que ayudan a mejorar el índice de viscosidad, resistir la corrosión y la oxidación, aumentar la vida útil de los componentes y del lubricante y minimizar la contaminación. Las principales categorías de aditivos son los antioxidantes, las formulaciones antidesgaste, los agentes antiespumantes, los inhibidores de la corrosión, los detergentes (demulsionantes / emulsionantes), la presión extrema y los mejoradores del índice de viscosidad. Un sistema tribológico consiste en: (a) una superficie de contacto, (b) una superficie de contacto opuesta, (c) la interfaz de contacto junto con el medio lubricante y (d) el entorno. En la **Figura 9** se representan gráficamente los regímenes de lubricación los cuales se asocian normalmente con mecanismos de lubricación dominantes implicados en el sistema mecánico como se ilustra en la curva de Stribeck para la lubricación líquida. Los tres regímenes de lubricación principales son: lubricación límites, lubricación mixta/elastohidrodinámica y lubricación hidrodinámica

**Lubricación límite o fricción límite** es el régimen de lubricación con el mayor contacto de aspereza producido entre las superficies debido a la presencia de una fina película de fluido. La lubricación de los bordes es un proceso complejo y está controlada por aditivos en el aceite que forman una fina capa molecular (monocapa) de película fluida mediante adsorción física, quimisorción y reacciones triboquímicas sobre las superficies en contacto.

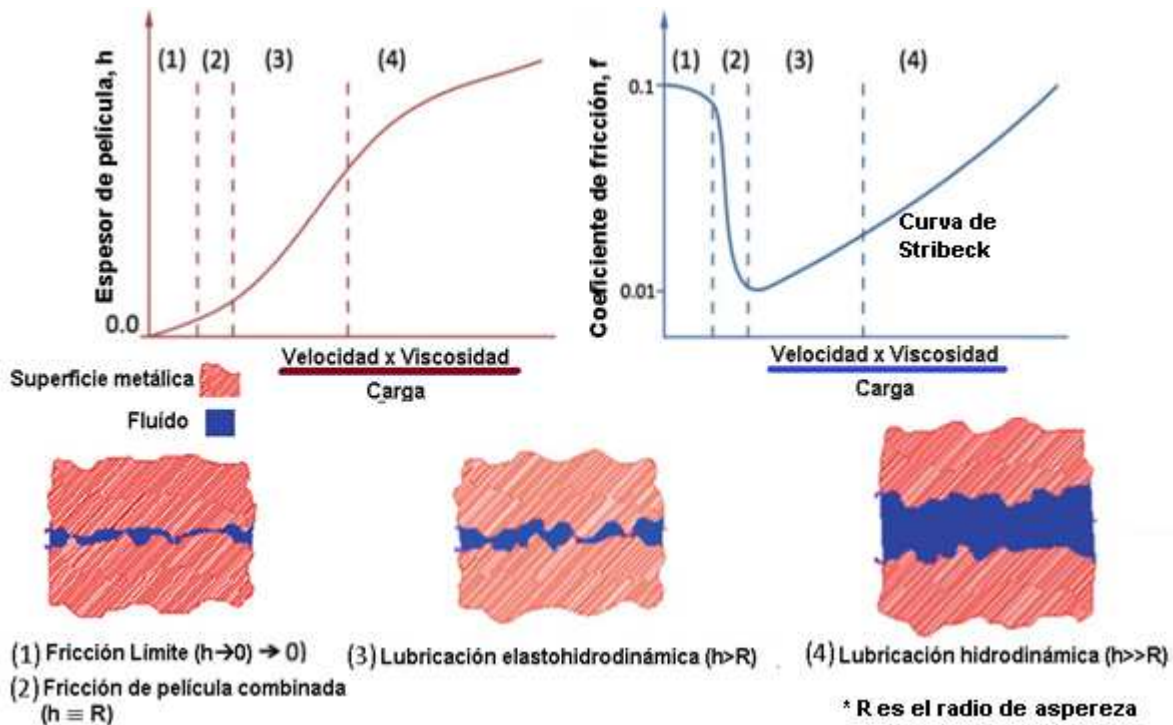


Figura 9. Regímenes de lubricación [14].

**Lubricación de película mixta** es la combinación de lubricación hidrodinámica y la lubricación límite. En este régimen de lubricación, las superficies están pasando de la lubricación límite a la lubricación hidrodinámica donde pueden existir frecuentes contactos de aspereza. En la lubricación mixta, los efectos de las monocapas formadas por absorción física, quimisorción y reacción química permanecen críticos para evitar la adhesión no deseada durante los contactos de aspereza.

**Lubricación elastohidrodinámica** (EHD) es un subconjunto de la lubricación hidrodinámica (HD) en la que la deformación elástica de los sólidos en contacto desempeña un papel importante en el proceso de lubricación HD. El grosor de la película en la lubricación EHD es más delgado (típicamente  $0,5\text{-}5 \mu\text{m}$ ) que el de la lubricación HD y la carga sigue siendo principalmente soportada por la película EHD. En esta zona de transición, hay menos contacto de aspereza que en la lubricación mixta con más superficies de contacto soportadas por la película hidrodinámica del fluido.

**Lubricación hidrodinámica** también conocida como lubricación con película de fluido o película gruesa implica dos superficies no paralelas en movimiento relativo con una capa de fluido atrapada entre las superficies para desarrollar una presión hidrodinámica adecuada para soportar la carga de las superficies opuestas y evitar el contacto con la aspereza [14].

## **2.7 Estado del Arte**

En las **Tablas 5 y 6** se resumen algunos trabajos de investigación relacionados al presente sobre los principales resultados obtenidos en la caracterización física, química, mecánica y tribológica de aceros AISI 4140 y otros aceros grado herramienta borurados por empaquetamiento sólido y sometidos a pruebas tribológicas en varios casos.

Tabla 5. Estado del arte sobre borurado con sustrato AISI 4140.

Artículo (año)	Tratamiento Térmico y Tratamiento Termoquímico			Caracterización Química		Caracterización Mecánica		Caracterización Tribológica	Conclusiones de interés para el estudio actual
	Sustrato	Método de Borurado	Tiempo/Temperatura Espesor de Capa	DRX (Fases Observadas)	EDS	Microdureza Vickers	Tenacidad a la Fractura	Prueba de Desgaste Condición Parámetros	
[3] (2014)	AISI 4140	Empaquetamiento Sólido Boropak (B4C+KBf4+SiC)	2h / 1223 K (MC) 67 µm 3h / 1223 K (BC) 92 µm	2h / 1223 K (2mm) Fe2B 3h / 1223 K (5.5mm) FeB, Fe2B	2h / 1223 K (MC) Fe, B, Mo, Cr, Mn 3h / 1223 K (BC) Fe, B, C, Si, Cr, Mn	3h / 1223 K 1225 HV	No reporta	Sliding pin on disk en Seco 3h / 1223 K / 92 µm Contraparte AISI4140 (57 HRC) Tasa Desgaste 0.88x10 <sup>-6</sup> mm <sup>3</sup> /Nm COF: 0.55	*Formación de fases FeB y Fe2B en un contenedor cilíndrico de espesor de pared 5.5mm. En otro contenedor de pared 2mm solo se forma Fe2B. *Se observa morfología columnar en el boruro de hierro que es característico en los aceros de baja aleación.
[8] (2004)	AISI 4140	Molde de Boro, Ácido Bórico y Ferrosilicio	2h / 1173K 58 µm	6h / 1223K FeB, Fe2B, CrB	No reporta	2h / 1123K 1446 HV	No reporta	No reporta	*La energía de activación fue de 215KJ/mol, coeficiente de difusión 3x10 <sup>-9</sup> cm <sup>2</sup> /s, constante dependiente del tiempo 179.4 cm <sup>2</sup> /s
[20] (2009)	AISI 4140	Empaquetamiento Sólido (Ekabor2)	4h / 1210K 100 µm	FeB, Fe2B	No reporta	4h / 1210K 1800 HV	No reporta	No reporta	*Las propiedades mecánicas obtenidas del AISI 4140: Resistencia a la Tensión (610MPa), Esfuerzo de Cedencia (500MPa) Prueba de Impacto Charpy (10J). *La composición química de aceros tiene un importante rol en las propiedades de dureza, tensión y espesor de capa.
[21] (2010)	AISI 4140	Carburo de Boro en Pasta	2h / 1123 K 21 µm 2h / 1173 K 30 µm	2h / 1123 K Fe2B 2h / 1173 K Fe2B	No reporta	No reporta	1173K / 6h / 68µm Kc(0)=3.5 MPa v/m Kc(π/2)=4.0 MPa v/m	No reporta	*La energía de activación fue de 173 kJ/mol. *Los esfuerzos residuales fueron compresivos y son mayores cerca de la superficie. *El módulo de elasticidad superficial fue de 290GPa. *Por DRX se determinó que en la condición 1173K/6h/78µm los esfuerzos residuales de la capa son 190 MPa compresivos.
[21] (2010)	AISI 4140	Empaquetamiento Sólido (Ekabor2)	2h / 1173 K 57 µm 4h / 1173 K 92 µm 6h / 1173 K 121 µm	6h / 1273 K FeB, Fe2B, CrB	2h / 1173 K Fe, C, O, B, Cr, Mn (en superficie desgastada)	2h / 1173 K 1605 HV 4h / 1173 K 1624 HV 6h / 1173 K 1612 HV	No reporta	Block on Disk en Seco (Carga 42N) Contraparte AISI 52100 (65-67HRC) 2h / 1173 K COF: 0.17	*El mayor espesor de capa obtenido (290µm) fue en el borurado de 6h/1050 °C. *La mayor resistencia al desgaste abrasivo fue en el borurado de 6h/900 °C. *El mejor COF y la mayor resistencia al desgaste adhesivo se obtuvo en la condición de 4h/1000 °C.
[23] (2010)	AISI 4140	Empaquetamiento Sólido (Ekabor2)	4h / 900°C 100 µm	FeB, Fe2B	No reporta	4h / 900°C 1350 HV0.1	No reporta	Block on Disk en Seco COF: 0.525	*Entre carburizado, endurecido superficial por Arco Transferido por Plasma (PTA), temple, y borurado, este último fue el proceso que obtuvo mayor dureza superficial. *El carburizado mostró menor desgaste abrasivo seguido por el borurado, templado y tratamiento superficial PTA. *El COF promedio más bajo observado fue en la muestra PTA (0.402) debido a la pequeña área de contacto y alta superficie de oxidación. Las muestras carburizadas y boruradas obtuvieron valores promedio cercanos.
[24] (2006)	AISI 4140	Bórax+SiC	8h/1273K 200 µm	Fe, Fe2B	No reporta	4h/1273K 1650 HV	No reporta	ASTM G65 Arena quartz 200µm Carga 130N	*Entre otros aceros es posible obtener únicamente la fase Fe2B al borurar el AISI 4140 en Bórax + SiC a 1273 K. *Se observaron surcos y grietas producto del desgaste abrasivo en el AISI 4140 borurado 8h a 1273 K

Tabla 6. Estado del arte sobre borurado con sustrato de otros aceros grado herramienta.

Artículo (año)	Tratamiento Térmico y Tratamiento Termoquímico			Caracterización Química		Caracterización Mecánica		Caracterización Tribológica	Conclusiones de interés para el estudio actual
	Sustrato	Método Borurado	Tiempo/Temperatura Espesor de Capa	DRX (Fases Observadas)	EDS	Microdureza Vickers	Tenacidad a la Fractura	Prueba de Desgaste Condición Parámetros	
[19] (2004)	UNI 38 NiCrMo 4 recocido a 1000 °C	Empaquetamiento Sólido 20% B4C, 10% KBF4, SiC	15h / 1123 K 150 µm	FeB, Fe2B	No reporta	No reporta	No reporta	Sliding ball cratering Seco Carga 25N Contraparte Al2O3 (60HRC) COF: 0.6	*La capa exterior FeB hizo que la tasa de desgaste sea mayor, luego de llegar a la Fe2B la tasa de desgaste fue menor por la mayor compactación de la capa debido a los cristales ordenados en la fase Fe2B.
[25] (2016)	AISI H13 AISI D2	Empaquetamiento Sólido (B4C+KBF4+SiC)	8h / 1273 K No reporta	AISI H13 FeB, Fe2B, CrB AISI D2 Fe2B, CrB	AISI H13 Fe, B, Cr, Mn, Mo, V AISI D2 Fe, B, Cr, Mn	AISI H13 1803 HV0.1 AISI D2 2322 HV0.1	No reporta	Sliding flat on ball en Seco Contraparte AISI 52100 Tasa Desgaste H13: 2.53x10 <sup>-5</sup> mm <sup>3</sup> /Nm D2: 2.02x10 <sup>-5</sup> mm <sup>3</sup> /Nm COF H13: 0.15 D2: 0.25	*Se evaluó la adherencia de las capas de boruro según Daimler-Benz Rockwell-C, resultando los patrones HF5 y HF13 para los aceros AISI H13 y D2 respectivamente. *El mecanismo de desgaste característico de la superficie H13 borurada fue la deformación plástica por deslizamiento. *El mecanismo de desgaste característico de la superficie D2 borurada fue la deformación plástica, grietas y abrasión.
[26] (2006)	Hierro puro (99.97%)	Empaquetamiento Sólido (Ekabor) 5% B4C, 5% KBF4, 90% SiC	4 h/800°C 30 µm 4 h/875°C 45 µm 4 h/950°C 65 µm	4 h/875°C Fe2B	No reporta	4 h/800°C 1700 HV0.1	4 h/800°C 3.8MPa v/m 4 h/875°C 3.6MPa v/m 4 h/950°C 3.2MPa v/m	Ball on disk Sliding & Rolling en Seco Contraparte AISI 52100	*El contacto de rodadura produce mayor remoción de material con ligero debris y superficie pulida debido a la concentración de esfuerzos. *La concentración de B decrece desde la capa de boruro hacia el interior de la matriz, mientras la concentración de Fe aumenta desde la capa hacia la matriz. *Las muestras boruradas a mayor temperatura presentaron mayor desgaste, debido al tamaño de grano y la fragilidad de la capa superficial.

## CAPÍTULO 3

### 3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

#### 3.1 Preparación de Muestras

##### 3.1.1 Dimensiones

La dimensión de las muestras de acero AISI 4140 fueron de diámetro de 19.05 mm y espesor de 5mm que fue definida por la especificación del equipo de caracterización tribológica. A continuación se obtuvieron superficies con rugosidades **Ra** entre 0.02 y 0.05  $\mu\text{m}$  acorde a la recomendación de la norma ASTM G133 [18]. Se realizó el desbaste con lijas # 400-600-1000-1500-2000 y el pulido con alúmina de 0.06 micras y sílica coloidal de 0.03 micras hasta obtener un acabado espejo.

##### 3.1.2 Tratamiento Termoquímico de Borurado

Las condiciones del tratamiento termoquímico de borurado se establecieron mediante la revisión del estado del arte por la cual se determinó las condiciones experimentales de tiempo y temperatura de exposición más adecuadas para obtener espesores de capa óptimos que proporcionen una mayor resistencia al desgaste adhesivo, estos espesores recomendados están entre 15 y 20  $\mu\text{m}$  [7]. Mientras el postratamiento de temple y revenido se diseñó en base a las curvas TTT del acero AISI 4140.

