



UNIVERSIDAD NACIONAL DE COLOMBIA

**EVALUACIÓN DE LA RESISTENCIA AL DESGASTE Y A LA CORROSIÓN DE
ACEROS BAINÍTICOS ALEADOS CON BORO**

PEDRO JAVIER LIZARAZO ÁVILA

UNIVERSIDAD NACIONAL DE COLOMBIA
FACULTAD DE INGENIERIA
DEPARTAMENTO DE INGENIERIA MECANICA Y MECATRONICA
MAESTRIA EN INGENIERIA MECÁNICA
BOGOTA, D.C.
2015

**EVALUACIÓN DE LA RESISTENCIA AL DESGASTE Y A LA CORROSIÓN DE
ACEROS BAINÍTICOS ALEADOS CON BORO**

PEDRO JAVIER LIZARAZO ÁVILA

Tesis para optar al grado de:
Magister en Ingeniería Mecánica

Director (a):
Ing PhD Rodolfo Rodríguez Baracaldo

Codirector (a):
Ing PhD John Jairo Olaya Flores

Línea de Investigación:
Nuevos Materiales
Grupo de Investigación:
Innovación en Procesos de Manufactura e Ingeniería de Materiales (IPMIM)

UNIVERSIDAD NACIONAL DE COLOMBIA
FACULTAD DE INGENIERIA
DEPARTAMENTO DE INGENIERIA MECANICA Y MECATRONICA
MAESTRIA EN INGENIERIA MECÁNICA
BOGOTA, D.C.
2015

Dedicatoria:

En primer lugar a Dios por darme la oportunidad de iniciar esta etapa y por permitirme culminarla con éxito,

A mi madre, Nelly, por estar presente en todas las etapas de mi vida, por soportarme en los momentos de tensión, por estar a mi lado en mis triunfos y fracasos, y ante todo, agradecerle por todo su amor maternal, cariño y apoyo incondicional,

A María Alejandra, mi hermosita, por su gran amor, su comprensión ante las adversidades y agradecerle por todos los momentos de felicidad que he tenido la oportunidad de vivir a su lado,

Agradecimientos

Agradezco al ingeniero Rodolfo Rodríguez Baracaldo por darme la oportunidad de hacer parte de este proyecto y por su tiempo dedicado al continuo desarrollo de este trabajo.

A la Vicerrectoría de Investigación de la Universidad Nacional de Colombia, proyecto número 14744, por el financiamiento de esta investigación.

Agradezco también al ingeniero Jhon Jairo Olaya por su apoyo a lo largo del desarrollo de este proyecto, por sus asesorías y dedicación en las diferentes etapas de este proyecto.

A mis compañeros de maestría, los laboratoristas de Metalografía, Fundición y Tratamientos Térmicos, así como demás funcionarios de la Universidad Nacional de Colombia quienes me apoyaron en la elaboración de este proyecto, asesorándome en el desarrollo de los ensayos y su colaboración para el desempeño de los mismos.

A la Universidad Nacional de Colombia por permitirme hacer parte de institución educativa y por darme la oportunidad de formarme en mis estudios de postgrado en la entidad educativa con más prestigio del país.

Resumen

En los últimos años los aceros bainíticos han sido objeto de investigación debido a su amplio margen de aplicación a nivel industrial, como en la automovilística y en la construcción de rieles para trenes, citando algunos ejemplos, por lo que se ha buscado mejorar sus propiedades mecánicas y para esto se han utilizado diferentes aleantes como el boro, usado para aceros con bajo contenido de carbono, que permite aumentar la resistencia y la dureza al ser agregado en pequeñas cantidades.

Debido a las buenas propiedades mecánicas que presentan los aceros bainíticos de alta resistencia, estos han sido vistos como candidatos para aplicaciones asociadas al desgaste, debido a que se han obtenido resultados donde la microestructura bainítica ha adquirido una buena resistencia a este fenómeno, debido a la naturaleza fina de la bainita y a la ausencia de las fases frágiles como la cementita. De igual forma, los aceros bainíticos libres de carburos con aleaciones de manganeso han logrado la más alta resistencia a otro fenómeno como es la corrosión, atribuida por el remplazo de cementita por películas de austenita retenida.

En el desarrollo del presente proyecto se analizó la resistencia al desgaste y a la corrosión en los aceros bainíticos teniendo en cuenta el porcentaje de boro presente dentro de la composición química. Para esto, se llevaron a cabo ensayos de desgaste mediante pruebas de punta sobre disco y chorro de arena, y ensayos de corrosión empleando técnicas electroquímicas y cámara salina. Los aceros se obtuvieron mediante un proceso de fundición y posteriormente fueron sometidos a un tratamiento termomecánico de laminación en caliente para obtener la microestructura bainítica. La caracterización microestructural se realizó mediante técnicas como microscopía electrónica de barrido (SEM) para observar la microestructura, los mecanismos de desgaste y las superficies corroídas; difracción de Rayos X, Espectrometría de Energía de Rayos X, EDS, para conocer la composición química de las superficies ensayadas y microscopía de laser confocal.

Palabras Clave: Aceros. Bainita. Microestructura. Corrosión. Desgaste.

Abstract

Recently the bainitic steels has been researched because of their wide range of application in automotive industry and the construction of rails trains, therefore, different researchers have studied how to improve their mechanical properties using alloying elements as boron, that is used in low carbon steels to get better properties respect to strength and hardness when is aggregated in small quantities.

Due to the good mechanical properties of bainitic steels, they have been seen as candidates in wear applications, because of some results where the bainitic microstructure has gotten high resistance to this phenomenon, due to fine bainite nature and the absence of brittle phases as cementite. Likewise, the carbide free bainitic steels with alloying elements as manganese have gotten high resistance respect to other phenomena as corrosion, attributed by the replacement of cementite by soft retained austenite films.

In the development of this project the wear and corrosion resistance was analyzed in bainitic steels, considering the percentage of boron in the chemical composition. Therefore, wear test were performed in pin on disk and sand blasting, and corrosion tests using electrochemical techniques and salt spray. The bainitic steels were producing using a melting process and thermomechanical process of hot rolling to obtain the bainitic microstructure. The microstructural characterization was performed using spectroscopy electron microscopy (SEM) to study the microstructure, the wear mechanisms and the corroded surfaces. Other techniques as energy dispersive spectroscopy (EDS) to study the surfaces chemical composition after any tests and confocal microscopy.

Keywords: Steels. Bainite. Microstructure. Corrosion. Wear.

TABLA DE CONTENIDO

1. INTRODUCCIÓN.....	1
2. ANTECEDENTES	3
3. OBJETIVOS	9
3.1. GENERAL.....	9
3.2. ESPECIFICOS	9
4. MARCO TEÓRICO.....	10
4.1. BAINITA	10
4.1.1. Carbono en Bainita	10
4.1.2. Cinética	12
4.1.3. La Transición de Bainita Superior a Inferior.....	14
4.1.4. Clasificación de la Bainita	16
4.2. BORO	18
4.2.1. Efectividad del Boro	18
4.2.2. Efecto o Composición del Acero al Boro	19
4.2.3. El Boro y el Efecto en la Cinética de la Transformación Isotérmica.....	21
4.3. TRATAMIENTO TERMOMECAÍNICO (TCR) DE ACEROS DE BAJO CARBONO	22
4.4. DESGASTE.....	24
4.4.1. Desgaste en Metales.....	24
4.4.2. Tipos de Desgaste	28
4.5. CORROSIÓN	33
4.5.1. Corrosión Electroquímica	34
4.5.2. Termodinámica de la Corrosión Acuosa.....	36
4.5.3. Energía Libre.....	36
4.5.4. Cinética de la corrosión acuosa	37
4.5.5. Medidas de las Tasas De Corrosión.....	41
4.6. TEORÍA DE LAS TÉCNICAS DE CARACTERIZACION EMPLEADAS	42
4.6.1. Microscopía Electrónica de Barrido	42
4.6.2. Difracción de Rayos X.....	44
4.6.3. Microscopía Laser Confocal	45

5.	DESARROLLO EXPERIMENTAL.....	47
5.1.	PRODUCCIÓN DEL ACERO	47
5.1.1.	Preparación de las Cargas Para el Horno	49
5.1.2.	Tratamiento Termomecánico.....	50
5.1.3.	Corte de Material y Preparación de Muestras.....	51
5.2.	DESGASTE.....	52
5.2.1.	Desgaste Mediante Dispositivo “Pin On Disk”	52
5.2.2.	Ensayo de Desgaste Abrasivo	53
5.3.	CORROSIÓN	54
5.3.1.	Polarización Potenciodinámica.....	54
5.3.2.	Cámara Salina	54
5.4.	TÉCNICAS DE CARACTERIZACIÓN	56
5.4.1.	Microscopía Electrónica de Barrido.....	56
5.4.2.	Difracción de Rayos X.....	56
5.4.3.	Microscopía Confocal.....	56
6.	ANÁLISIS DE RESULTADOS	57
6.1.	CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL	57
6.1.1.	Difracción de rayos X	60
6.2.	DESGASTE.....	62
6.2.1.	Desgaste mediante “Pin on Disk”	62
6.2.2.	Ensayo de Desgaste Abrasivo	87
6.3.	CORROSIÓN.....	100
6.3.1.	Polarización Potenciodinámica.....	100
6.3.2.	Ensayo de Niebla Salina (Cámara Salina).....	116
7.	CONCLUSIONES.....	127
	ANEXO 1.....	130
8.	REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	142