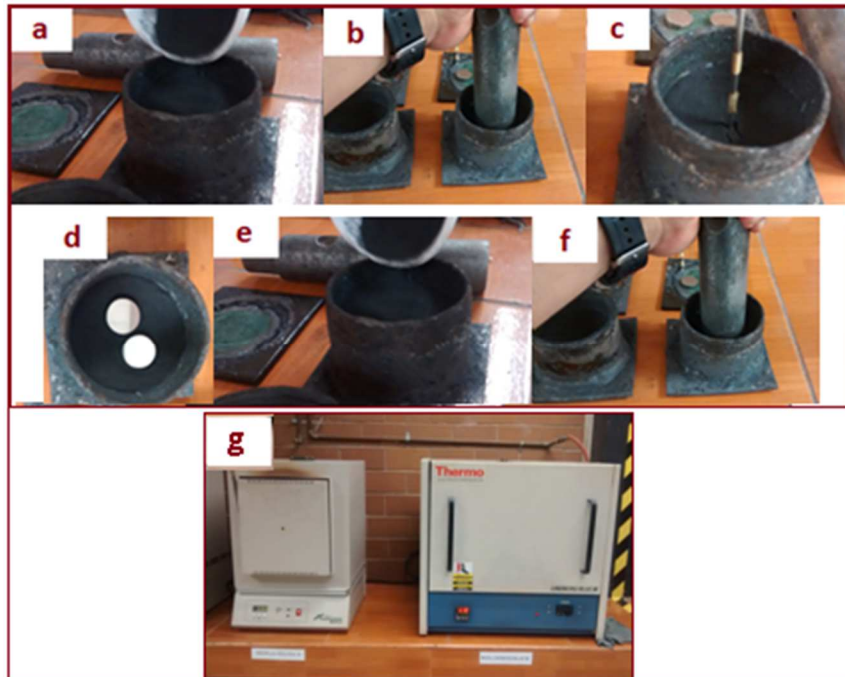
Se llevaron a cabo tratamientos térmicos para obtener muestras con diferentes microestructuras. El primer sistema busca obtener un recubrimiento boruro de hierro y sustrato ferrita-perlita, la segunda un recubrimiento boruro de hierro y sustrato martensita y la tercera es el acero normalizado AISI 4140.

El tratamiento termoquímico de borurado se realizó por empaquetamiento sólido a 6 muestras en contenedores de acero con carburo de boro en polvo Ekabor 2 tamizado a 6 $\mu\text{m}$ . Los contenedores se precalentaron con las muestras en una mufla marca Felisa



a 500°C, posteriormente las muestras se extrajeron y colocaron en la mufla Lindberg para el tratamiento de borurado a 900°C durante 1 hora.

Los contenedores se extrajeron del horno para enfriarlos lentamente hasta llegar a la temperatura ambiente. Bajo este procedimiento experimental se obtuvo el primer sistema (**B**) es decir, con recubrimiento de boruro y sustrato ferrita-perlita. La **Figura 10** muestra el procedimiento de preparación para el borurado de las probetas normalizadas.



**Figura 10.** (a) Tamizar a 6 micras el Ekabor 2 en 2/3 del contenedor, (b) compactar uniformemente el polvo, (c) medir 1cm de capa (d) colocar probetas a 2cm de separación, (e) esparcir 1cm de capa de Ekabor2 sobre las probetas, (f) compactar y medir 1cm de capa en la superficie, (g) precalentar y tratar térmicamente los contenedores en las muflas.

### 3.1.3 Tratamiento Térmico de Temple y Revenido

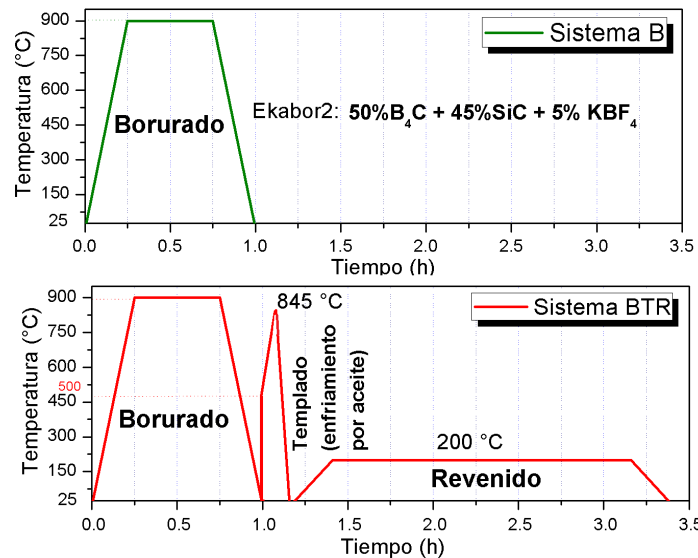
El segundo sistema se obtuvo templando y reviniendo las muestras boruradas (**BTR**). Una vez fuera del contenedor y limpiadas con un paño los residuos de Ekabor 2, se procedió a precalentarlas en la mufla Felisa a 500°C, mientras que la mufla Lindberg se fijaba a 845°C para el tratamiento de temple, el cual se realizó

durante 5 minutos, para luego enfriarlas inmediatamente en una cubeta con 6 litros de aceite. Las especificaciones del aceite utilizado se describen en la **Tabla 7**.

**Tabla 7.** Características del aceite para temple del acero AISI 4140.

ANÁLISIS TÍPICOS			
ENSAYOS	UNIDAD	VALOR	MÉTODO ASTM
Viscosidad a 100 °C	cSt	5.73	D-445
Viscosidad a 40	cSt	33.36	D-445
Índice de Viscosidad	—	112	D-2270
Punto de Inflamación, min.	°C	170	D-92
Gravedad Específica 15.6 °C	°C	0.8871	D-1298
Número de Base Total (TAN)	mg KOH / g	0.039	D-974
Velocidad de Temple	—	16	D-3520

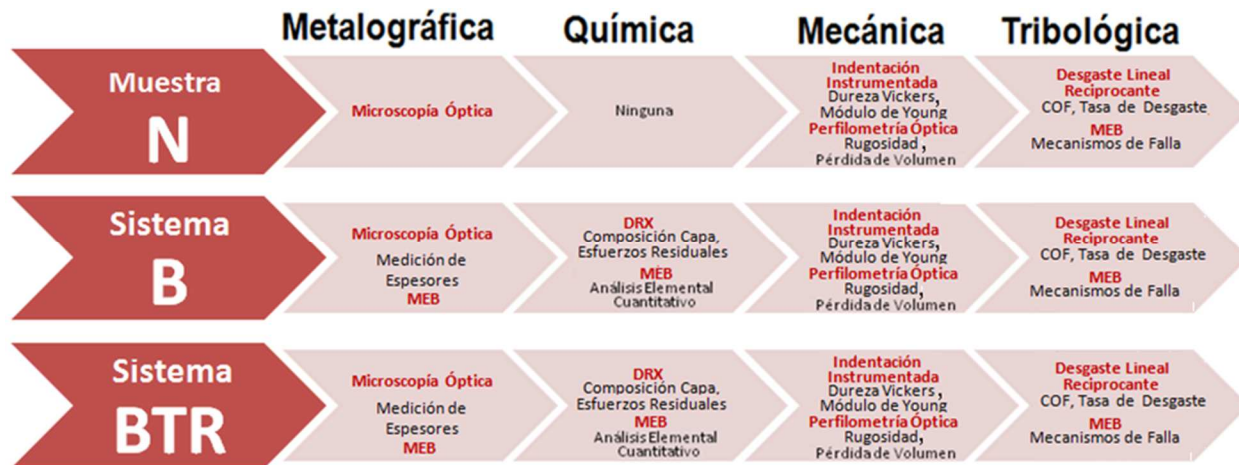
Las muestras fueron limpiadas del aceite con un paño y revenidas en un horno a 200°C durante 2 horas. De esta forma se obtuvieron tres muestras con recubrimiento monofásico de Fe<sub>2</sub>B y sustrato martensítico. Las tres muestras restantes de acero AISI 4140 normalizado es el tercer tipo de muestra (muestra **N**). La **Figura 11** resume la secuencia de los tratamientos realizados para obtener las muestras **B** y **BTR**, y la composición de la sustancia borurante utilizada Ekabor 2.



**Figura 11.** Esquema del diseño experimental de los tratamientos termoquímico y térmico.

### 3.2 Caracterización de Probetas Boruradas

El diseño experimental considera la evaluación mecánica, química y tribológica de tres tipos de muestras: la muestra de acero AISI 4140 normalizada (**N**) y las muestras de AISI 4140 con recubrimiento, las cuales se dividieron en dos diferentes sistemas capa-sustrato (**B** y **BTR**). En la **Figura 12** se observa el detalle de las caracterizaciones y los parámetros a obtener. La muestra **N** se considera como referencia por ser el estado inicial del material evaluado.



**Figura 12.** Caracterizaciones según el tipo de muestra y sistema.

#### 3.2.1 Metalografía

El proceso de preparación metalográfica para la observación de fases se lo describe paso a paso en la **Figura 13**.



**Figura 13.** (a) Barra de acero AISI4140 normalizada  $\Phi 19.05\text{mm} \times 30\text{cm}$ , (b) cortar probetas de 5mm de espesor, (c) desbastar la rebaba de los filos, (e) cortar muestra por la mitad en sección transversal, (f) montar en baquelita y granallas, (g) desbastar con lijas #80-120-240-360-400-600-1000-1500-2000, (h) pulir con alúmina de 0.03 micras y sílica coloidal de 0.06 micras, (i) atacar con nital al 3% por 3 segundos y limpiar con alcohol, (j) secar con aire caliente.

Para la medición de espesores de capa se utilizó un microscopio óptico marca Olympus (**Figura 14**) el cual permitió obtener imágenes digitales con ajustes de enfoque, brillo y contraste de hasta 1000 aumentos y medir en micras los espesores de capa.

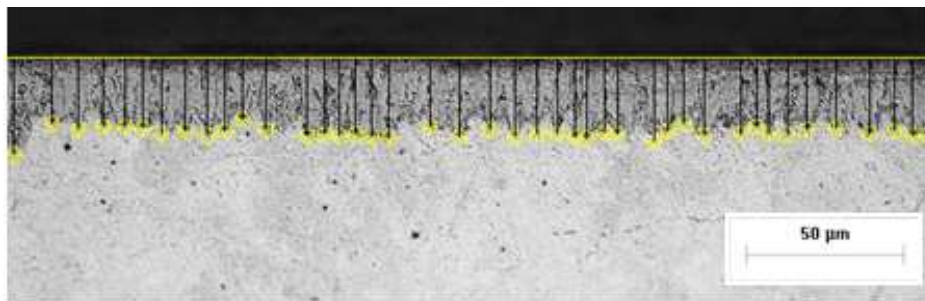


**Figura 14.** Microscopio óptico

A continuación se observan las fases de las sistemas **B** y **BTR** con el microscopio óptico. En ambas se observan la formación de una capa uniformemente oscura con

aserraciones en la interfase, además de la formación de fases diferentes en cada sustrato.

Se obtuvieron micrografías a 200 aumentos de secciones de la cara superior e inferior de la muestra. Se llevaron a cabo las mediciones tomando de referencia la línea de superficie del recubrimiento hasta la punta de cada aserración que se forma en la interfase recubrimiento-sustrato. De esta forma se procedió a tomar 40 mediciones por micrografía resultando en 240 mediciones por cada muestra acorde a la **Figura 15**. Los datos medidos se trataron por estadística descriptiva calculando la media y la desviación estándar.



**Figura 15. Medición de espesor de capa.**

### 3.3 Difracción de Rayos X

Se utilizó un difractómetro de la marca Bruker modelo D8 Advance con un tubo de rayos X con radiación de  $\text{Cu K}\alpha$  ( $\lambda = 1.54 \text{ \AA}$ ) con foco lineal, con 40 kV y 40 mA de potencia y un detector Lynxeye (**Figura 16**).



**Figura 16. Difractómetro de rayos X.**

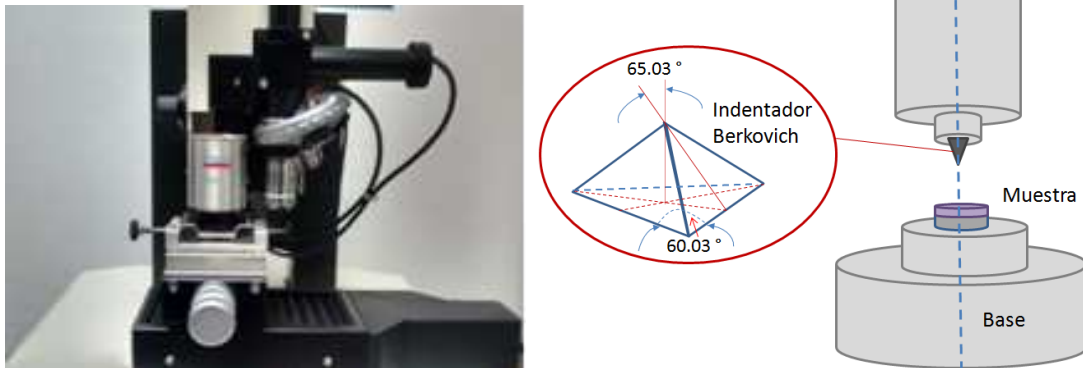
La identificación de las fases se realizó en cada muestra por haz rasante con barridos de 5 a 120 grados con un tamaño de paso de 0.02 durante 3450 segundos para cada medición. La técnica de haz rasante permite obtener el patrón de difracción en películas delgadas con mínima contribución del sustrato.

### **3.3.1 Esfuerzos Residuales en las Capas Boruradas**

Las deformaciones residuales se determinaron en la familia de planos {132} del compuesto  $\text{Fe}_2\text{B}$  de estructura tetragonal centrada en el cuerpo y usando un tubo con radiación  $\text{Cr-K}\alpha$  ( $\lambda = 2,291\text{\AA}$ ) y barrido  $2\theta = 144^\circ$ .

### **3.4 Indentación Instrumentada Berkovich**

Las pruebas de indentación instrumentada se realizaron con un equipo de marca CSM con indentador piramidal Berkovich punta de diamante de  $65,03^\circ$  y  $60,03^\circ$  (**Figura 17**).



**Figura 17. Indentador Instrumentado CSM.**

Para la obtención de perfiles de módulo de Young (**E**), Dureza Vickers (**HV**), Trabajo Elástico (**W<sub>e</sub>**) y Trabajo Plástico (**W<sub>p</sub>**) se aplicó: una carga de 100 miliNewtons, velocidad de carga 200 mN/min, velocidad de descarga 200 mN/min y coeficiente de Poisson de 0.3, durante 10 segundos por indentación. Se obtuvieron 3 perfiles de 8 indentaciones en la sección transversal de las sistemas **B** y **BTR**, con separación de 5  $\mu\text{m}$  entre indentaciones. Se promediaron estos perfiles y se determinaron las propiedades mecánicas de microdureza, módulo de elasticidad, trabajo elástico y trabajo plástico en la capa, interfase y sustrato. Mientras en la muestra **N** se realizaron 5 indentaciones superficiales cuyos valores obtenidos se promediaron por cada parámetro.

### 3.5 Caracterización Tribológica de las Capas Boruradas

#### 3.5.1 Procedimiento de las Pruebas de Desgaste

Las pruebas tribológicas se realizaron en condición seca y lubricada. Para la condición seca las pruebas se realizaron en un equipo marca Bruker, modelo UMT (**Figura 18**), en el cual se utilizó como contraparte una bola de alúmina de 6.63 mm de diámetro sobre la superficie plana de la muestra con movimiento relativo lineal recíprocante. Por cada muestra se utilizaron tres distancias de prueba: de 25 m, 50 m y 100 m, y para cada distancia se realizaron tres repeticiones. La finalidad de utilizar tres distancias diferentes fue para evaluar la tasa de desgaste progresiva de la capa y observar los mecanismos de desgaste. Al concluir cada prueba se fueron registrando en el

microscopio óptico las micrográficas a 100 aumentos de las huellas de desgaste, cuya longitud fue de 5mm, y las huellas de la contraparte se registraron a 200 aumentos. El equipo UMT también registró en tiempo real el coeficiente de fricción durante cada prueba.



**Figura 18.** Tribómetro para caracterizar el desgaste lineal recíprocante.

Para las pruebas en condición lubricada se seleccionó un aceite motor multigrado SAE 5W30 API FE (**Tabla 8**) de origen mineral el cual se utiliza para lubricar motores a gasolina de automóviles y camiones de servicio liviano. Se seleccionó este aceite porque ofrece la menor cantidad de aditivos antidesgaste y esto se refleja al tener la menor viscosidad a temperatura ambiente entre los aceites de su tipo. Además de su bajo costo y fácil adquisición. De esta forma el análisis se enfoca a la evaluación del desempeño de los sistemas capa-sustrato **B** y **BTR** con el menor aporte posible de protección de la capa lubricante.

**Tabla 8.** Características del aceite motor multigrado 5W30.

ENSAYOS	UNIDAD	VALOR	MÉTODO ASTM
Clasificación API de servicio	—	SN	
Gravedad API	—	33	
Gravedad Especifica	—	0,86	
Punto de Fluidiez	°C	-36	
Punto de Inflamación, mín.	°C	220	D-92
Viscosidad a 40 °C	cSt	60.42	
Viscosidad a 100 °C	cSt	10.2	D-445
Índice de Viscosidad	—	157	D-2270



En la **Tabla 9** se resume los parámetros de condición para cada prueba.

**Tabla 9.** Condiciones de las pruebas de desgaste

CONDICIÓN	SECA	LUBRICADA
Fuerza Normal	20N	40N
Lubricación	No aplica	Aceite Multigrado SAE 5W30
Material Contraparte		Alúmina
Diámetro Contraparte		6.63 mm
Tipo de Indentador		Esférico
Temperatura Ambiente		25 °C
Longitud Carrera		5mm
Frecuencia de Oscilación		5 Hz
Duración Pruebas / Distancias		2800 s / 25m
		5600 s / 50m
		11200 s / 100m

### 3.5.2 Determinación de la Tasa de Desgaste

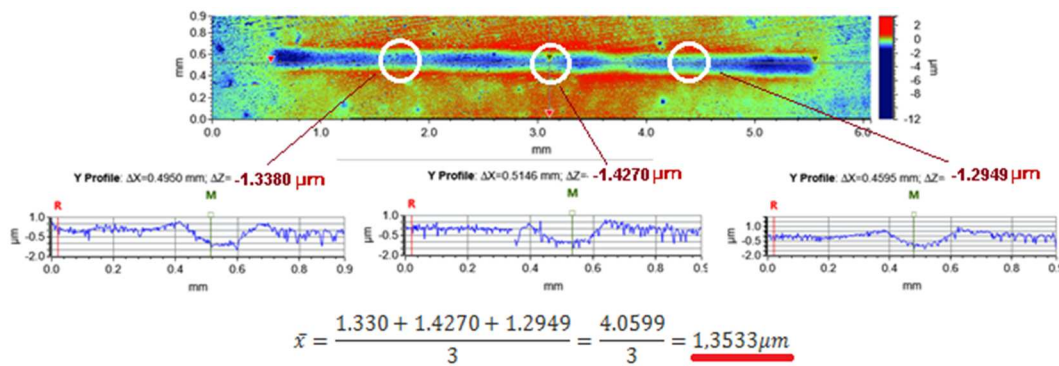
El método más sencillo consiste en pesar la muestra y contraparte antes y después de la prueba y obtener la masa perdida por diferencia. Sin embargo, si la pérdida de material es muy pequeña, limita el uso de la técnica convencional y la cantidad de volumen perdido debe medirse a través de un perfilómetro óptico. Posteriormente a las pruebas de desgaste se utilizó un perfilómetro óptico de marca Bruker (**Figura 19**) para determinar los perfiles ópticos de las huellas, mediante la medición de la profundidad de huella y la pérdida de volumen.



**Figura 19.** Perfilómetro Óptico.

En esta parte se siguieron dos lineamientos establecidos por la norma ASTM G133: **(a)** la desviación estándar de las 3 mediciones del volumen perdido por cada tipo de muestra y longitud de prueba, no deben diferir en más del 25%, **(b)** la rugosidad superficial de la muestras debe estar en el intervalo de  $0.02 \mu\text{m}$  y  $0.05 \mu\text{m}$  antes de la prueba de desgaste.

Para la medición de la pérdida de volumen se empleó una función que permitía aplicar patrones geométricos que se adaptan a la forma de la huella y delimitan el área donde se requiere determinar la pérdida de volumen en  $\mu\text{m}^3$ . Para determinar la profundidad de una huella se la midió en tres puntos equidistantes en la línea de sección longitudinal, como se representa en la **Figura 20**.



**Figura 20.** Metodología de medición de profundidad de huella.

Finalmente se utilizó la fórmula de la **ecuación 21** para calcular y graficar las tendencias de la Tasa de Desgaste en las tres probetas.

### 3.6 Observación de los Mecanismos de Desgaste Superficial

Para la observación de los mecanismos de desgaste en las huellas se utilizó un microscopio electrónico de barrido marca JEOL 6300 el cual se observa en la **Figura 21**.



**Figura 21. Microscopio electrónico de barrido JEOL**

El análisis composicional cuantitativo y cualitativo se realizó en la sección transversal de los sistemas **B** y **BTR** para observar la morfología y aserraciones de las capas y para determinar el porcentaje de elementos presentes tanto en la capa como en la interfase.

Además mediante el análisis cualitativo se observaron las huellas de desgaste para determinar si hubo transferencias de partículas del indentador hacia la superficie desgastada, de esta forma se evalúa la severidad de los mecanismos de desgaste presentes.

# CAPÍTULO 4

## 4. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

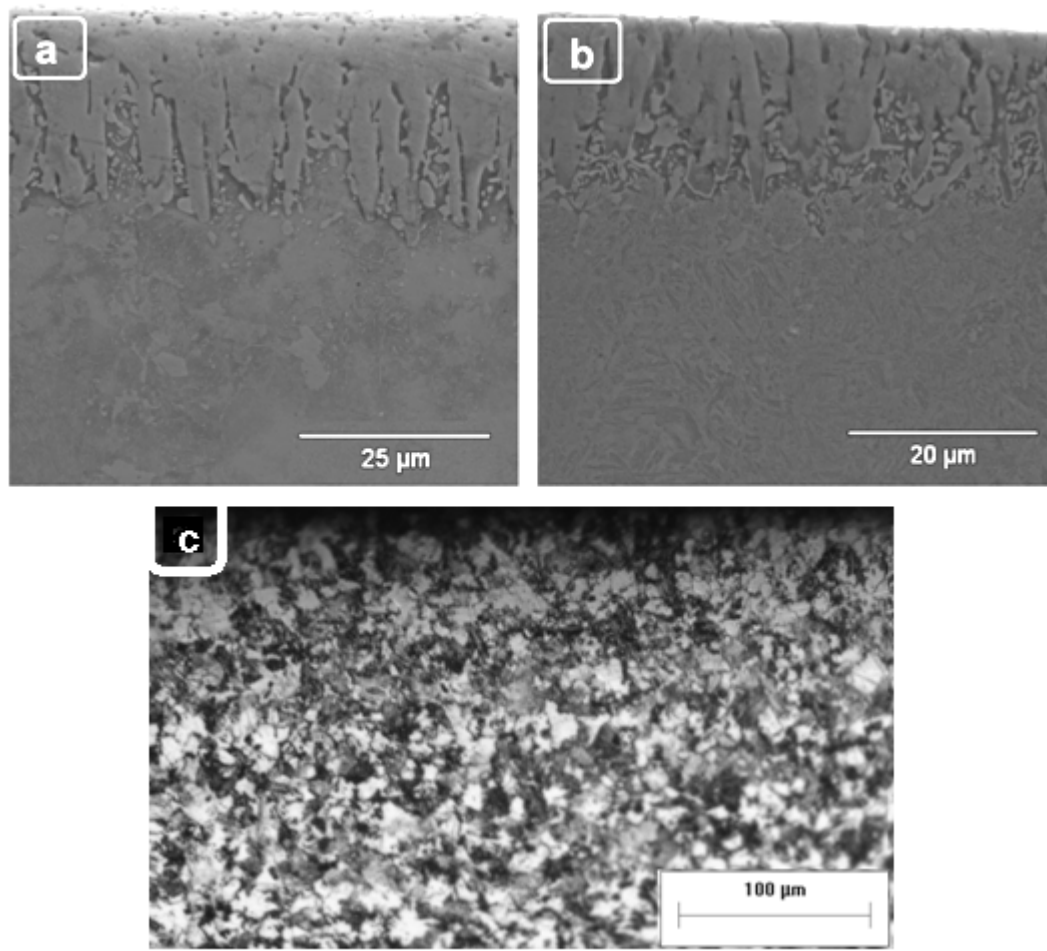
### 4.1 Caracterización Metalográfica de las Muestras Boruradas

En la **Figura 22** se presentan las metalografías de las condiciones B y BTR en donde se observa la formación de una capa uniforme de boruro aserrada sobre la superficie del acero ( $\text{Fe}_2\text{B}$ ).

En la **Figura 22a** se observa la microestructura del sistema **B** en sección transversal se distingue claramente la capa superficial y sus aserraciones en un tono más oscuro. Mientras el sustrato presenta una microestructura característica de la fase ferrita-perlita.

En la **Figura 22b** se observan cambios en la morfología de las aserraciones del sistema **BTR** (interfase recubrimiento-sustrato) las cuales están más achatadas y más cortas. También se observa una mayor cantidad de líneas irregulares transversales en la capa que parten desde la superficie lo que se vincula con un agrietamiento de la capa por la diferencia de coeficientes de dilatación térmica entre el sustrato y la capa producto del tratamiento térmico de temple en aceite.

En la **Figura 22c** se visualiza el sistema **B** donde se identifica con mayor claridad la microestructura característica de las fases ferrita + perlita del sustrato.



**Figura 22.** (a) Micrografía del sistema B tomada en el microscopio electrónico de barrido (MEB) (b) Micrografía del sistema BTR tomada en el MEB (c) Micrografía del sistema B tomada en el microscopio óptico.

#### 4.1.1 Medición de los Espesores de Capa

El espesor de capa de la condición B presentó una reducción de 3.8  $\mu\text{m}$  al aplicar los tratamientos térmicos postratamiento de borurado. El espesor de las condiciones B y BTR resultaron en 26.5 y 22.7  $\mu\text{m}$ , respectivamente. Estos resultados coincidieron con la observación de aserraciones más cortas y achatadas en el sistema **BTR**.

Este fenómeno sucedió durante el tratamiento de temple al incrementar la temperatura del sistema **B** a más de 700 °C en una atmósfera desprotegida lo que produjo la descarburización de la muestra. Es decir, hubo una pérdida superficial de átomos de carbono y de boro que disminuyó la dureza superficial.

Los elementos aleantes como el molibdeno y el manganeso incidieron en el decrecimiento del espesor de capa y en la formación de aserraciones poco profundas,

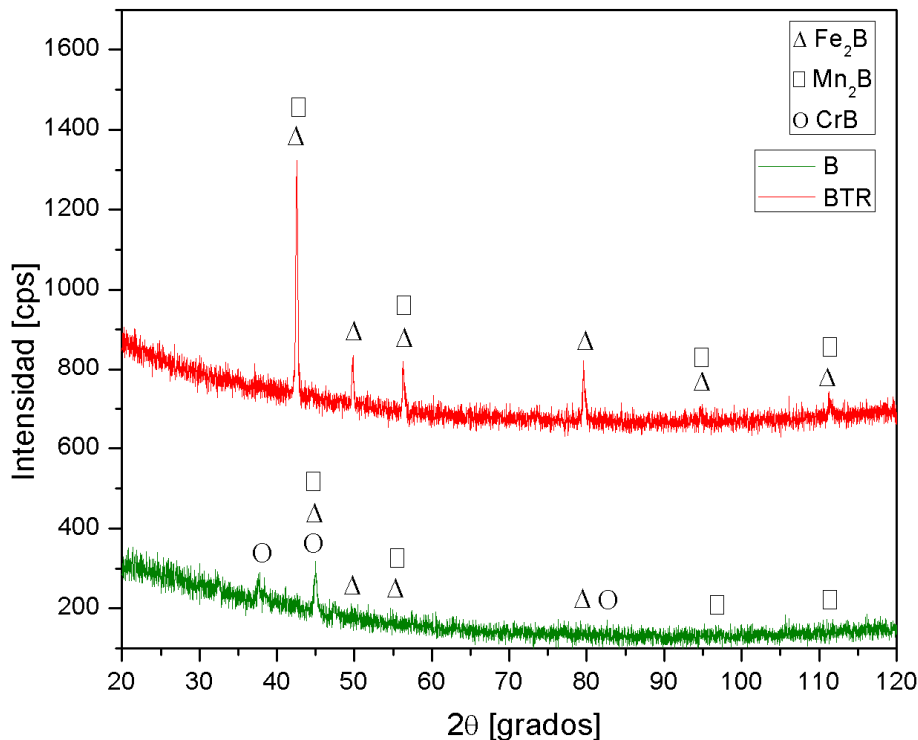
mientras que el silicio presente en el sustrato también contribuyó para el efecto de este fenómeno.

## 4.2 Caracterización por Difracción de Rayos X

### 4.2.1 Identificación de Fases y Composición Química

En la **Figura 23** se presenta los difractogramas por haz rasante de las condiciones B y BTR. En el sistema B se observó la formación de las fases  $\text{Fe}_2\text{B}$ ,  $\text{Mn}_2\text{B}$  y  $\text{CrB}$ . Mientras en sistema BTR se observó la formación de las fases  $\text{Fe}_2\text{B}$  y  $\text{Mn}_2\text{B}$ .

La ausencia de la fase  $\text{CrB}$  en el sistema **BTR** se debe al rompimiento de los enlaces covalentes de la molécula, donde el átomo de boro libre migra hacia la superficie y el átomo de cromo contribuye la formación de porosidades, cambiando la apariencia visual de la capa. Asimismo el cromo afectó en la disminución del espesor de capa de boruro y al aplanamiento de las aserraciones en la interfase [7].



**Figura 23.** Difractogramas de los sistemas B y BTR.

## 4.2.2 Esfuerzos Residuales en la Capa Superficial

En la condición **B** el esfuerzo residual superficial fue de **-730 MPa**. La formación de los esfuerzos residuales compresivos en la superficie del acero son de origen térmico; ya que durante el proceso de difusión del boro hacia la matriz de hierro se formaron boruros tipo Fe<sub>2</sub>B, CrB y Mn<sub>2</sub>B generando estructuras cristalinas más compactas en la superficie que en la matriz ferrítico - perlítica del propio acero. Además, los coeficientes lineales de expansión térmica (capa =  $5.1 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$  y sustrato =  $12 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ ) durante el enfriamiento contribuyen de forma importante en la generación de los esfuerzos residuales.