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1. . Ilustración esquemática del origen de la construcción To sobre el diagrama de fase Fe-C. Austenita con una concentración de carbono a la izquierda del límite de To puede en principio transformarse sin difusión, la cual es termodinámicamente imposible si la concentración de austenita excede la curva To. (García et al., 2005).....	11
Figura 2. Ilustración esquemática de las características microestructurales relevantes en la descripción cinética de una microestructura bainítica. (Bhadeshia & Honeycombe, 2006).....	13
Figura 3. Curvas TTT para un acero Fe-3Cr-0.5C wt% (Bhadeshia & Honeycombe, 2006)	13
Figura 4. Representación esquemática de la transición de bainita superior a inferior. (Bhadeshia & Honeycombe, 2006).....	15
Figura 5. (a) Variante simple de cementita en bainita inferior, Fe-0.3C-4Cr wt%, transformada isotérmicamente a 435°C. (b) Múltiples variantes de cementita en bainita inferior, Fe-0.4C-2Si-3Mn wt%, transformada isotérmicamente a 300°C. (Bhadeshia & Honeycombe, 2006)	16
Figura 6. Ilustración esquemática de la morfología de la bainita en aceros bainíticos de bajo carbono mostrando (a) bainita granular, (b) bainita superior, (c) bainita superior degenerada, (d) bainita inferior, (e) bainita inferior degenerada. . (Suikkanen, 2009).....	17
Figura 7. Diagrama que muestra el efecto de retardación de los átomos de boro sobre la nucleación de ferrita. (Lu, 2007)	19
Figura 8. Efecto del boro en los aceros bainíticos (Bramfitt, 1990).	22
Figura 9. Diferentes tipos de fragmentos de desgaste y capas formadas durante el desgaste deslizante.(a) partículas de desgaste (b) capas de desgaste de fragmentos compactados (c) transferencia de la capa de baja ductilidad (d) transferencia de partículas tales como óxidos, inclusiones o carburos(e) transferencia de la capa de alta ductilidad (f) Capas dúctiles fuertemente adjuntas debido a la reacción triboquímica (Zum, 1987).....	25
Figura 10. Posición de esfuerzo máximo para contacto elástico de una esfera sobre una superficie (Buckley, 1981)	26
Figura 11. Estructuras de las dislocaciones, deformaciones y esfuerzos bajo una superficie metálica durante el contacto deslizante: (a), (b) incremento de la densidad de dislocaciones y	27
Figura 12. Modelo atómico de la formación de juntas adhesivas entre las superficie durante un contacto estático y de deslizamiento. (a) contacto estático, baja carga, (b)	

contacto estático, carga media, (c) contacto deslizante, alta carga y (d) similar a (c) pero difusión mutua en adición. (Zum, 1987).....	30
Figura 13. Desgaste adhesivo (Buckley, 1981).....	30
Figura 14. Mecanismo de desgaste abrasivo (Buckley, 1981).....	32
Figura 15. Comparación de un perfil antes y después del desgaste (Buckley, 1981)	32
Figura 16. Esquema de una interface cargada y las localizaciones de cationes en la superficie del electrodo. (ASM, 1992).....	35
Figura 17. Esquema de dos procesos diferentes de corrosión. (a) El proceso de corrosión $M + O \rightarrow M^{n+} + R$ mostrando la separación de sitios anódicos y catódicos. (b) El proceso de corrosión involucra dos reacciones catódicas. (ASM, 1992).....	40
Figura 18. Diagrama de la corriente total ($i_T = i_a + i_c$) versus potencial mostrando la extrapolación de las regiones Tafel al potencial de corrosión, E_{corr} , para alcanzar la corriente de corrosión, i_{corr} . (ASM, 1992).....	42
Figura 19. Componentes convencionales SEM (Renau, 1994).....	43
Figura 20. Diagrama esquemático de difracción de rayos X por un cristal (Condición de Bragg) (Abella, 2003)	45
Figura 21. Diagrama Microscopio Confocal (Guarneros, 2012).....	46
Figura 22. Difractograma por difracción de rayos X para los aceros bainíticos.....	61
Figura 23. Difractograma por difracción de rayos X – ampliación para apreciar los picos de hierro gama	62
Figura 24. Tasa de desgaste para cada acero	64
Figura 25. Coeficiente de fricción vs tiempo. - a. 0B; b. 10B; c. 20B; d. 40B; e. 60B	81
Figura 26. Coeficiente de fricción vs tiempo. – Líneas de Tendencia	833
Figura 27. Espectros EDS obtenidos de la superficie desgastada. – 10B.....	855
Figura 28. Espectros EDS obtenidos de la superficie desgastada. – 20B.....	855
Figura 29. Espectros EDS obtenidos de la superficie desgastada. – 40B.....	866
Figura 30. Espectros EDS obtenidos de la superficie desgastada. – 60B.....	866
Figura 31. Volumen perdido para cada acero.....	877
Figura 32. Espectros EDS obtenidos de la superficie desgastada. – 10B.....	988
Figura 33. Espectros EDS obtenidos de la superficie desgastada. – 20B.....	988
Figura 34. Espectros EDS obtenidos de la superficie desgastada. – 40B.....	99
Figura 35. Espectros EDS obtenidos de la superficie desgastada. – 50B.....	99
Figura 36. Curvas de Polarización Potenciodinámica - 0B	1011
Figura 37. Curvas de Polarización Potenciodinámica - 10B.....	1011
Figura 38. Curvas de Polarización Potenciodinámica - 20B.....	1022

Figura 39. Curvas de Polarización Potenciodinámica - 40B.....	1022
Figura 40. Curvas de Polarización Potenciodinámica - 60B.....	1033
Figura 41. Densidad de corriente para cada acero ensayado.....	1044
Figura 42. Potencial de cada acero ensayado.....	1055
Figura 43. Espectros EDS obtenidos de la superficie corroída. – 10B	1133
Figura 44. Espectros EDS obtenidos de la superficie corroída. – 20B	1144
Figura 45. Espectros EDS obtenidos de la superficie corroída. – 40B	1144
Figura 46. Espectros EDS obtenidos de la superficie corroída. – 10B	1155
Figura 47. Potencial de cada acero ensayado.....	1177
Figura 48. Espectros EDS obtenidos de la superficie corroída por cámara salina. –20B	1244
Figura 49. Espectros EDS obtenidos de la superficie corroída por cámara salina. –40B	1255
Figura 50. Espectros EDS obtenidos de la superficie corroída por cámara salina. –60B	1255

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 1. Balanza de cargas para cada elemento.....	500
Tabla 2. Cantidad de carga a partir del contenido de boro	500
Tabla 3. Variables del Ensayo Cámara Salina.....	555
Tabla 4. Datos del ensayo Cámara Salina.....	566
Tabla 5. Dureza de las Probetas	633
Tabla 6. Volumen perdido y tasas de desgaste	633
Tabla 7. Rugosidad de la Superficie Desgastada	666
Tabla 8. Pérdidas de masa ensayo desgaste abrasivo.....	877
Tabla 9. Valores de densidad de corriente (I_{corr}) y potencial de corrosión (E_{corr}).....	1044
Tabla 10. Porcentaje de área corroída.	1166

LISTA DE FOTOGRAFÍAS

Fotografía 1: Metal fundido dentro del molde, a su lado izquierdo se puede observar la mazarota.....	488
Fotografía 2: Proceso de enfriamiento.....	488
Fotografía 3. Imagen SEM de la microestructura adquirida en los aceros: a) 10B; b) 20B; c) 40B; d) 60B	588
Fotografía 4. Imagen SEM de la microestructura adquirida en los aceros: a) 0B; b) 40B	59
Fotografía 5. Superficie desgastada en el acero bainítico 0B – a. 1000x; b. 1500x; c. 3000x; d. 5000x.....	688
Fotografía 5. Superficie desgastada en el acero bainítico 10B – a. 1000x; b. 1500x; c. 3000x; d. 5000x.....	69
Fotografía 7. Superficie desgastada en el acero bainítico 20B – a. 1000x; b. 1500x; c. 3000x; d. 5000x.....	700
Fotografía 8. Superficie desgastada en el acero bainítico 40B – a. 1000x; b. 1500x; c. 3000x; d. 5000x.....	711
Fotografía 9. Superficie desgastada en el acero bainítico 60B – a. 1000x; b. 1500x; c. 3000x; d. 5000x.....	722
Fotografía 10. Superficie desgastada en el acero bainítico 0B – a. 10 minutos; b. 30 minutos	755
Fotografía 11. Superficie desgastada en el acero bainítico 10B – a. 10 minutos; b. 30 minutos	766
Fotografía 12. Superficie desgastada en el acero bainítico 20B – a. 10 minutos; b. 30 minutos	777
Fotografía 13. Superficie desgastada en el acero bainítico 40B – a. 10 minutos; b. 30 minutos	788
Fotografía 14. Superficie desgastada en el acero bainítico 60B – a. 10 minutos; b. 30 minutos	79
Fotografía 15. Micrografía superficie desgaste abrasivo Acero Bainítico 0B – a. 500x; b. 1000x; c. 3000x; d. 5000x.....	889
Fotografía 16. Micrografía superficie desgaste abrasivo Acero Bainítico 10B – a. 500x; b. 1000x; c. 3000x; d. 5000x	900
Fotografía 17. Micrografía superficie desgaste abrasivo Acero Bainítico 20B – a. 500x; b. 1000x; c. 3000x; d. 5000x	911