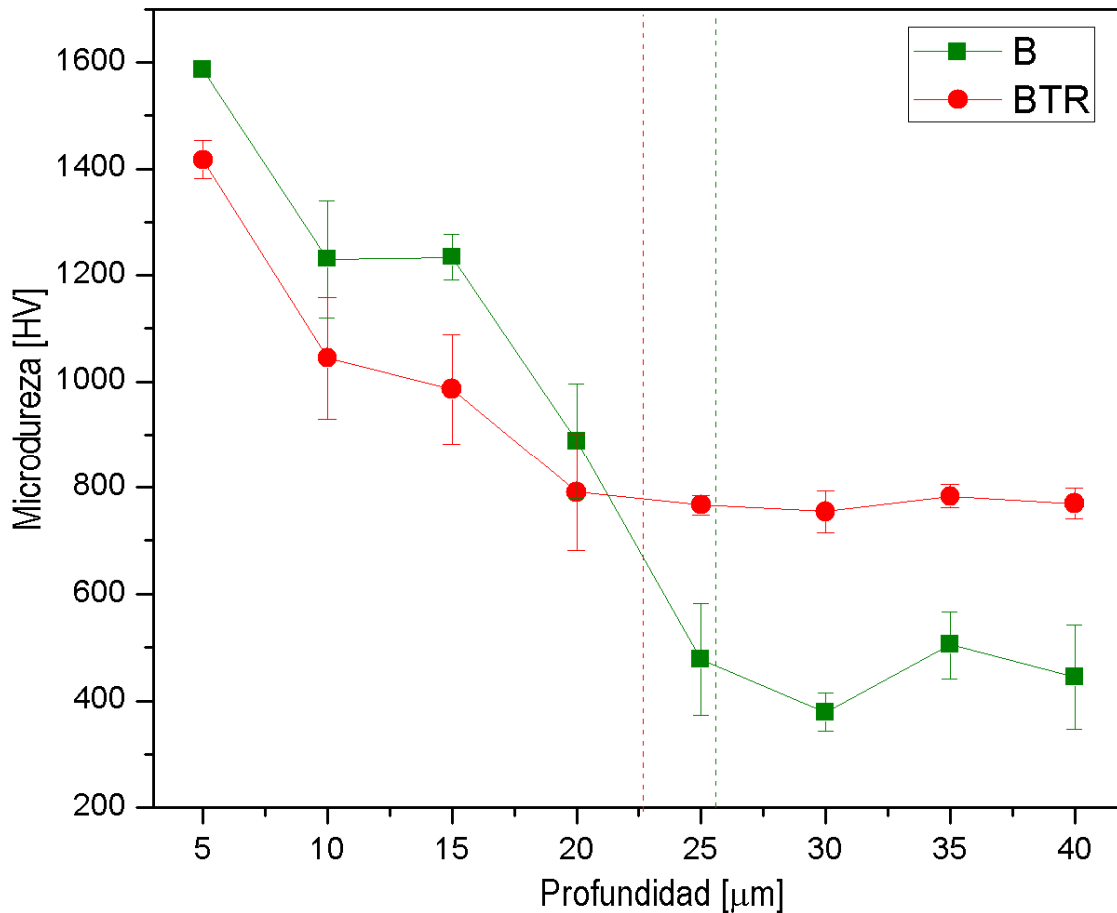
En el sistema **BTR** el esfuerzo residual fue de 100 MPa. Los tratamientos térmicos posteriores al borurado produjeron el agrietamiento de la capa por efecto del temple y además incidieron en el alivio de esfuerzos residuales compresivos a tensiles por efecto del revenido. Esto también corrobora el comportamiento anisotrópico de la fase Fe<sub>2</sub>B y del acero AISI 4140 lo cual indica una variación en las propiedades de dureza y módulo de elasticidad de la capa y el sustrato (véase sección 4.3).

## 4.3 Indentación Instrumentada

### 4.3.1 Microdureza

En la **Figura 24** se observan los perfiles de dureza de los sistemas B y BTR cuyos valores máximos de dureza, son en las capas y cercano a la superficie, estos valores son 1586HV y 1417HV respectivamente. La diferencia es de 169 HV. La microdureza obtenida en la muestra N fue de 408.84 HV.





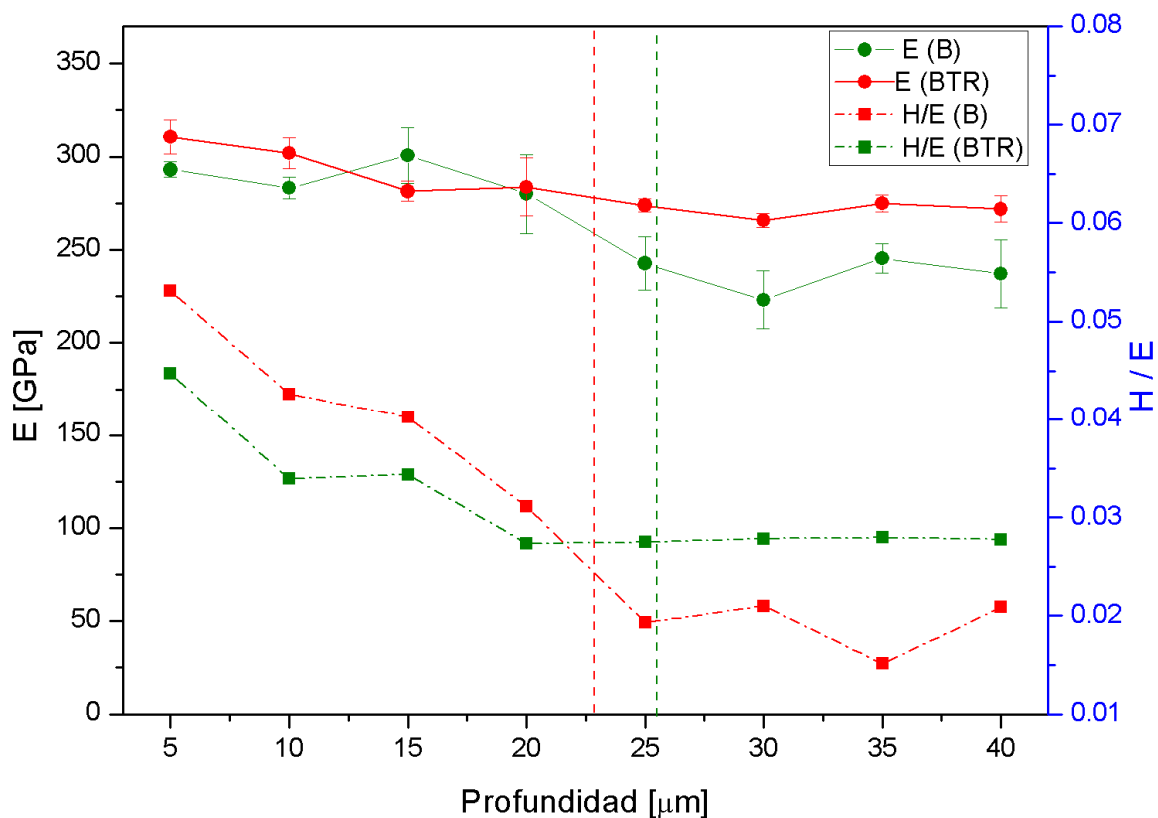
**Figura 24.** Perfiles de dureza por indentación instrumentada de las condiciones B y BTR.

Estos resultados corroboran lo observado en el microscopio óptico respecto a la disminución del espesor de capa. La dureza de la capa disminuyó después del tratamiento térmico por la pérdida de átomos intersticiales de boro al romperse varios enlaces de las moléculas  $\text{Fe}_2\text{B}$ , los átomos de boro se difundieron a la superficie junto a los átomos de carbono durante el fenómeno de descarburización. También se comprueba el cambio de fases del sustrato observado en microscopía óptica, en el sistema B se observó la fase ferrita + perlita y en el sistema **BTR** se observó la fase martensita. Las durezas obtenidas son las durezas características de este acero grado herramienta.

### 4.3.2 Módulo de Elasticidad

La **Figura 25** muestra el módulo de elasticidad y su relación con la dureza de los sistemas **B** y **BTR** en diferentes profundidades.

El módulo de elasticidad de la capa del sistema **B** varía entre 280 y 300 GPa (izquierda de línea verde), y en el sustrato entre 222 y 248 GPa. Mientras el módulo de elasticidad de la capa en el sistema **BTR** resultó entre 281 y 310 GPa (izquierda de línea roja) y en el sustrato entre 265 y 275 GPa, mientras que para la muestra **N** fue de 276 GPa.



**Figura 25.** Gráfica comparativa de los perfiles del módulo de elasticidad y la relación H/E de los sistemas B – BTR.

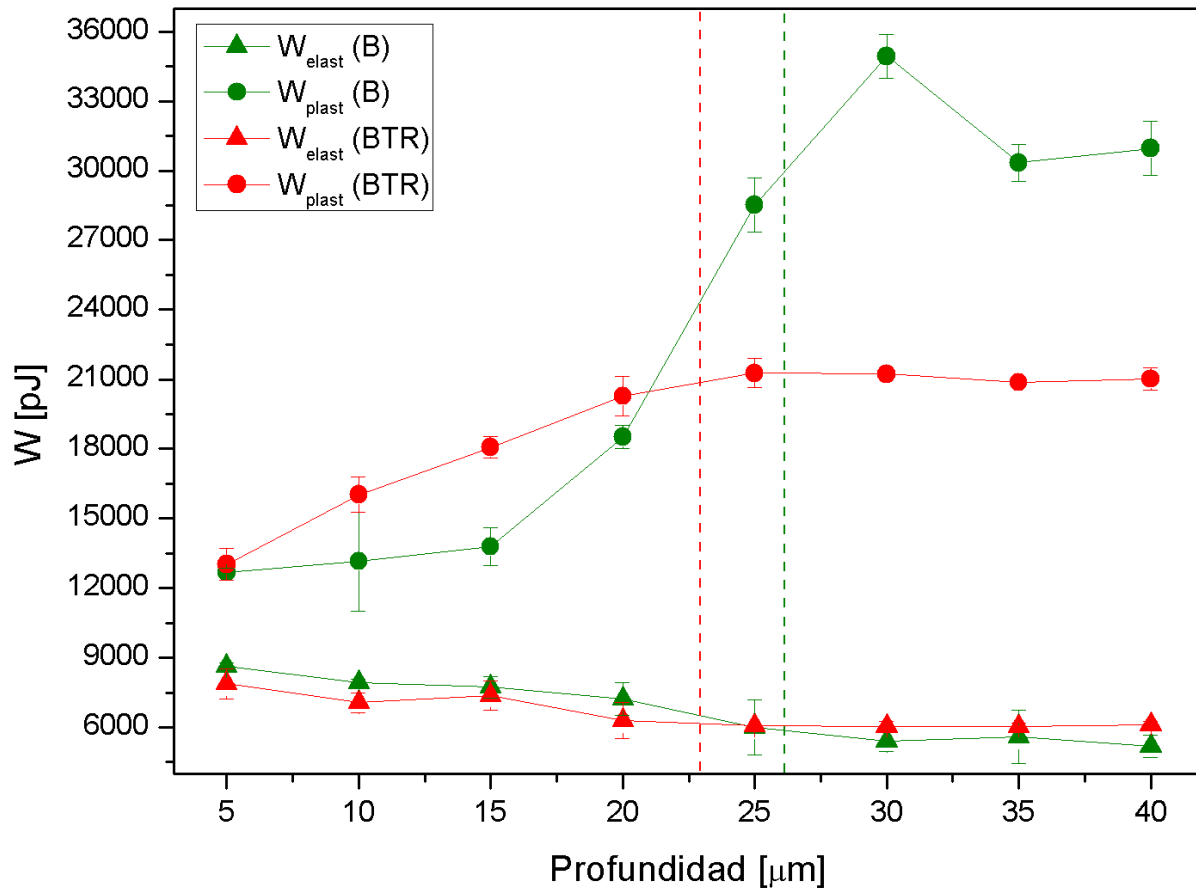
Estos resultados respaldan la anisotropía de la capa y el sustrato observada en los resultados de la dureza. En la Indentación a 20  $\mu\text{m}$  cercana a la interfase del sistema **BTR**, se corrobora la formación de otras fases en la capa aparte de la  $\text{Fe}_2\text{B}$  ya que la

variación de la tendencia indica que se indentó una fase de distinta propiedad mecánica (CrB o Mn<sub>2</sub>B) identificada por Difracción de Rayos X. Hay mayor homogeneidad en las propiedades mecánicas de ambos sustratos ya que se observa una tendencia uniforme en los perfiles de dureza. Respecto a la comparación de la relación de dureza-módulo de elasticidad (H/E) de los sistemas **B** y **BTR** se observa que **B** es mayor que **BTR** en la capa y el diferencial es máximo en la superficie 0.0084 y que se va reduciendo a mayor profundidad hasta 0.00376 por lo tanto esto predice que la capa B presentará una mayor resistencia al desgaste deslizante que la capa BTR, esto quiere decir que bajo la misma carga el sistema BTR llegará primero a su límite elástico y se deformará de forma plástica antes que el sistema **B**.

#### 4.3.3 Trabajo Elástico y Trabajo Plástico

En la **Figura 26** se comparan el trabajo plástico ( $W_{\text{plast}}$ ) y el trabajo elástico ( $W_{\text{elast}}$ ) de los sistemas **B** y **BTR**. En la capa del sistema **B** se puede observar que la brecha de la curva  $W_{\text{elast}}$  y  $W_{\text{plast}}$  es más angosta y al aumentar la profundidad en la interfase hasta el sustrato estas curvas se separan. Esto indica que la capa ofrecerá mayor trabajo elástico bajo una determinada presión de contacto antes de llegar al esfuerzo de cedencia y luego empezar a realizar trabajo plástico con relación a su sustrato ferrita + perlita. El trabajo elástico es 2.5 veces mayor en la capa que en el sustrato. Los valores de  $W_{\text{elast}}$  y  $W_{\text{plast}}$  del sustrato son aproximados a los de la muestra **N** porque presentan fase ferrita-perlita en su microestructura, El trabajo elástico para la muestra **N** fue de **4428.165pJ** mientras el trabajo plástico resultó en **31105.01 pJ**.

Para el sistema **BTR** se observa que en la capa (izquierda de la línea discontinua roja) hay una brecha que va en aumento entre  $W_{\text{plast}}$  y  $W_{\text{elast}}$ .