Fotografía 18. Micrografía superficie desgaste abrasivo Acero Bainítico 40B – a. 500x; b. 1000x; c. 3000x; d. 5000x	922
Fotografía 19. Micrografía superficie desgaste abrasivo Acero Bainítico 60B – a. 500x; b. 1000x; c. 3000x; d. 5000x	933
Fotografía 20. Topografías huella generada por el desgaste abrasivo – 0B	955
Fotografía 21. Topografías huella generada por el desgaste abrasivo – 10B	955
Fotografía 22. Topografías huella generada por el desgaste abrasivo – 20B	966
Fotografía 23. Topografías huella generada por el desgaste abrasivo – 40B	966
Fotografía 24. Topografías huella generada por el desgaste abrasivo – 10B	977
Fotografía 25. Superficie corroída por polarización potenciodinámica del acero bainítico 0B – a. 100x; b. 1000x; c. 2000x; d. 4000x.....	1077
Fotografía 26. Superficie corroída por polarización potenciodinámica del acero bainítico 10B – a. 100x; b. 1000x; c. 2000x; d. 4000x.....	1088
Fotografía 27. Superficie corroída por polarización potenciodinámica del acero bainítico 20B – a. 100x; b. 1000x; c. 2000x; d. 4000x.....	109
Fotografía 28. Superficie corroída por polarización potenciodinámica del acero bainítico 40B – a. 100x; b. 1000x; c. 2000x; d. 4000x.....	1100
Fotografía 29. Superficie corroída por polarización potenciodinámica del acero bainítico 40B – a. 100x; b. 1000x; c. 2000x; d. 4000x.....	1111
Fotografía 30. Superficie corroída por cámara salina del acero bainítico 0B - a. 100x; b. 500x; c. 2000x; d. 4000x.....	1188
Fotografía 31. Superficie corroída por cámara salina del acero bainítico 10B - a. 100x; b. 500x; c. 2000x; d. 4000x.....	11919
Fotografía 32. Superficie corroída por cámara salina del acero bainítico 20B - a. 100x; b. 500x; c. 2000x; d. 4000x.....	1200
Fotografía 33. Superficie corroída por cámara salina del acero bainítico 40B - a. 100x; b. 500x; c. 2000x; d. 4000x.....	1211
Fotografía 34. Superficie corroída por cámara salina del acero bainítico 60B - a. 100x; b. 500x; c. 2000x; d. 4000x.....	1222

1. INTRODUCCIÓN

La investigación referente a la producción de aceros bainíticos se ha venido desarrollando desde décadas atrás, específicamente durante los años 20, donde Davenport y Bain (1930) descubrieron una nueva microestructura que difería en relación a la perlita y la martensita, la cual en 1934 fue denominada Bainita en honor a Bain (Hehemann, Kinsman & Aaronson, 1972). Desde el descubrimiento de la bainita, se han diseñado y fabricado cantidad de aceros que han tenido una diversidad de diseños en relación a su composición química y han sido comercializados en un amplio rango. Los aceros bainíticos modernos presentan una gran cantidad de aplicaciones en el sector automovilístico, en la producción de motores y en rieles para trenes entre otros, donde se han llevado a cabo estudios referentes al comportamiento que tiene esta clase de aceros frente a fenómenos como el desgaste (García, Caballero, Sourmail, Kuntz, & Cornide, 2012) (Zhu, Oberbillig, Musik, Loison, & Lung., 2011).

La bainita es un microconstituyente que se obtiene mediante procesos de transformación isotérmica, generalmente a temperaturas entre 200 y 300°C. Sin embargo, para acelerar la transformación de este elemento se adicionan aleantes como el aluminio y el cobalto (Zhang, Wang & Zheng, 2008), en concentraciones inferiores al 2% dentro de la composición química del acero (Qian, Zhou, Zhang, Meng & Tian, 2012). Los aceros bainíticos con bajo contenido de carbono han sido desarrollados mediante el empleo de procesos termomecánicos controlados y las técnicas de precipitación controlada de fases de transformación, obteniendo aceros con microestructuras bainíticas ultra finas. Se han utilizado aleantes como el silicio, en cantidades entre 1,5 y 2% (Caballero, Miller, Babu & García, 2007), que controla la precipitación de cementita durante la formación de bainita (García, et al., 2012). El boro es un elemento que permite aumentar la resistencia y la dureza de los aceros al ser agregado en pequeñas cantidades, lo cual permite sustituir ciertos elementos como el níquel y el molibdeno (Shina, Hana, Hwang, Leeb & Lee, 2009). Este incremento en la dureza se debe a que el boro retarda la nuclealización de la ferrita, la cual es asociada con la facilidad de segregar a los límites del grano austenítico. La presencia de boro también incrementa el valor de otras propiedades en relación al esfuerzo y la ductilidad. (Naderia, Ketabchia, Abbasia & Bleck, 2011).

Se han desarrollado diferentes trabajos para acelerar la transformación de la bainita, por ejemplo, Garcia-Matteo y colaboradores han reportado que las adiciones de nuevas aleaciones, como el aluminio y el cobalto, aceleran el proceso de transformación de bainita. Si se tiene en cuenta que el cobalto es un elemento muy costoso, parte de este puede ser reemplazado por adiciones de manganeso y cobre. Por otro lado, las aleaciones con aluminio brindan a los aceros mejores características en relación a su resistencia a la oxidación, mejor

maquinabilidad, mayor esfuerzo y menos densidad (Naziftoosi, Haghdadi & Rashid, 2011).

En el horno de inducción al vacío del laboratorio de fundición de la Universidad Nacional se llevaron a cabo las fundiciones. Aunque no se cuenta con el equipo de laminado, donde el tratamiento termomecánico es de gran importancia debido a que permite homogenizar la estructura, eliminar la segregación y tener tamaños de grano más pequeños y uniformes, el proceso de laminación en caliente se llevó a cabo en el Instituto de Investigaciones Metalúrgicas de la Universidad Michoacana.

Mediante ensayos de desgaste, llevados a cabo en el dispositivo “pin on disk” y chorro de arena, y de corrosión, mediante polarización potenciodinámica y cámara salina, se analizó la influencia del boro en relación al comportamiento de los aceros bainíticos en cada uno de estos fenómenos. Para esto se utilizaron cinco probetas correspondientes a aceros bainíticos con un contenido de boro de 0, 10, 20, 40 y 60 partes por millón, donde se busca una aproximación que permita definir el comportamiento de cada acero en condiciones de desgaste en seco y corrosión.

En el primer capítulo se expone el marco teórico donde se tiene en cuenta los aspectos relacionados a la transformación bainítica, la influencia del boro en el desarrollo de la microestructura bainítica y principios generales de desgaste y corrosión.

El segundo capítulo da una explicación del desarrollo experimental empleado, donde se describe paso a paso los métodos utilizados y las técnicas empleadas para el desarrollo del proyecto, comenzando con el proceso de fabricación de los aceros, el tratamiento termomecánico y la descripción de las variables y equipos utilizados para el desarrollo de los ensayos de desgaste y corrosión.

En el tercer capítulo se reportan los resultados de los ensayos de desgaste y corrosión, así como el análisis a las microestructuras y la caracterización de las superficies desgastadas y corroídas. El principal objetivo de este trabajo se centra en el efecto del boro en relación al comportamiento de los aceros bainíticos en el desgaste y la corrosión.

2. ANTECEDENTES

BAINITA

El profesor Harry Bhadeshia, de la Universidad de Cambridge, ha venido desarrollando una serie de investigaciones en el área de los materiales, y específicamente en la obtención de aceros superbainíticos, dadas las propiedades de alta tenacidad y de alta resistencia de este tipo de aceros y que los hacen atractivos para muchas aplicaciones donde estas exigencias son preponderantes (García, Caballero & Bhadeshia, 2005).

Desde el descubrimiento de la bainita, los investigadores en varias décadas han revelado la cantidad substancial de información acerca del mecanismo de transformación bainítica en aceros (Zhu, Oberbillig, Musik & Loison, 2011). Los elementos teóricos son ahora rutinariamente usados en muchas partes del mundo en el diseño de nuevas aleaciones y en la interpretación de una variedad de experimentos. El propósito de la investigación llevada a cabo por Caballero, García y Cornide (2012) fue la de estudiar la distribución de átomos durante la reacción bainítica en un acero nanocristalino. Los resultados suministraron nuevas evidencias experimentales sobre un fenómeno críticamente relevante para entender los mecanismos atómicos del control de la formación de ferrita bainítica, tales como un incompleto fenómeno de transformación, la supersaturación de carbono de ferrita y la acomodación plástica de la austenita circundante.