**Figura 26.** Gráfica del perfil de energías elástica - plástica de los sistemas B y BTR.

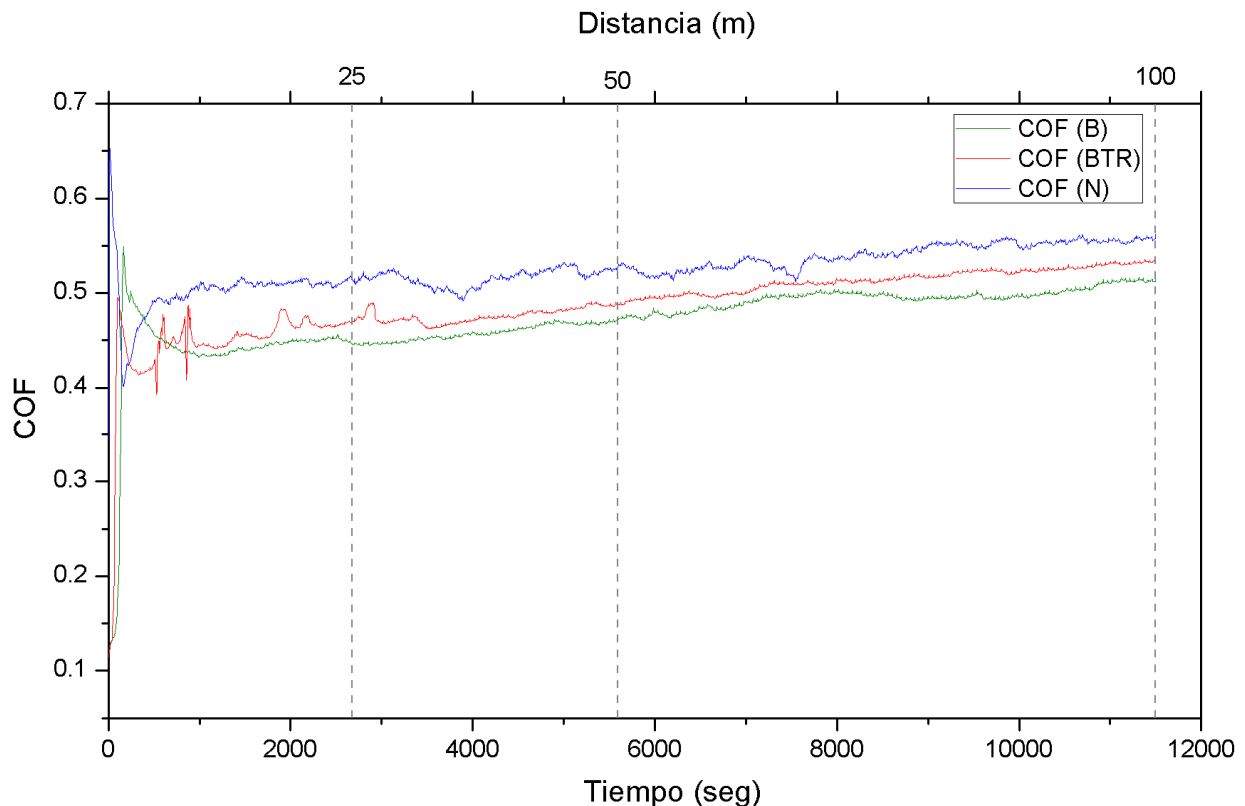
Además se observa que la capa tiene menor diferencia de energía que en el sustrato pero mayor en relación al sistema **B**. Para este caso el trabajo elástico es 1.58 veces mayor en la capa que en el sustrato. Comparando las capas de ambos sistemas, se tiene que la capa **B** ofrece un 10.58% más de trabajo elástico que la capa **BTR**, y el sustrato de **BTR** ofrece 15.28% más de trabajo elástico que el sustrato **B**.

## 4.4 Caracterización Tribológica

### 4.4.1 Coeficiente de Fricción

En la **Figura 27** se muestran las tendencias típicas y representativas de las repeticiones del coeficiente de fricción (COF) para los tres tipos de probetas en la

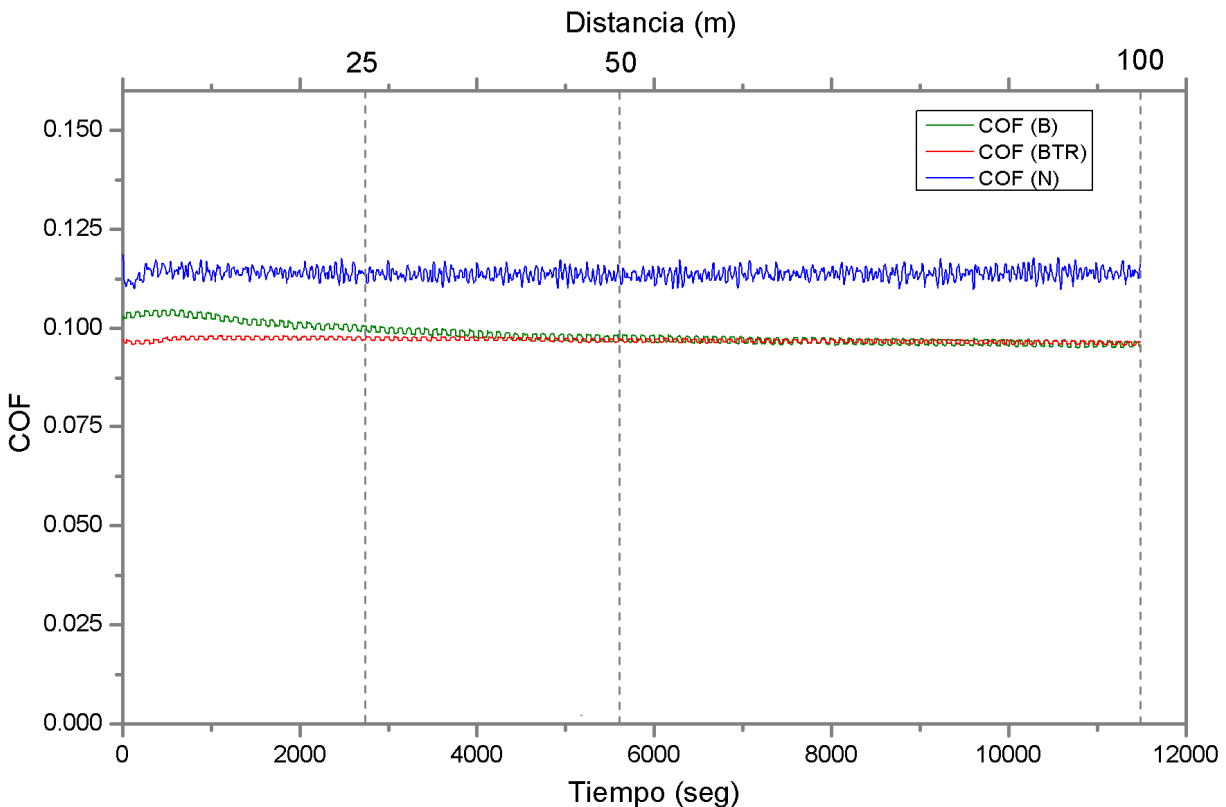
condición seca. Se calculó el valor promedio de cada uno y se obtuvo que para el sistema **B** el COF es **0.47**, para el sistema **BTR** es **0.49** y para la muestra **N** es **0.53**. Se observa que al inicio de las tres curvas (presentadas en la Figura 35) se presentan valores altos del COF durante la prueba y esto se debe a que se requiere de una variación de fuerza tangencial lo suficientemente alta para que el indentador inicie el deslizamiento y posteriormente mantenga el movimiento sobre la superficie. La fuerza tangencial es la fuerza paralela a la superficie y opuesta a la dirección de movimiento del indentador. La curva de la muestra **N** presenta la mayor amplitud-oscilación o “stick-slip” respecto a las curvas de los sistemas **B** y **BTR**; esto indica una mayor disipación de energía entre las caras de contacto, además se observa una ligera tendencia de aumento progresivo del COF a mayor distancia. Es probable que a los 35 m y 60 m existan variaciones en los mecanismos de desgaste. Los sistemas **B** y **BTR** tienen tendencias similares a la muestra **N**, sin embargo el sistema **B** presentó el menor coeficiente de fricción durante toda la prueba lo que representa una menor tasa de desgaste en relación al sistema **BTR**.



**Figura 27.** Tendencia del coeficiente de fricción en condición seca.

En la **Figura 28** se muestran las tendencias del coeficiente de fricción para los tres tipos de muestras en la condición lubricada. El valor promedio para el sistema **B** el COF es **0.098**, para el sistema **BTR** es **0.097** y para la muestra **N** es **0.114**.

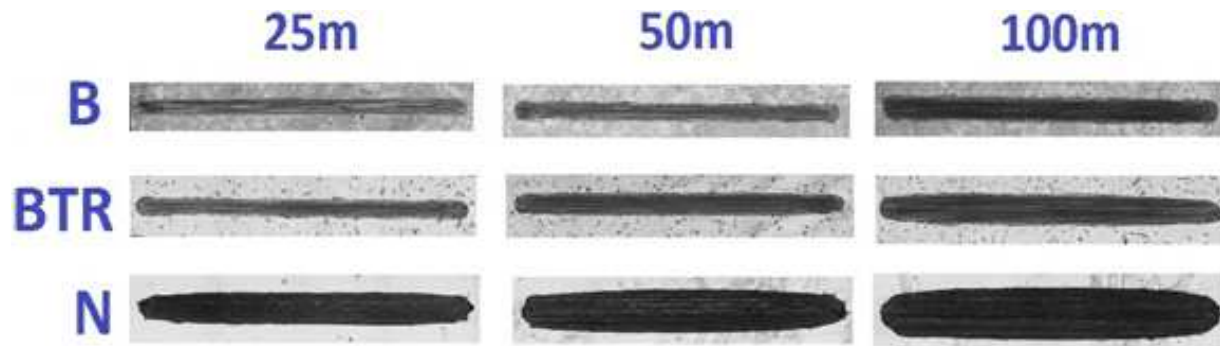
La proporción del COF en las pruebas lubricadas es 4 veces menor que en las pruebas en seco. Las tres curvas presentaron tendencias en estado estable. La curva **N** presenta mayor “stick slip” lo que indica mayor pérdida de energía durante la prueba. La curva **B** presenta mayor coeficiente de fricción que **BTR** en el intervalo de 0 a 50 metros. Este descenso del COF es posible que corresponda a la disminución progresiva de los esfuerzos residuales en la capa por acción de la carga del indentador y la película elastohidrodinámica que facilita la distribución de la presión en la superficie. Sin embargo los resultados muestran una mayor tasa de desgaste en la huella del sistema **B** en relación al sistema **BTR**.



**Figura 28.** Tendencia del coeficiente de fricción en condición lubricada.

#### 4.4.2 Tasa de Desgaste

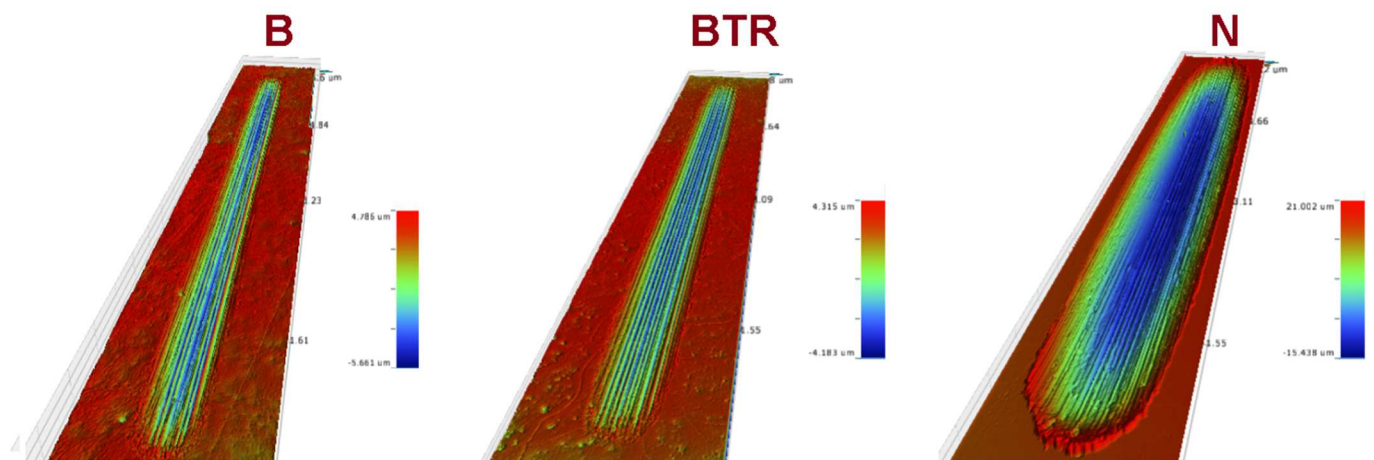
La **Figura 29** muestra las huellas de desgaste en condiciones seca de las tres muestras a diferentes distancias comparando las condiciones estudiadas, se observa que existe diferencia en el ancho del canal entre las muestras **N** y los sistemas **B** y **BTR**.



**Figura 29.** Micrográficas de las pruebas de desgaste en condición seca a 10x.

Además se aprecia que los anchos de canal y las severidades de desgaste son menores en la distancia de 25m y los mayores en las huellas de 100m.

En las perfilometrías de la **Figura 30** al comparar las huellas **B** y **BTR**, se observa que las huellas son más anchas y el color de los interiores de huella son uniformes en las huellas **BTR** que las huellas **B**. Acorde a lo observado hay mayor pérdida de volumen y profundidad en las huellas **BTR** con respecto a las huellas **B**.

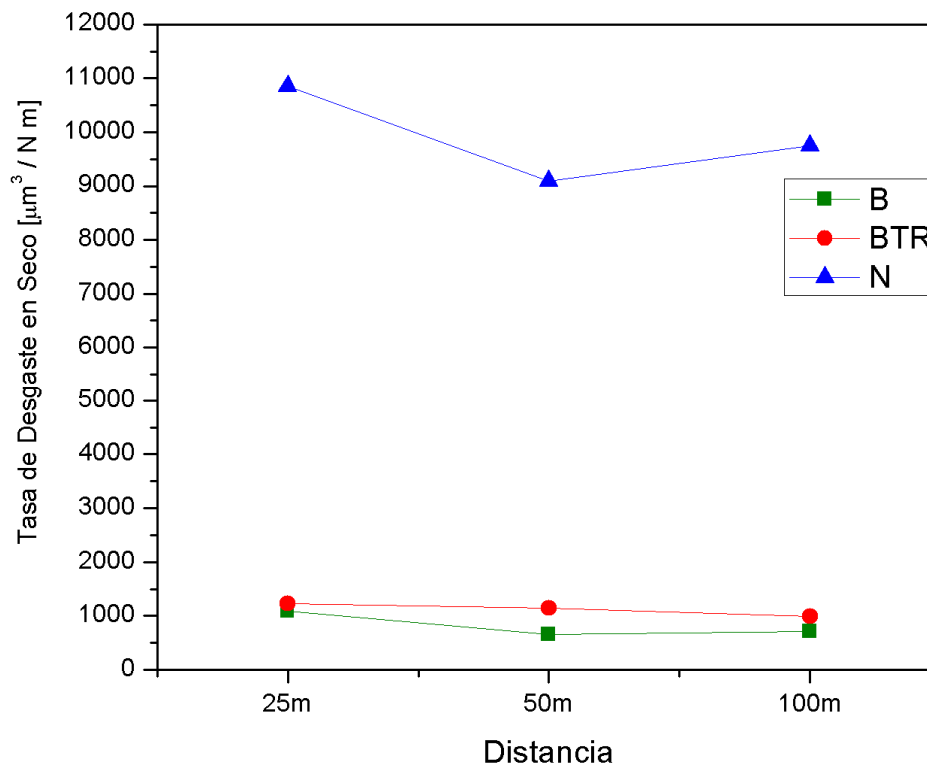


**Figura 30.** Perfilometría óptica de huellas desgastadas a 100m en condición seca.

La **Tabla 10** y la **Figura 31** muestran los resultados de la determinación de la tasa de desgaste en condición seca. Se observa que la tasa de desgaste en condición seca es aproximadamente 10 veces mayor para la muestra **N** en relación a los sistemas **B** y **BTR**. La tasa de desgaste del sistema **BTR** es ligeramente mayor en 1.37 veces que el sistema **B**.

**Tabla 10.** Cálculo de la tasa de desgaste en condición seca.

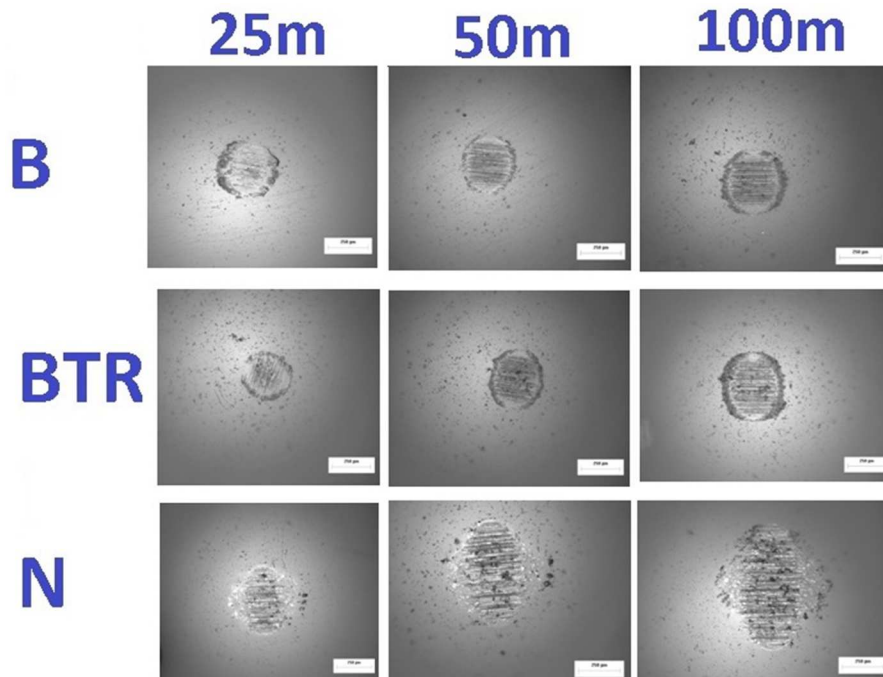
PROBETA	L Distancia (m)	h Profundidad ( $\mu\text{m}$ )	V Volumen Perdido ( $\mu\text{m}^3$ )	F Carga (N)	Tasa de Desgaste $\frac{\mu\text{m}^3}{Nm}$
<b>B</b>	25	1.42	5.4E+05	20	<b>1088.0</b>
	50	1.90	8.5E+05	20	<b>654.9</b>
	100	3.43	1.4E+06	20	<b>705.9</b>
<b>BTR</b>	25	1.85	6.1E+05	20	<b>1228.0</b>
	50	2.91	1.1E+06	20	<b>1142.8</b>
	100	4.12	1.7E+06	20	<b>993.1</b>
<b>N</b>	25	6.78	5.4E+06	20	<b>10850.0</b>
	50	12.24	1.6E+07	20	<b>9088.0</b>
	100	18.66	2.0E+07	20	<b>9754.0</b>



**Figura 31.** Tasa de desgaste en condición seca.



Las micrografías de la contraparte de la **Figura 32**, muestran que **N** tiene mayor pérdida de volumen en relación a **B** y **BTR**. Mientras se observa que la huella de la contraparte **BTR** tiende a ser más ovalada que redonda por lo que se forma un diámetro mayor, lo que indica una mayor pérdida de volumen en las huellas **BTR** en relación a las huellas de **B**.

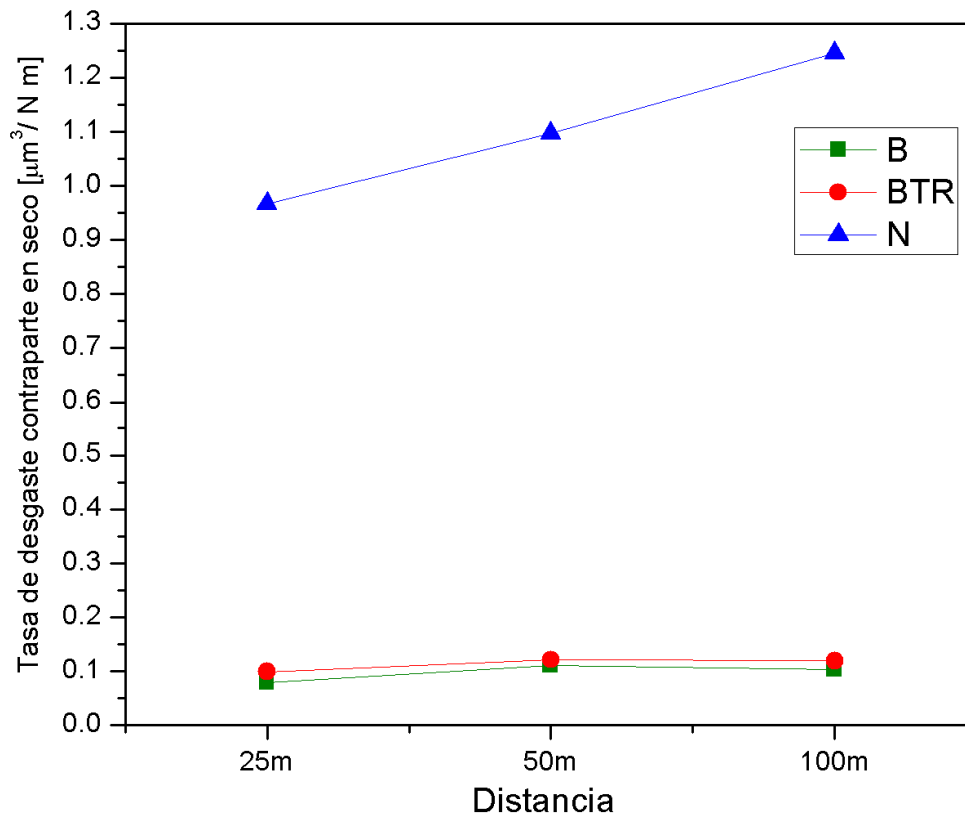


**Figura 32.** Micrografías de la contraparte de las pruebas de desgaste en condición seca.

En la **Tabla 11** y en la **Figura 33** se observa la tasa de desgaste de las contrapartes (calculada con la Ecuación 21) para cada muestra en la condición seca en donde se observan tendencias muy similares a la tasa de desgaste de las huellas en condición seca pero en mayor escala. Estos resultados corroboran que las curvas obtenidas en las huellas en condición seca son correctas al igual que las observaciones realizadas.

**Tabla 11.** Cálculo de la tasa de desgaste de la contraparte en condición seca.

PROBETA	L	D	A	B	Volumen Perdido ( $\mu\text{m}^3$ )	F Carga (N)	Tasa de Desgaste
	Distancia (m)	Diámetro ( $\mu\text{m}$ )	( $\mu\text{m}$ )	( $\mu\text{m}$ )			$\frac{\mu\text{m}^3}{Nm}$
<b>B</b>	25	6.6E-03	236.8	197.4	<b>3.9E+10</b>	20	<b>0.08</b>
	50	6.6E-03	300.0	276.3	<b>1.1E+11</b>	20	<b>0.11</b>
	100	6.6E-03	352.6	313.6	<b>2.0E+11</b>	20	<b>0.10</b>
<b>BTR</b>	25	6.6E-03	251.3	208.9	<b>4.9E+10</b>	20	<b>0.10</b>
	50	6.6E-03	305.5	284.3	<b>1.2E+11</b>	20	<b>0.12</b>
	100	6.6E-03	365.8	326.3	<b>2.4E+11</b>	20	<b>0.12</b>
<b>N</b>	25	6.6E-03	494.7	268.4	<b>4.8E+11</b>	20	<b>0.97</b>
	50	6.6E-03	615.8	315.8	<b>1.1E+12</b>	20	<b>1.10</b>
	100	6.6E-03	757.9	384.4	<b>2.5E+12</b>	20	<b>1.24</b>

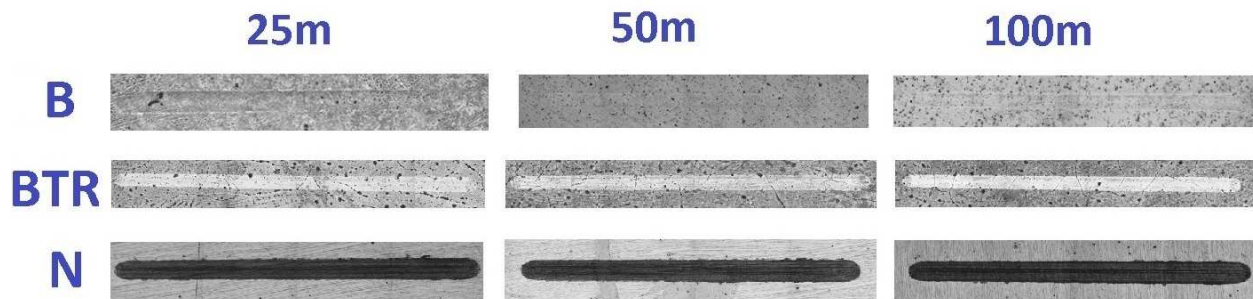


**Figura 33.** Tasa de desgaste de contraparte en condición seca.

Al correlacionar estas tendencias con las profundidades de huella, se observa que el sistema **BTR** presenta una mayor profundidad que el sistema **B** en prácticamente la misma proporción 1.31. Este resultado indica que una mínima diferencia en los coeficientes de fricción proporciona una tasa de desgaste diferente en proporción, donde el sistema **B** presentó el menor coeficiente de fricción, en este caso, obtuvo una mejor resistencia al desgaste que el sistema **BTR**. Los fuertes enlaces de las microestructuras de boruros presentes en la superficie, los esfuerzos residuales compresivos, la capacidad de trabajo elástico superior de la capa del sistema capa-sustrato **B** incidieron como factores determinantes para una mejor resistencia al desgaste.

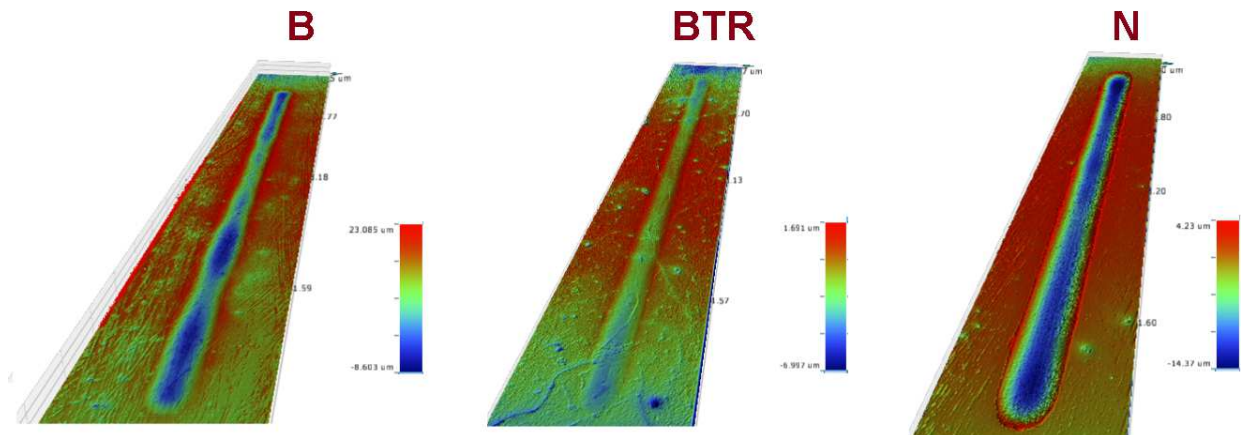
La **Figura 34** muestra las micrografías de las huellas en condición lubricada. Se observa una marcada diferencia en el ancho de huellas y severidad del desgaste (tonos oscuros dentro de la huella) entre la muestra **N** y las huellas de los sistemas **B** y **BTR**. No se aprecian aumentos en los anchos de huella respecto a la distancia.

Al comparar los sistemas **B** y **BTR** para cada distancia se puede observar que solo en **BTR** se distingue fácilmente las huellas en tono claro, mientras que en **B** se observan ligeramente los perfiles de huella del mismo color de la superficie.



**Figura 34.** Micrografías de las pruebas de desgaste en condición lubricada.

En las perfilometrías de la **Figura 35** se aprecia con mayor claridad las grietas superficiales en sistema **BTR** y se distinguen que las huellas son ligeramente menos anchas que las huellas del sistema **B**. Inclusive se visualiza una mayor área en color azul en las huellas del sistema **B** lo que indica una mayor profundidad. Por lo que se concluye que la profundidad de huella y pérdida de volumen del sistema **B** es ligeramente mayor que en el sistema **BTR**.

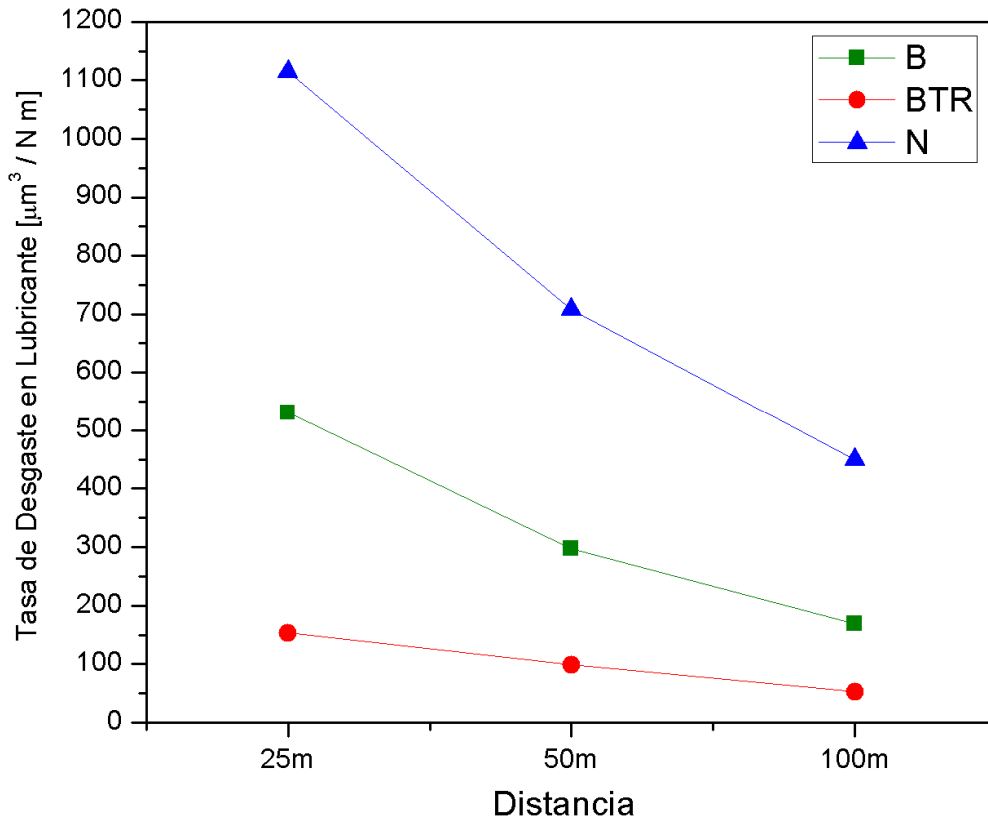


**Figura 35.** Perfilometría óptica de huellas desgastadas a 100m en condición lubricada.

En la **Tabla 12** y la **Figura 36** se observa que la tasa de desgaste en condición lubricada es aproximadamente 5 veces mayor para la muestra N en relación a los sistemas **B** y **BTR**. La tasa de desgaste de B es ligeramente mayor en 3.28 veces a **BTR**.