Se han diseñado diferentes composiciones químicas para el desarrollo de aceros bainíticos con el objetivo de obtener un acero con mejores propiedades mecánicas. Yakubtsov, Poruks y. Boyd (2008) trabajaron con composiciones químicas como (0.04C - 1.77Mn - 0.32Mo - 0.31Ni - 0.043Cr - 0.29Cu - 0.39Si - 0.08Nb - 0.013Ti - 0.03N - 0.010P - 0.002S - 0.028Al - 0.189P) y (0.07C - 1.74Mn - 0.30Mo - 0.32Ni - 0.033Cr - 0.28Cu - 0.34Si - 0.08Nb - 0.015Ti - 0.09N - 0.014P - 0.004S - 0.044Al - 0.209P), cuya fundición se llevó a cabo en un horno de inducción al vacío, donde la microestructura bainítica se obtuvo a partir de un proceso termomecánico de laminación en caliente. Los moldes fueron calentados hasta una temperatura aproximada de 1250°C y luego procedieron a realizar el respectivo laminado. El primero se realizó entre 1180°C y 1030°C, hasta que la temperatura mínima del proceso llegó a valores entre 870 y 810°C. La caracterización mecánica llevada a cabo para evaluar las propiedades mecánicas de estos aceros se realiza por medio de ensayos de tensión.

En trabajos realizados por Yoozbashi, Yazdani y Wang (2011) utilizaron el silicio como un elemento aleante para disminuir la formación de cementita, en porcentajes entre el 1.5% y el 2%, donde se desarrollaron muestras cilíndricas de 50 milímetros de longitud y 600 milímetros de largo, las cuales fueron fundidas en un horno de inducción bajo una atmósfera de gas argón, donde el acero presentó una composición química de Fe – 0.69C – 1.92Si – 1.38Mn – 1.39Cr – 0.24Mo – 0.14Co – 0.75Al. Luego las muestras fueron laminadas en caliente para disminuir su espesor, etapa realizada después al proceso de austenización, realizado a unos 950°C. Los procedimientos de transformación

isotérmica para obtener la estructura bainítica se realizaron a una temperatura entre 200 y 300°C.

García, Caballero, Miller y Jiménez (2011) trabajaron con muestras con una composición química (Fe - 0.98C-1.46Si - 1.89Mn - 1.26Cr - 0.26Mo - 0.09V) - (Fe - 4.34C - 2.76Si - 1.82Mn - 1.28Cr - 0.146Mo - 0.09V), inicialmente fueron homogenizadas a 1200°C por 48 horas. Posteriormente fueron enfriadas en aire seguido de la homogenización con tratamiento de calentamiento. Luego fueron austenizadas por 15 minutos a 1000°C y posteriormente transformadas isotérmicamente a 200°C para diferentes tiempos de templado dentro de agua. La transformación a bainita y martensita fue obtenida en un rango de temperaturas entre 350 y 120 °C respectivamente.

En el Departamento de Física de Materiales en la Universidad Complutense de Madrid se estudió la transformación bainítica de aceros sin formación de carburos. En este trabajo, realizado por Santofimia y García (2006), se propuso un procedimiento de diseño de aceros bainíticos de alta resistencia y tenacidad libres de carburos. Dicho procedimiento está basado en el estudio del efecto de elementos de aleación sobre el diagrama TTT (Temperatura, Tiempo, Transformación) característico del material. La microestructura estuvo constituida por subunidades de ferrita bainítica separadas por láminas de austenita retenida, lo que minimizó la cantidad de austenita retenida en forma de bloques y la martensita. En esta investigación se diseñó un grupo de siete aleaciones con un contenido de 0,3% de carbono y 1,5% de silicio, para eliminar la precipitación de cementita entre las placas de ferrita bainítica y diferentes contenidos de elementos de aleación. También se propuso una ruta de enfriamiento óptima para la obtención de microestructuras bainíticas mediante laminación en caliente y enfriamiento multi-etapa.

BORO

El rol del boro sobre la transformación bainítica en aceros de bajo carbono ha sido investigada. El boro claramente afecta la cinética de la transformación y la morfología de la transformación isotérmica de la bainita. En el trabajo expuesto por Song y Cooman (2012) se obtuvo una microestructura bainítica a 500°C, que consistió en una matriz de ferrita bainítica y el constituyente martensita/austenita, que tuvo una elongada morfología en aceros libres de boro, mientras que en aceros con boro tuvieron una morfología granular. Dos tipos de bainita fueron consideradas, la nucleación inicial y la nucleación formada sobre unidades formadas previamente. Un análisis EBSD (Electron Backscatter Diffraction) mostró que la ferrita bainítica inicial nucleó en los límites del grano austenítico. Una relación cristalográfica con respecto a uno de los vecinos de los granos de austenita reveló la importancia de la reducción de la energía interfacial en la etapa de nucleación. La característica de la microestructura bainítica en aceros al boro es debida a la inhibición de la nucleación de la ferrita bainítica en los límites del grano de la austenita.

El trabajo presentado por Wang y He (2002) mostró el efecto de los rastros de boro en los aceros, especialmente la influencia de boro en la microestructura y las propiedades

de aceros de bajo carbono fueron resumidos, señalando que la templabilidad del boro es determinada por la segregación en no equilibrio sobre los límites de grano. La sinergia del efecto del boro con otros elementos mejoró su efectividad. La anormal segregación de boro sobre el movimiento de los nuevos límites de grano es la razón básica de la retardada rescristalización del boro sobre la austenita deformada, la adición de cobre y niobio incrementaron este efecto. La adición de boro aceleró la deformación induciendo la precipitación de carbonitruros y los rastros de boro refinaron la microestructura y mejoraron las propiedades mecánicas.

El desarrollo de aceros bainíticos ultra resistentes requieren la selección de un balance óptimo de bainita promoviendo elementos de aleación en la producción de la microestructura bainítica deseada sobre un amplio rango de tasas de enfriamiento. Para esto, en el trabajo efectuado por Zhu et al. (2011) se llevó a cabo la adición de boro o una combinada adición de boro y niobio para retardar la formación de ferrita poligonal. El propósito de este estudio fue el de investigar la influencia del boro sobre la cinética de la transformación bainítica, su evolución microestructural y las propiedades mecánicas en aceros de bajo carbono. Los diagramas de transformación isotérmica y de continuo enfriamiento fueron determinados por una cuantitativa caracterización de la microestructura bainítica y su morfología usando técnicas metalográficas avanzadas.

Se han llevado a cabo pruebas de dureza para definir las propiedades mecánicas de aceros bainíticos aleados con boro. Estas indican que con las adiciones de boro la dureza del acero aumenta en comparación al metal base, lo cual se debe al refinamiento microestructural (Zhu, et al., 2011). A parte del boro, al adicionar niobio a la composición química, los valores de dureza aumentan aún más (Naderia, et al., 2011). Dentro de esta investigación se han realizado pruebas de nanoindentación mediante un indentador Berkovik. Para esta prueba se aplicó una carga de 5 mN sobre la superficie del material, donde los resultados indican un incremento en la dureza de la aleación que contiene boro (Wang, et al., 2010). De acuerdo con el trabajo de Nadiera et al. (2011), los aceros aleados con boro obtuvieron microestructuras de martensita y bainita, cuyos resultados han mostrado que los aceros que contienen este elemento alcanzaron un esfuerzo de tensión de alrededor de 2000 MPa, mientras que los no aleados con boro estuvieron en el orden hasta de 1400 MPa.

En la Universidad Nacional de Colombia, Mauricio Sierra (2011) llevó a cabo un proyecto de investigación referente a este tema, donde la combinación de una estructura bainítica sin carburos y aleado con boro en el material fabricado permitió obtener aceros con mejores propiedades mecánicas. Para evaluar la influencia del elemento Boro, inicialmente se validaron los datos de composición química usando las técnicas de espectrometría de emisión y se realizó la caracterización mecánica que consistió en hacer pruebas de tensión y de impacto a temperatura ambiente en las respectivas probetas, así como de dureza. También se llevaron a cabo pruebas de dureza en escala Rockwell C a las probetas obtenidas de cada una de las aleaciones, donde se obtuvieron valores de dureza elevados para el caso de los aceros obtenidos en vacío. La influencia que tuvo el obtener una microestructura bainítica libre de carburos, condujo a afirmar que

el aumento en los valores, tanto de esfuerzo máximo como de esfuerzo de fluencia, se debió principalmente a esta razón. Fue evidente el aumento de la resistencia a medida que se aumentaba el contenido de Boro, aunque la cantidad de boro varia en relaciones muy pequeñas se apreció el fuerte efecto de este elemento de aleación. Los análisis de difracción de rayos X y SEM fueron complementarios para concluir de que si se obtuvo una estructura bainítica libre de carburos, la cual posiblemente puede ser explicado por las adiciones de silicio en porcentajes altos que retrasan la formación de cementita.

DESGASTE

Con la obtención de los nuevos aceros bainíticos y sus excelentes propiedades mecánicas se han llevado a cabo estudios referentes al comportamiento que tiene esta clase de aceros frente a fenómenos como el desgaste. Yang, Wang y Zhang (2012) llevaron a cabo investigaciones referente al efecto de la temperatura de transformación bainítica sobre la resistencia que tiene en aceros con contenido de silicio y aluminio, donde se observó un aumento en la resistencia al desgaste por deslizamiento de la nanoestructura bainítica cuando la temperatura de transformación disminuyó de 260 a 220°C.

Se ha estudiado el desempeño de los aceros bainíticos en relación a la resistencia al desgaste, Leiro, Kankanala, Vuorinen y Prakash (2011) analizaron el acero 60SiCr7 con una microestructura bainítica libre de carburos. Para ello, las muestras fueron austemperizadas en un baño de sal mantenido a 250, 300 y 350°C por una hora. Los resultados indicaron que el material con la más alta dureza, el austemperado a 250°C, exhibió la tasa de desgaste más baja. Otra conclusión obtenida se asoció a que la rugosidad inicial no influyó de manera significativa. La baja tasa de desgaste en la muestra tratada a 250°C fue atribuida a sus mejores propiedades mecánicas obtenidas a partir de su microestructura más fina. Durante el desarrollo del ensayo se observó una transformación de la austenita a martensita, denominado el efecto TRIP, el cual pudo ser detectado mediante rayos X.

Otros estudios referentes al comportamiento de la resistencia al desgaste fueron realizados. Chattopadhyay, Sangal, Mondal y Garg (2012), quienes llevaron a cabo un estudio del comportamiento al desgaste de dos aceros microaleados. Inicialmente un tratamiento de recocido se desarrolló sobre estos aceros en orden de alcanzar microestructuras perlíticas y bainíticas, donde el comportamiento al desgaste fue estudiado. Las temperaturas de transformación isotérmica para ambos aceros fueron seleccionadas para producir una escala muy fina en las microestructuras. Las muestras fueron ensayadas bajo condiciones de deslizamiento en seco al variar la carga normal desde 20 a 50 newtons con una frecuencia de 5 a 11 hertz. La tasa de desgaste de la microestructura bainítica fue un orden de magnitud menor que el acero perlítico. Esto fue atribuido a la mayor cantidad de dureza, la alta densidad de dislocaciones y una distribución más fina de los agregados austenita-cementita a través de la microestructura bainítica.

Las microestructuras transformadas en perlita fina, bainita nanoestructurada y martensita, donde sus condiciones difirieron en dureza, fueron analizadas por Bakshi, Shipway y Bhadeshia (2013) mediante un ensayo de desgaste abrasivo, donde se utilizó la sílica como agente abrasivo. La insensibilidad de la estructura en la resistencia al desgaste se debió a los diferentes mecanismos de daño presentados en la superficie de cada acero. En la perlita, las partículas abrasivas condujeron a una extensa picadura sobre su superficie. Para el caso de la martensita, la fragmentación en la superficie fue el principal mecanismo, con poco material adherido en la superficie. Para la bainita se evidenció una deformación plástica en la superficie con buena adhesión y daño en el material. Ensayos de nanoindentación fueron llevados a cabo y mostraron que solo la estructura bainítica fue endurecida en la superficie, donde se originó una reaustenización con subsecuente transformación martensítica, lo cual causó incrementos en los niveles de dureza. Las muestras perlíticas y martensíticas mostraron un significativo ablandamiento en las regiones de la superficies de abrasión (DasBakshi, Shipway & Bhadeshia, 2013).

Ensayos sobre un simulador “roller-on-plate” en aceros con microestructura perlítica y bainítica, se llevaron a cabo por Saulot, Godeau y Berthier (2012) para analizar la resistencia al desgaste de un sistema de rieles, con el propósito de analizar la respuesta tribológica de aceros bajo condiciones de contacto rueda-riel. Los resultados mostraron una diferencia en la sensibilidad y el mecanismo de desprendimiento de partículas de acuerdo con el grado de la microestructura, pero no hubo una evolución significativa en el coeficiente de fricción.

En el Instituto de Investigaciones Metalúrgicas de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, mediante el trabajo realizado por Rojas (2009) se llevó a cabo el procesamiento y fabricación de aceros bainíticos de alta resistencia, donde se estudió la influencia del boro en el desarrollo de la microestructura bainítica, con concentraciones de 10, 76 y 161 partes por millón de boro. Las muestras fueron enfriadas al aire y otro conjunto fue templado con agua luego del proceso de laminación en caliente. Mientras que para los aceros enfriados al aire se obtuvo una microestructura bainítica, para los aceros templados la microestructura obtenida fue la martensita. La mejor combinación de propiedades mecánicas fueron obtenidas para el acero con 76 partes por millón de boro, donde la resistencia al desgaste está acorde con las propiedades mecánicas.

A nivel nacional se han desarrollado diferentes investigaciones en relación al comportamiento de los aceros bainíticos en relación al desgaste. En la facultad de Minas en la Universidad Nacional de Colombia (Sede Medellín) Viáfara (2004) en una máquina “pin on disk”, llevó a cabo ensayos de desgaste por deslizamiento para estudiar el comportamiento del acero perlítico AISI 1070 y el bainítico AISI 15B30: la resistencia al desgaste fue relacionada con la pérdida de masa después de las pruebas y las superficies desgastadas, al igual que las partículas removidas, fueron analizadas por medio de los microscopios óptico y electrónico. El acero perlítico mostró mayor resistencia al desgaste que el bainítico. El principal mecanismo de remoción de material para el acero bainítico fue el adhesivo, conduciendo a un daño más fuerte en la superficie.

CORROSIÓN

La resistencia a la corrosión es otro de los factores los cuales han sido estudiados en los aceros bainíticos. Wang, Li, Guan y Chen (2009) introdujeron algunas muestras en dispositivos encargados de acelerar el proceso de corrosión, las cuales fueron inmersas en posición vertical en una solución de cloruro de sodio, donde dichas pruebas tuvieron un total de 88 ciclos). Zhang (2010) encontró que el cobre promueve la formación de óxido durante las primeras etapas de exposición, donde se enriquecerá sobre las capas oxidadas, resultando un efecto benéfico similar al realizado por el cromo, alcanzando una protección y densificación de las capas de óxido.

La resistencia a la corrosión de aceros bainíticos fue comparada con el acero de intemperie mediante un ensayo de corrosión acelerada, trabajo llevado a cabo por Wang et al. (2009). Los resultados indicaron que la resistencia a la corrosión fue casi la misma entre los aceros estudiados, dicha conclusión fue basada a partir de la pérdida de peso experimentada en cada acero. En la caracterización microestructural se observó que el refinamiento de grano no deterioró la resistencia a la corrosión, además, la microestructura homogénea, con un bajo contenido de carbono y distribuido aleatoriamente, pudo incrementar efectivamente la resistencia a la corrosión del acero bainítico. Las capas internas de óxidos contuvieron partículas nanocristalinas de Fe_3O_4 , mientras las aleaciones de cobre y cromo fueron enriquecidas en la capa del óxido y en la interface del sustrato en el acero bainítico, los cuales jugaron un importante rol para formar una capa protectora compacta.

Kazum, Kannan, Beladi, Timokhina, Hodgson y. Khoddam (2014) estudiaron el desempeño a la corrosión del acero bainítico nanoestructurado y que fue comparado con un acero martensítico en una solución de cloruro de sodio usando técnicas electroquímicas. Los resultados mediante polarización potenciodinámica mostraron un 85% de densidad de corriente más baja para el acero bainítico nanoestructurado en comparación al acero martensítico. El acero bainítico tuvo un mejor desempeño que el martensítico en un ambiente de cloruro de sodio ya que exhibió solo una disolución marginal selectiva de austenita retenida mientras que el martensítico reveló corrosión localizada, corrosión intragranular así como ataque localizado en los granos.

En el trabajo efectuado por Qu, Pang, Wang y. Gao (2013) se realizó una observación del comportamiento a la corrosión de un acero de bajo carbono microaleado cuya microestructura es dual-phase, ferrita-bainita, donde la corrosión se originó desde el interior de la ferrita y en el límite de este microconstituyente.

3. OBJETIVOS

3.1. GENERAL

Evaluar el comportamiento al desgaste y a la corrosión, de los aceros bainíticos con una composición química de Fe-0.32C-1.45Si-1.97Mn-1.26Cr-0.26Mo-0.10V, con diferentes concentraciones de boro.

3.2. ESPECIFICOS

1. Producir el acero bainítico con una composición química aproximada Fe-0.32C-1.45Si-1.97Mn-1.26Cr-0.26Mo-0.10V mediante un horno de inducción al vacío, variando las concentraciones de boro en 10, 20, 40 y 60 ppm (partes por millón) y obtener la microestructura bainítica mediante tratamientos termomecánicos como la laminación en caliente.
2. Caracterizar microestructuralmente los aceros bainíticos con las diferentes concentraciones de boro mediante difracción de rayos X y microscopía electrónica de barrido.
3. Evaluar el comportamiento de los aceros bainíticos al desgaste mediante pruebas de punta sobre disco, y chorro de arena.
4. Analizar la resistencia a la corrosión mediante técnicas de Espectroscopía de Impedancia Electroquímica, Tafel y mediante un sistema de cámara salina.