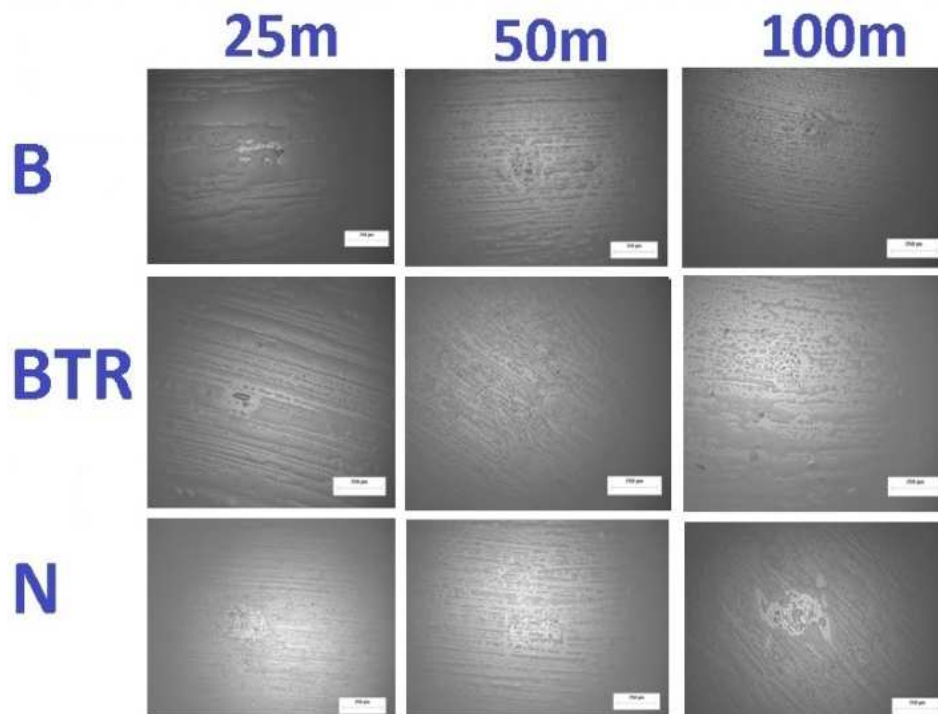
**Tabla 12.** Cálculo de la tasa de desgaste en condición lubricada

PROBETA	L Distancia (m)	h Profundidad ( $\mu\text{m}$ )	V Volumen Perdido ( $\mu\text{m}^3$ )	F Carga (N)	Tasa de Desgaste $\frac{\mu\text{m}^3}{\text{Nm}}$
<b>B</b>	25	1.23	5.3E+05	40	<b>530.3</b>
	50	1.39	6.0E+05	40	<b>297.7</b>
	100	1.42	6.7E+05	40	<b>168.5</b>
<b>BTR</b>	25	0.57	1.5E+05	40	<b>153.1</b>
	50	0.66	2.0E+05	40	<b>98.4</b>
	100	0.74	2.1E+05	40	<b>52.6</b>
<b>N</b>	25	1.70	1.1E+06	40	<b>1114.0</b>
	50	1.91	1.4E+06	40	<b>707.9</b>
	100	2.49	1.8E+06	40	<b>449.9</b>



**Figura 36.** Tasa de desgaste en condición lubricada.

Al correlacionar estas tendencias con las profundidades de huella, se observa que el sistema B presenta mayor profundidad que el sistema **BTR** en aproximadamente 2.1 veces. Se observa claramente que la tasa de desgaste disminuye al aumentar la distancia para las tres muestras. Este comportamiento indica que el lubricante y la superficie del sistema **BTR** tuvieron una mejor sinergia protectora antidesgaste al formarse una película elastohidrodinámica más estable en comparación al sistema B con el lubricante. Otra observación es que se puede distinguir con claridad la tendencia negativa y el decrecimiento de la tasa de desgaste, esto se debe al asentamiento progresivo y mejor estabilización de la película protectora de lubricante a medida que la distancia aumenta. Las micrografías de las huellas de desgaste de la contraparte en condición lubricada no aportan información relevante ya que no se distingue con claridad la formación de huellas de desgaste. Sin embargo, las micrografías se observan en la **Figura 37**.

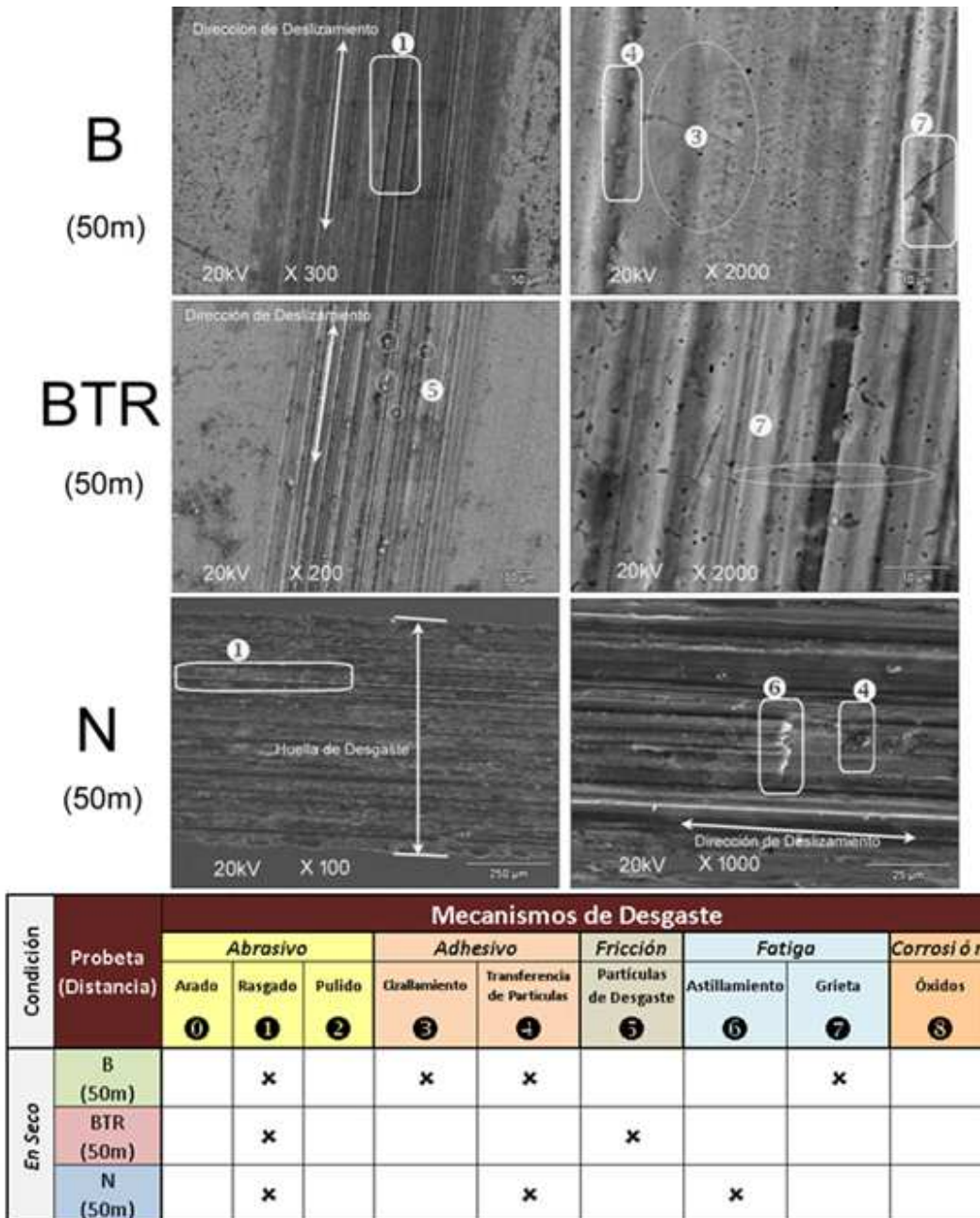


**Figura 37.** Micrografías de la contraparte de las pruebas de desgaste en condición lubricada.

### 4.5 Caracterización por Microscopía Electrónica de Barrido

#### 4.5.1 Mecanismos de Desgaste

En la **Figura 38** se observan los análisis de los mecanismos de desgaste en seco presentes en las micrográficas obtenidas por MEB. Se eligieron las más representativas a 50 metros.



**Figura 38.** Mecanismos de desgaste presentes en las huellas caracterizadas en seco.



En la huella del sistema **B** se formó la huella de desgaste con una dirección deslizante definida, donde se visualizan el desgaste abrasivo por rasgado y desgaste adhesivo por cizallamiento y transferencia de partículas. Además por acción de la carga se visualiza la formación de grietas en la capa. En la huella de la muestra al igual que en el sistema **B**, se observa la huella de desgaste con dirección de deslizamiento definida, y predominio del desgaste abrasivo por rasgado, además por producto de la fricción se desprendieron más partículas de desgaste. No se evidenció desgaste adhesivo. En la muestra **N** se formó la huella con la dirección de deslizamiento definida, y se evidenciaron los mecanismos de desgaste abrasivo y adhesivo en modos de arado y transferencia de partículas respectivamente. Además del mecanismo de fatiga por la observación de astillamiento.

En la **Figura 39** se observan los análisis de los mecanismos de desgaste en la condición lubricada. En los sistemas **B** y **BTR** se presume la formación de una película protectora elastohidrodinámica. Para el sistema **B** se observa con dificultad la formación de grietas sobre el borde de la huella y un ligero desgaste abrasivo con huellas de arado y pocas partículas de desgaste. En el sistema **BTR** se observa un ligero desgaste abrasivo por pulido sobre la huella, la cual puede ser atribuida a la remoción de una película delgada de carbono por los residuos de la descarburización del tratamiento térmico de temple. Además se observa la propagación de las grietas pre-existentes dentro de la huella de desgaste. Para este caso se eligió observar la huella obtenida en la prueba de 100 metros debido a que en las huellas obtenidas en las pruebas de 25 y 50 metros no se evidenciaron la presencia de mecanismos de desgaste. Es importante destacar la ausencia de desgaste adhesivo. Finalmente en la muestra **N** se presume la formación de una película límite porque se observa la formación de la huella de desgaste y los mecanismos: abrasivo (rasgado), adhesivo (transferencia de partículas), fatiga (astillamiento) y corrosión (óxido).

Por lo tanto se puede determinar que en condición seca el sistema **BTR** no presentó desgaste adhesivo. Sin embargo obtuvo una mayor tasa de desgaste que el sistema **B**

con tipo abrasivo. Esto se debió a la menor dureza y módulo de elasticidad de la capa en el sistema **BTR** con respecto al sistema **B**.

Mientras en la condición lubricada el sistema capa-sustrato de BTR presentó una mejor resistencia al desgaste adhesivo y una menor tasa de desgaste,

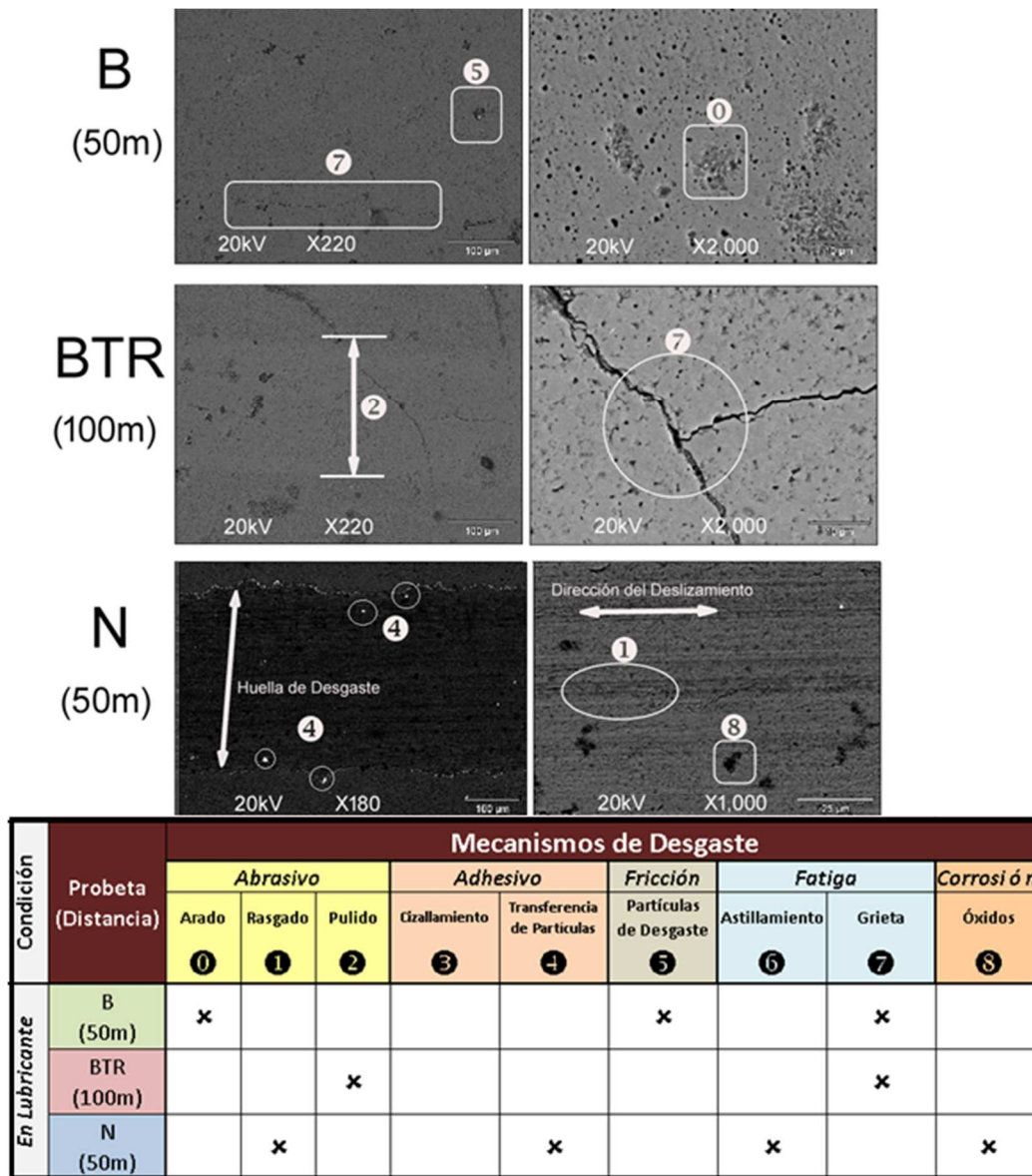


Figura 39. Mecanismos de desgaste presentes en las huellas caracterizadas en lubricante.

y esto se atribuye a su bajo coeficiente de fricción, inclusive menor al de la condición B en los primeros 50 metros de prueba, y a su superficie agrietada la cual proporcionó mayores espacios para la adsorción (adherencia) y la deposición de los aditivos modificadores del coeficiente de fricción presentes en el aceite mineral. Estos están conformados por ácidos grasos, esterres y aminos. La estructura molecular de estos aditivos consiste en cadenas de enlaces lo suficientemente extensas y estables para asegurar una película compacta en la superficie bajo los 80 °C de temperatura [14].

En la **Figura 40** se presenta el análisis cuantitativo composicional de las capas y la interfase en sección transversal para ambas muestras. Los resultados muestran la proporción de los elementos presentes en las capas y en la interfase.

En el análisis comparativo de elementos en las capas **B** y **BTR** se observa que:

El contenido de carbono es mayor en el sistema **B** lo cual es congruente con los resultados de dureza obtenidos, ya que una mayor cantidad de carburos representa una mayor dureza en la capa, en este caso es la capa del sistema **B**.