4. MARCO TEÓRICO

4.1. BAINITA

Los aceros bainíticos con bajo contenido de carbono han sido desarrollados mediante el empleo de procesos termomecánicos controlados y las técnicas de precipitación controlada de fases de transformación, obteniendo aceros con microestructuras bainíticas ultra finas. Varios investigadores han concentrado la evolución de la microestructura por sus excelentes propiedades mecánicas (Zhang, et al., 2010). El espesor de las placas tiene una considerable contribución a las propiedades de los aceros bainíticos, donde la generación de grietas puede ser retrasada debido a la alta estabilidad mecánica de las películas o capas delgadas de la austenita retenida (Caballero, et al., 2009). Sin embargo, la austenita también se puede presentar en forma de grandes bloques, lo que lleva a la generación de martensita, haciendo que el acero se vuelva más frágil, por lo que es necesario la eliminación de estos bloques. (Naziftoosi, Haghdadi & Rashid, 2011).

4.1.1. Carbono en Bainita

La bainita se forma a una temperatura superior a la martensita, donde el carbono puede escapar fuera de las placas en una fracción de un segundo, sin embargo, su composición original no puede ser medida directamente. El crecimiento puede por otra parte ser adifusional, donde el carbono es atrapado por la interface y se requiere que la transformación ocurra a temperaturas debajo de T'_{0} , cuando la energía libre de la bainita comienza a ser menor que la de austenita de la misma composición (Bhadeshia & Honeycombe, 2006). La temperatura T'_{0} en un acero se define como aquella a la que la austenita y la ferrita de la misma composición química tienen idénticas energías libres, por lo tanto, la transformación bainítica sólo puede tener lugar por debajo de la temperatura T'_{0} , lo que indica que el crecimiento adifusional sólo puede tener lugar si la concentración de carbono de la austenita es inferior a la representada por la curva T'_{0} (figura 1). Una vez que el crecimiento de una placa de ferrita bainítica termina, el exceso de carbono que pueda tener se difunde a la austenita vecina, de forma tal que la siguiente placa ha de crecer a partir de una austenita enriquecida en carbono, siempre y cuando la concentración de carbono no supere la determinada por la curva T_{0} . Por ello se dice que la reacción está incompleta, ya que la transformación cesa porque la austenita no ha alcanzado su composición de equilibrio dada por la línea Ae_3 , tal como muestra la figura 1, por lo que el efecto es denominado “fenómeno de reacción incompleta” (Bhadeshia, 1982).

La fracción máxima de bainita que se puede formar a una temperatura dada es proporcional a la distancia entre la concentración de carbono promedio del acero, x , y la

correspondiente a la línea T'_0 , representada por la distancia "d" en la figura 1. Dada la pendiente negativa de la curva T'_0 , se espera una mayor fracción volumétrica de ferrita bainítica a medida que la temperatura de transformación disminuye. (García et al, 2005). Ésta transformación continúa, enriqueciendo progresivamente en carbono la austenita residual mientras que el cambio de energía libre sea favorable. Cuando el contenido en carbono de la austenita residual es tal que se cumple que $\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha} = 0$, la transformación cesa, pues se impide la formación adifusional de una nueva subunidad de ferrita bainítica. (Santofimia, 2006)

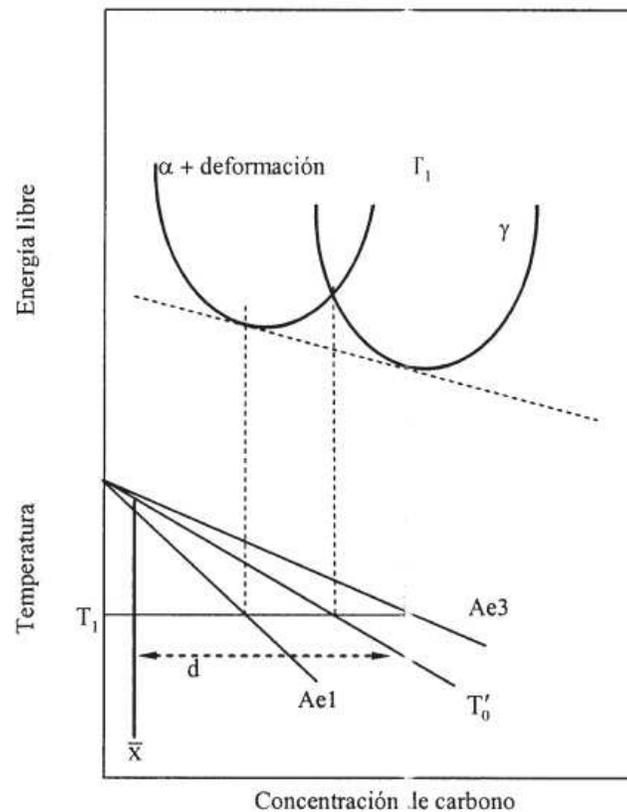


Figura 1. Ilustración esquemática del origen de la construcción T_0 sobre el diagrama de fase Fe-C. Austenita con una concentración de carbono a la izquierda del límite de T_0 puede en principio transformarse sin difusión, la cual es termodinámicamente imposible si la concentración de austenita excede la curva T_0 . (García et al., 2005).

Para una composición química determinada, a cada temperatura de transformación le corresponde una cantidad máxima de concentración en carbono de austenita residual de acuerdo con la condición termodinámica $\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha} = 0$. La línea T'_0 es la representación de estas temperaturas frente a los contenidos en carbono máximos correspondientes a una composición química determinada. (Santofimia, 2006). Otra característica importante de la reacción bainítica con relación a su fenómeno de reacción incompleta es la existencia de una temperatura bien definida por encima de la cual la austenita no se

transforma en bainita. Tal temperatura, denominada B_s (Bainite start), es determinada por la composición química de la austenita. A una temperatura B_s bien definida, a un valor superior a esta la bainita no se formará, la cual ha sido confirmada por un amplio rango de aleaciones. La cantidad de bainita que se forma incrementa a medida que la temperatura de transformación disminuye por debajo de la temperatura B_s . La fracción incrementa durante la transformación isotérmica como una función del tiempo, alcanzando un límite asintótico que no cambia sobre un tratamiento térmico prolongado, además, cuando cantidades substanciales de austenita permanecen sin transformar. En las temperaturas intermedias, entre B_s y B_F , siempre existirá austenita residual la cual transformará con menor velocidad después de un período de tiempo dado, el cual generalmente es demasiado grande en los aceros. (Viáfara & Vélez, 2005).

4.1.2. Cinética

La velocidad de la reacción de la bainita es considerada a partir de un número de eventos como se puede observar en la figura 2. Una sub-unidad nuclea en el límite del grano austenítico y se alarga a una cierta velocidad antes de que su crecimiento sea comprometido por la deformación plástica dentro de la austenita. Posteriormente, nuevas sub unidades nuclean en su punta y la placa se desarrolla a medida que este proceso continua. La velocidad de alargamiento total de una placa es por lo tanto más pequeña que una sub-unidad individual porque existe un intervalo entre la formación de sucesivas sub-unidades. La fracción de volumen de bainita depende en su totalidad de la cantidad de placas en crecimiento desde diferentes regiones dentro de la muestra. La precipitación de carburos también influye en la cinética por la remoción de carbono desde la austenita residual o desde la ferrita supersaturada (Bhadeshia & Honeycombe, 2006).

Estas características generales de transformación, correspondientes al cambio en la fracción de la bainita con respecto al tiempo, la temperatura, la estructura del grano austenítico y la química de la aleación, son consideradas en términos del diagrama TTT, figura 3. Este diagrama contiene dos curvas separadas, la curva de alta temperatura describe la evolución difusional de la transformación de productos tales como la ferrita y la perlita, mientras que la curva inferior representa las reacciones displacivas tales como la ferrita Widmanstätten y la bainita. A medida que la concentración de la aleación incrementa para retardar la descomposición de la austenita, las dos curvas superpuestas comienzan a transformarse de forma diferente, y una característica “gap” se desarrolla alrededor de la temperatura B_s en el diagrama TTT. (Bhadeshia & Honeycombe, 2006).

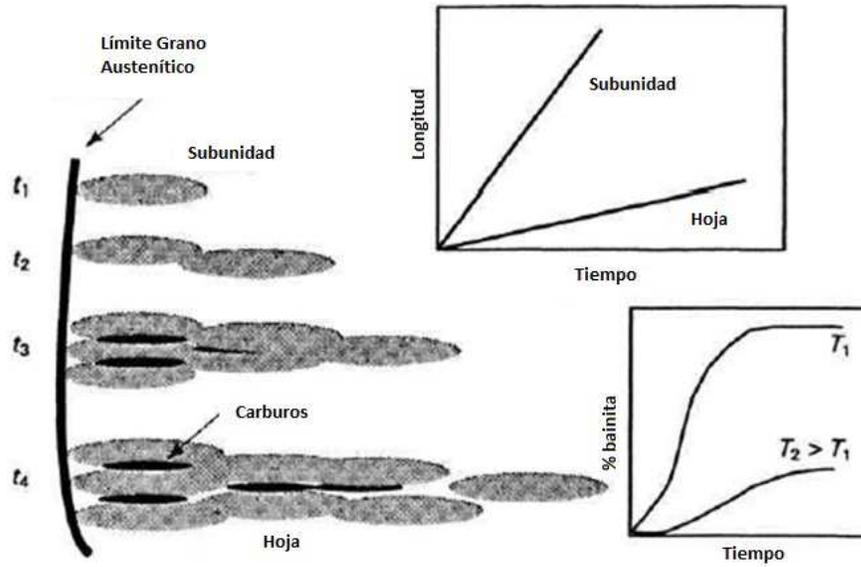


Figura 2. Ilustración esquemática de las características microestructurales relevantes en la descripción cinética de una microestructura bainítica. (Bhadeshia & Honeycombe, 2006)

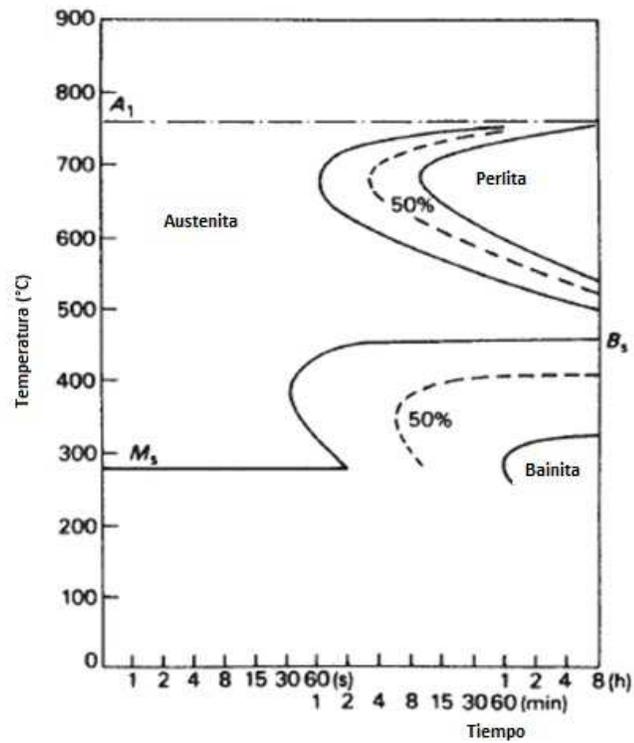


Figura 3. Curvas TTT para un acero Fe-3Cr-0.5C wt% (Bhadeshia & Honeycombe, 2006)

En contraste a la transformación de fase displaciva, las transformaciones de fase de bainita son acompañadas por procesos de difusión, como es el caso de la bainita superior e inferior. Para la bainita superior a alta temperatura hay una difusión de carbono dentro de la austenita seguida por la precipitación de carburos desde la austenita. Para la bainita inferior a baja temperatura hay difusión de carbono dentro de la austenita y precipitación de carburos en ferrita, seguida por una precipitación de carburos desde la austenita, (Mahnken, Schneidt & Tschumak, 2011).

La teoría reconstructiva dice que la bainita es un producto de una transformación reconstructiva, la mayoría de la transformación de fase en estado sólido toma lugar por el movimiento de los átomos mediante activación térmica y crece por la migración de crecimiento de rebordes sobre las caras anchas de la interface. La cizalla o teoría displaciva dicta que la ferrita bainítica se forma por cizalla y que la transformación es esencialmente martensítica en naturaleza, el movimiento individual de átomos es menor que en el espacio interatómico y precedido por la formación de subunidades. El criterio tradicional para distinguir entre las teorías rivales de la transformación de bainita es si la nueva ferrita bainítica tiene el contenido de carbono para equilibrio (0.12 at%) o si es supersaturada en carbono. Sin embargo, en más aleaciones, es imposible experimentalmente estimar el contenido inicial de carbono en bainita ferrítica, debido a que el tiempo para que el carbono difusión dentro de la austenita puede ser extremadamente corto (Caballero, et al., 2012).

4.1.3. La Transición de Bainita Superior a Inferior

A medida que la temperatura de transformación es reducida por debajo de B_s la bainita inferior es obtenida, donde los carburos precipitan en la ferrita, con una correspondiente cantidad reducida de precipitación desde la austenita entre la ferrita. Esta transición de bainita superior a inferior puede ser explicada en términos del proceso rápido de revenido que ocurre después del crecimiento de una placa supersaturada de bainita (figura 4). El exceso de carbono tiende a distribuirse dentro de la austenita residual por difusión, pero la supersaturación también puede ser reducida por precipitación en la ferrita (Bhadeshia & Honeycombe, 2006).

A elevadas temperaturas la difusión es tan rápida que no hay oportunidad de que los carburos precipiten en la ferrita, dando lugar a la microestructura de bainita superior. La cementita eventualmente precipita desde la austenita retenida enriquecida de carbono. Como la temperatura de transformación es reducida y el tiempo para la descarburización incrementa, algo de carbono tiene la oportunidad de precipitar como finos carburos en la ferrita, mientras que las particiones restantes dentro de la austenita eventualmente precipitan inter-placas de carburos. Esta es la microestructura de bainita inferior. Debido a que solo una fracción de carbono se distribuye dentro de la austenita, las inter-placas de carburos son más pequeñas que aquellas asociadas con la bainita superior. Esto explica porque la bainita inferior con su alta microestructura refinada es más tenaz que la

bainita superior, aunque esta usualmente tiene más alta resistencia (Bhadeshia & Honeycombe, 2006).

Una consecuencia del mecanismo de transición de la bainita superior a la inferior es que en los aceros que contienen altas concentraciones de carbono, solo la bainita inferior es la obtenida. La gran cantidad de carbono que es atrapado dentro de la ferrita por transformación simplemente no puede escapar lo suficientemente rápido de la austenita, por lo que la precipitación desde la ferrita es inevitable. Al contrario, en aceros de bajo carbono, el tiempo para la descarburización es tan pequeño que solo la bainita superior es obtenida por transformación en todas las temperaturas, entre la temperatura final de la perlita y la temperatura de inicio de la martensita (Bhadeshia & Honeycombe, 2006).

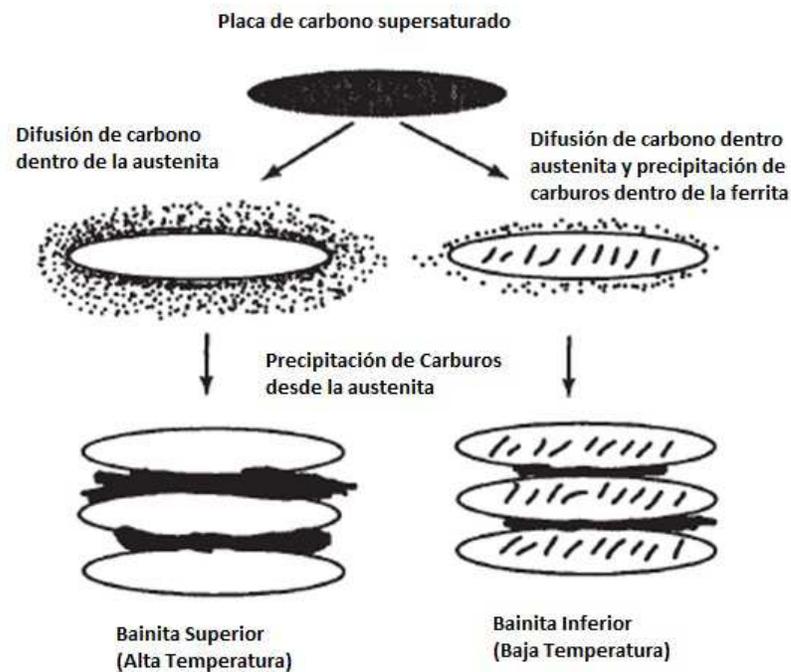


Figura 4. Representación esquemática de la transición de bainita superior a inferior. (Bhadeshia & Honeycombe, 2006)

La microestructura de la bainita superior contiene placas finas de ferrita, que tienen un ancho aproximado de 0,2 micras y 10 micras de largo. Las placas crecen en grupos llamadas hojas, donde las placas son paralelas y la orientación cristalográfica es idéntica, cada una con un hábito cristalográfico bien definido. Las placas individuales en una hoja frecuentemente se denominan sub-unidades de bainita, las cuales están usualmente separadas por una baja desorientación de límites o por partículas de cementita (Bhadeshia & Honeycombe, 2006).

La bainita inferior, con un rango de temperatura entre 400°C y 250°C tiene una microestructura y características cristalográficas las cuales son muy similares a las de bainita superior. La mayor distinción es que las partículas de cementita también precipitan dentro de las placas de ferrita. Existen dos tipos de precipitados de cementita: aquellos que crecen desde la austenita enriquecida de carbono la cual separa las placas de ferrita bainítica, y otras las cuales aparecen al precipitar desde la ferrita supersaturada. En contraste a la martensita revenida, las partículas de cementita en la bainita inferior frecuentemente precipitan en solo una variante de la relación de orientación, figura 5, tales que forman arreglos paralelos de alrededor 60° al eje de la placa de bainita. En la austenita revenida, los carburos tienden a precipitar en arreglos Widmanstätten (Bhadeshia & Honeycombe, 2006).