El contenido de cromo es mayor en el sistema **BTR**, por efecto del tratamiento térmico de temple, lo cual rompió los enlaces covalentes del CrB, y liberaron en la capa a los átomos de Cr mientras los átomos de boro migraron hacia la superficie por el tratamiento térmico.

El contenido de silicio es mayor en el sistema **B** el cual es un elemento que contribuye a la templabilidad del acero, en este caso hay mayor proporción que en BTR ya que aun no ha reaccionado al tratamiento térmico de temple.

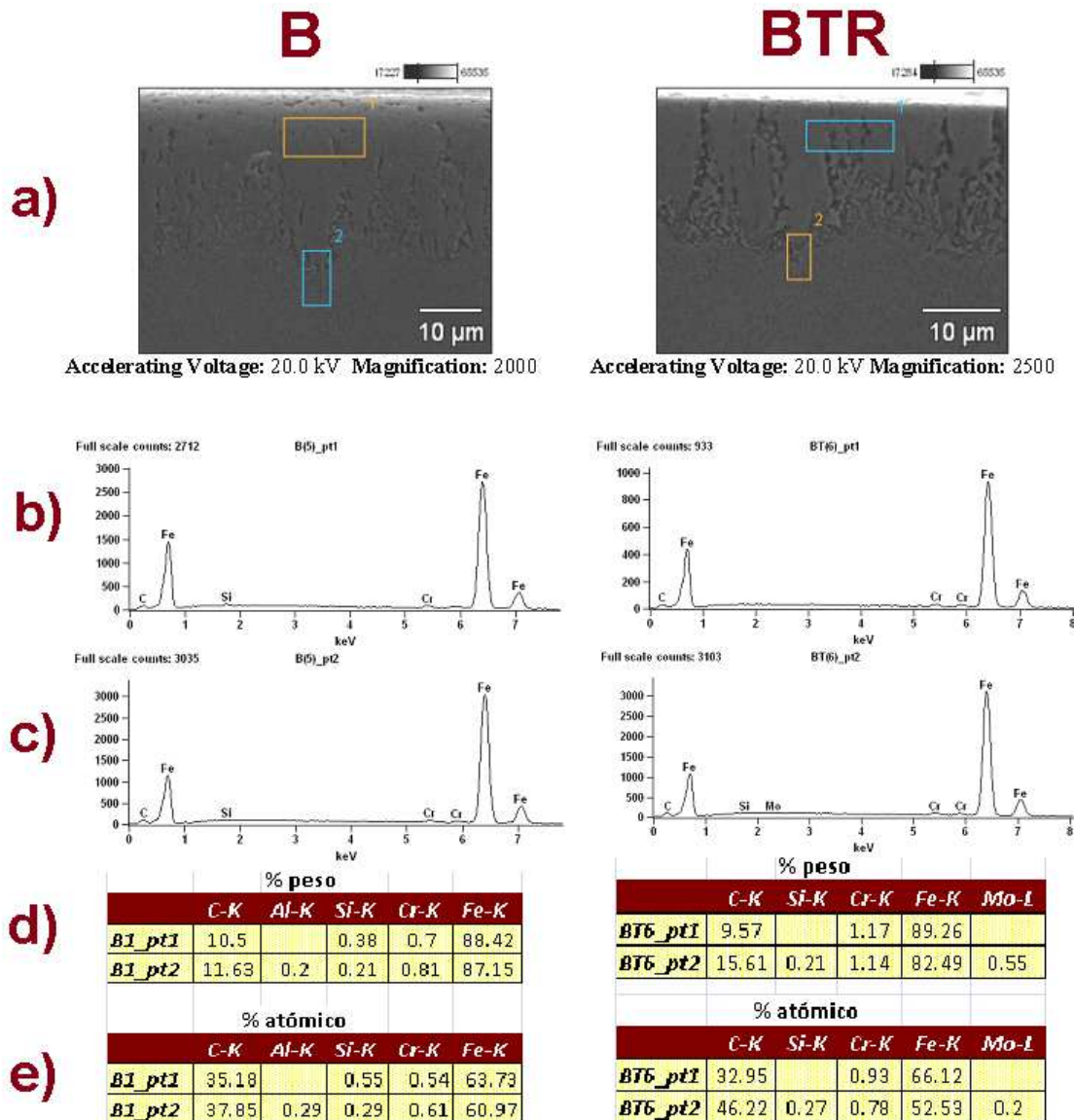
En el análisis comparativo de elementos en las interfases de **B** y **BTR** se observa que:

El contenido de carbono es mayor en el sistema **BTR** que en el sistema **B**, debido a que varios átomos de carbono de la martensita intentaron migrar a la superficie por la descarburización, pero quedaron retenidos en la interfase donde empieza a haber mayor concentración de moléculas con estructuras cristalinas más compactas que la del sustrato e impidieron la libre movilidad de los átomos intersticiales de carbono hacia la superficie.

El contenido de cromo es mayor en el sistema **BTR** por la concentración de átomos de Cr liberados del compuesto CrB

después del tratamiento térmico de temple y revenido. El cromo contribuye al achatado de las aserraciones en la interfase del sistema **BTR** por lo tanto se observa en mayor cantidad que en en la interfase del sistema **B**

El contenido de molibdeno es mayor en la interfase del sistema **BTR** debido a que es el elemento del sustrato que contribuye a la variación de la apariencia física de las aserraciones de la capa es decir que incidió en la reacción de descarbonización del acero. Y el aluminio presente se lo relaciona a la alúmina utilizada en el pulido de las muestras previo a la observación metalográfica.



**Figura 40.** (a) Micrografías (b) Análisis cuantitativo composicional capa (punto 1) (c) Análisis cuantitativo composicional interfase (punto 2) (d) Porcentaje en peso en puntos 1 y 2 (e) Porcentaje atómico en puntos 1 y 2.

## V. CONCLUSIONES

En este trabajo se boruró por empaquetamiento sólido la superficie del acero AISI 4140 y se lograron obtener los dos sistemas recubrimiento - sustrato esperados. Ambas condiciones obtenidas presentaron superficies con mejores propiedades mecánicas que el acero AISI 4140 normalizado de dureza inicial 408 HV y módulo de elasticidad de 276 GPa. Se obtuvieron las siguientes conclusiones:

1. En el sistema **B** se generó una capa superficial dura de boruros: Fe<sub>2</sub>B, CrB y Mn<sub>2</sub>B con espesor de 26.5µm, de morfología aserrada en la interfase y de microestructura ferrita-perlita en el sustrato. La dureza superficial en comparación a la muestra **N**, se incrementó a 1586 HV (3.9 veces más) y el módulo de elasticidad promedio aumentó 293 GPa (6% más).
2. En el sistema **BTR** se comprobó el comportamiento anisotrópico del sistema recubrimiento-sustrato al templar en aceite por 5 minutos y revenir durante 2 horas la muestra borurada. Producto del tratamiento aplicado en una atmósfera desprotegida se presentó el fenómeno de descarburización superficial, agrietando ligeramente la capa borurada por la diferencia en los coeficientes de expansión térmica entre la fase Fe<sub>2</sub>B y el acero AISI 4140.
3. En el sistema **BTR** la capa superficial de boruros cambió su composición química a Fe<sub>2</sub>B, CrB y Mn<sub>2</sub>B, además se redujo a 22.7 µm su espesor (14.3% menos) y varió la morfología aserrada de la interfase en puntas achatadas. La microestructura del sustrato se transformó en martensita y la dureza superficial respecto al primer sistema disminuyó a 1417 HV (10.7% menos), y en el sustrato incrementó a 768HV (42% más). Asimismo el módulo de elasticidad de la capa aumentó a 310 GPa (5.8% más) y en el sustrato aumentó a 271 GPa (14.35% más).

4. En las dos pruebas de desgaste lineal recíprocante, los sistemas **B** y **BTR** presentaron mejores resistencias al desgaste que la muestra de acero AISI 4140 normalizado y esta última siempre presentó coeficientes de fricción más altos en comparación a los sistemas **B** y **BTR**.
  
5. En las pruebas en condición seca, el sistema **B** obtuvo un coeficiente de fricción (COF) de 0.47 y una tasa de desgaste de  $705.9 \frac{\mu m^3}{Nm}$  la cual fue 28% menor que la tasa de desgaste del sistema **BTR** el cual obtuvo  $993.1 \frac{\mu m^3}{Nm}$  y un COF 0.49.  
Su mejor resistencia al desgaste se atribuye a los esfuerzos residuales compresivos en la capa y a la mejor sinergia entre la dureza y el módulo de elasticidad de la capa y la zona de difusión. En las huellas de desgaste del sistema **B** se observaron los mecanismos abrasivo y adhesivo, mientras en el sistema **BTR** solo se evidenció el mecanismo de desgaste abrasivo.
  
6. En las pruebas de condición lubricada en aceite mineral SAE 5W30, el sistema **BTR** obtuvo un coeficiente de fricción promedio de 0.097 y una tasa de desgaste de 52.6 la cual fue 68.8% menor que la tasa de desgaste del sistema **B** el cual obtuvo  $168.5 \frac{\mu m^3}{Nm}$  y COF 0.098. El sistema **BTR** tuvo mejor resistencia al desgaste en comparación al sistema **B** porque la formación de la película elastohidrodinámica fue más efectiva sobre **BTR** debido a sus grietas superficiales que facilitaron la adsorción (adherencia) y la deposición de los aditivos antidesgaste del aceite. En el sistema **B** no sucedió esto porque la capa dura es uniforme y tiene altos esfuerzos residuales compresivos que impidieron en un inicio la adsorción de aditivos a la superficie para la formación de la película. En el sistema **B** se presentaron los mecanismos de desgaste abrasivo, adhesivo y de fatiga, mientras en **BTR** se evidenció el mecanismo de desgaste abrasivo.

7. El efecto antidesgaste de la película de aceite fue más efectivo en el sistema **BTR** porque la tasa de desgaste se redujo 19 veces mientras en el sistema **B** se redujo 4 veces en comparación a la condición seca. Este resultado corrobora que el sistema **B** presentó el mejor desempeño tribológico en condición seca, mientras el sistema **BTR** en lubricante presentó el mejor desempeño entre las dos condiciones y la mejor sinergia con el lubricante para la protección antidesgaste a temperatura ambiente.

## REFERENCIAS

- [1] **Kapsiz M., Durat M., Ficici F.**, Friction and wear studies between cylinder liner and piston ring pair using Taguchi design method, *Advances in Engineering Software* 42 (2011) 595–603.
- [2] **George E. Totten** (2007) *Steel Heat Treatment, Metallurgy and Technologies*: Taylor & Francis.
- [3] **Akshay A. Joshi & Santosh S. Hosmani** Pack-Boronizing of AISI 4140 Steel: Boronizing Mechanism and the Role of Container Design, *Materials and Manufacturing Processes*, 29:9, (2014), 1062-1072.
- [4] **Avner S.**, (1988) *Introducción a la Metalurgia Física*, 2da. Edición Mc Graw-Hill.
- [5] ASTM Standard Specification for Steel Bars, Carbon and Alloy, Hot-Wrought, General Requirements for, A 29/A 29M – 04, *ASTM Standards Handbook* (2004).
- [6] *Atlas of Time-Temperature Diagrams for Irons and Steels*, Edited by George F. Vander Voort Carpenter Technology Corporation Reading PA ASM International (1991).
- [7] *Steel Heat Treating Fundamental and Processes (Section: Introduction to Surface Hardening of Steels)*, *ASM Metals Handbook vol. 4A*, ASM International, (1991).
- [8] **Sen S., Sen U., Key B.**, Kinetics of Boride Layers Formed on the Surface of AISI 4140 Steel, *Engineering Materials Vols 264-268* (2004) 565-568.
- [9] *Alloy Phase Diagrams, (Binary Alloy Phase Diagrams)* *ASM Metals Handbook Vol. 03*, ASM International, (1991) 2-81.
- [10] **A. C. Fischer-Cripps**, The Hertzian Contact Surface *Journal Of Materials Science*, 34 (1999), 129– 137.
- [11] **Qianhua K., Wenyi Y., Guozheng K., Qingping S.**, Oliver–Pharr indentation method indetermining elastic moduli of shape memory alloys — A



phase transformable material, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 61 (2013) 2015–2033.

[12] **Holmberg K. & Matthews A.** (2007) *Coatings Tribology Properties, Mechanism, Techniques and Applications in Surface Engineering.* (2<sup>nd</sup> ed.). Great Britain: Elsevier.

[13] ASTM C1327 Standard Test Method for Vickers Indentation Hardness of Advanced Ceramics, USA., *ASTM Standards Handbook.*

[14] **Pradeep L., Menezes P., Ingole S., Nosonovsky M., Satish V., Lovell M.** (2013) *Tribology for Scientists and Engineers From Basics to Advanced Concepts.*, (1<sup>st</sup> ed.). New York: Springer.

[15] **T. C. Huang, P. K. Predecki,** *Grazing-incidence x-ray technique for surface, interface, and thin-film analysis,* JCPDS-International Centre for Diffraction (1997).

[16] **Anderoglu O.,** *Residual stress measurement using x-ray diffraction,* Master Science of Thesis, Texas A&M University (2004).

[17] **Holmberg K. Ronkainen H., Matthews A.** *Review tribology of thin coatings,* *Ceramics International* 26 (2000) 787-795.

[18] *ASTM Standard Test Method for Linearly Reciprocating Ball-on-Flat Sliding Wear*”, USA. ASTM G 133-02, *ASTM Standards Handbook.*

[19] **Martini C, Palombarini G., Poli G., Prandstraller D.,** *Sliding and abrasive wear behaviour of boride coatings,* *Wear* 256 (2004) 608–613.

[20] **Calik A. Sahuin O., Ucar N.** *Mechanical Properties of Boronized AISI 316, AISI 1040, AISI 1045 and AISI 4140 Steels.* Vol 115 (2009) 694-698.

[21] **Campos I., Ortiz M., Lopez N., Meneses A. Escobar-Galindo R. Martínez Trinidad J.** *“Characterization of AISI 4140 borided steels”* *Applied Surface Science* 256 (2010) 2372-2379.

- [22] **Mustafa U, Mustafa Y., Osman N. C, Soner B.**, Tribological Properties of Borided AISI 4140 Steel with the Powder Pack-Boriding Method. *Tribol Lett* 38, (2010) 231-239.
- [23] **Mustafa U., Osman N., Hakan G., Umit**, Effect of Different Surface Treatment Methods on the Friction and Wear Behavior of AISI 4140 Steel., *Sci. Technology*, 26(3), (2010) 251-257.
- [24] **Bejar M.A., Moreno E.**, Abrasive wear resistance of boronized carbon and low-alloy steels, *Journal of Materials Processing Technology*, 173(3), (2006), 352–358.
- [25] **Vera E., Lewis R., Martínez A., Bernal J., Pérez F., Ortiz M., Rivera E.**, Characterization and wear performance of boride phases over tool steel substrates, *Advances in Mechanical Engineering*, 8(2) (2016) 1–10.
- [26] **Hong L., Usta M., A. H. Ucisik,** Wear and Surface Characterization of Boronized Pure Iron., *J. Tribol* 129(1), (2006) 1-10.
- [27] **Kovalčíková A., Kurek P., Balko J., Dusza J., Šajgalík P., Mihaliková M.**, Effect of the counterpart material on wear characteristics of silicon carbide ceramics., *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials* 44. (2014) 12–18.