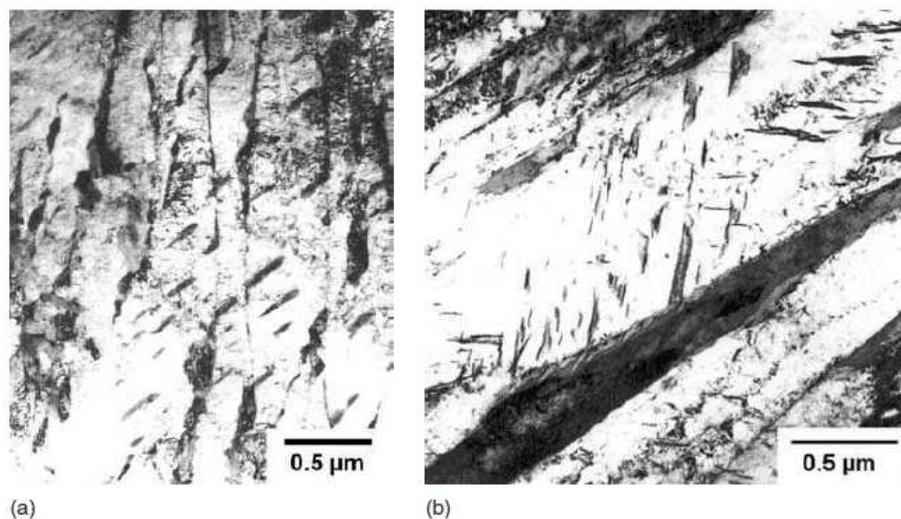


Figura 5. (a) Variante simple de cementita en bainita inferior, Fe-0.3C-4Cr wt%, transformada isotérmicamente a 435°C. (b) Múltiples variantes de cementita en bainita inferior, Fe-0.4C-2Si-3Mn wt%, transformada isotérmicamente a 300°C. (Bhadeshia & Honeycombe, 2006)

4.1.4. Clasificación de la Bainita

Recientemente Zajax (Suikkanen, 2009) ha propuesto un nuevo tipo de clasificación para los microestructuras bainíticas de bajo carbono. Su sistema es basado sobre la morfología de la bainita y el tipo de microconstituyente de su segunda fase. Su sistema de clasificación reconoce cinco morfologías de bainita:

Bainita Granular: es definida como la microestructura de tipo irregular compuesta de ferrita (granular) con una segunda fase distribuida entre los granos de ferrita, figura 6.a. Las características de la bainita granular es la carencia de carburos en la microestructura. El carbono que es particionado desde la ferrita bainítica estabiliza la austenita residual, por lo que la microestructura puede contener cualquier producto de

transformación que puede transformarse desde la austenita enriquecida de carbono. Se han observado cinco morfologías en la segunda fase: perlita degenerada o partículas de cementita, mezcla de productos de transformación, martensita-austenita y martensita. (Suikkanen, 2009)

La bainita superior, figura 6.b, contiene placas de ferrita, donde la segunda fase precipita desde la austenita y frecuentemente es cementita. Típicamente la bainita superior contiene lazos alargados ordenados en paquetes con partículas de cementita distribuidas entre los límites de las placas. En la presencia de elementos microaleantes, los lazos de ferrita bainítica pueden contener una fina dispersión de precipitación de carburos. (Suikkanen, 2009)

La bainita superior degenerada, figura 6.c, se origina cuando la formación de cementita es prevenida dando una microestructura que contiene lazos de ferrita y carbono enriquecido con el microconstituyente martensita/austenita sobre los límites de los lazos.

La bainita inferior, figura 6.d, la cual se forma en aceros de bajo carbono, contiene placas de ferrita con precipitados de cementita dentro de los lazos de ferrita. Las partículas de cementita tienen sus ejes más largos e inclinados alrededor de 60° , en la dirección del crecimiento de los lazos de ferrita. Algunas pequeñas partículas pueden ser encerradas dentro de los lazos de ferrita.

Bainita inferior degenerada, figura 6.e, tiene un lazo como microestructura con martensita/austenita como microconstituyente de segunda fase dentro de los lazos de ferrita.

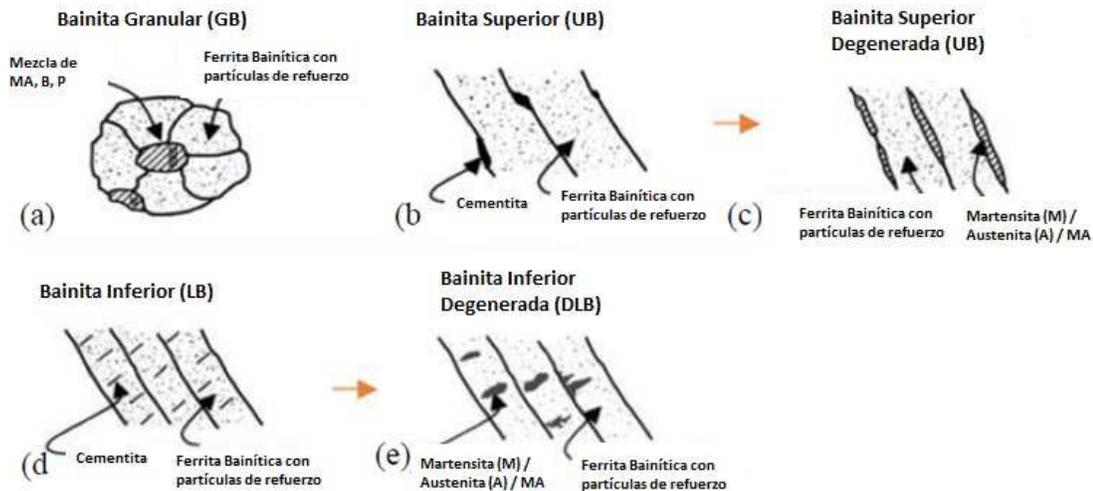


Figura 6. Ilustración esquemática de la morfología de la bainita en aceros bainíticos de bajo carbono mostrando (a) bainita granular, (b) bainita superior, (c) bainita superior degenerada, (d) bainita inferior, (e) bainita inferior degenerada. . (Suikkanen, 2009)

4.2. BORO

El boro en solución sólida en los aceros ha marcado la tendencia en segregarse a los límites del grano austenítico y por lo tanto reduce la energía por unidad de área en dichas zonas. Como consecuencia los límites comienzan a ser menos efectivos en relación a los sitios de nucleación de la ferrita, por lo que la templabilidad del acero incrementa. Todo esto puede ser alcanzado por unas pocas adiciones en partes por millón de boro en solución sólida (Khare, Lee & Bhadeshia, 2009). La diferencia en el tamaño del grano de la austenita también puede influenciar la manifestación del efecto del boro durante la transformación de la bainita. La ferrita bainítica nuclea en los límites del grano austenítico con un limitado tamaño en la plaqueta. La transformación de la bainita procede por una sucesión de eventos de nucleación en el límite de grano austenítico y cerca de las plaquetas ya formadas. (Bhadeshia, 2001). El efecto del boro puede ser obstaculizado cuando la transformación bainítica ocurre en una microestructura de austenita con granos gruesos. (Song, et al., 2012).

4.2.1. Efectividad del Boro

La adición de cantidades de boro drásticamente disminuye la energía en el límite de grano de austenita (Zhou, et al., 2000), resultando en una disminución de la nucleación de la ferrita inicial en el límite de grano. El incremento en el tiempo de incubación antes de una tasa de nucleación es observada en aceros con contenido de boro (Tamehiro, 1987). Desde que la ferrita usualmente nuclea sobre los límites de grano austenítico, el boro puede retardar la nucleación de la ferrita, pero no la velocidad de crecimiento, por la segregación a los límites del grano austenítico. Existen otros mecanismos que probablemente explican cómo los átomos de boro retardan la nucleación de ferrita, descritos a continuación:

- Reducción en la difusividad del hierro

La segregación del boro a los límites del grano austenítico puede reducir la difusividad del hierro y posiblemente la frecuencia de salto de carbono, debido a que bloquea los sitios intersticiales o incrementa los módulos del límite del grano. En aceros, la velocidad de nucleación de ferrita es proporcional al salto de frecuencia de carbono, por lo tanto, una reducción de esta frecuencia en los límites del grano de austenita da como resultado una retardación de la nucleación de la ferrita (Lu, 2007).

- Reducción en el número de sitios de nucleación

El gran desfase de la red cristalina de alto ángulo en el límite de grano siempre crea algunas regiones de baja densidad de átomos, los cuales son sitios favorecidos para la

nucleación de ferrita. Los átomos de boro difunden y se posicionan a través de la segregación y precipitación de algunos pequeños tamaños de partículas, por lo que la velocidad de nucleación de ferrita será reducida. La figura 7 muestra una reducción en el número de los sitios de nucleación para la ferrita con la adición de boro (Lu, 2007).

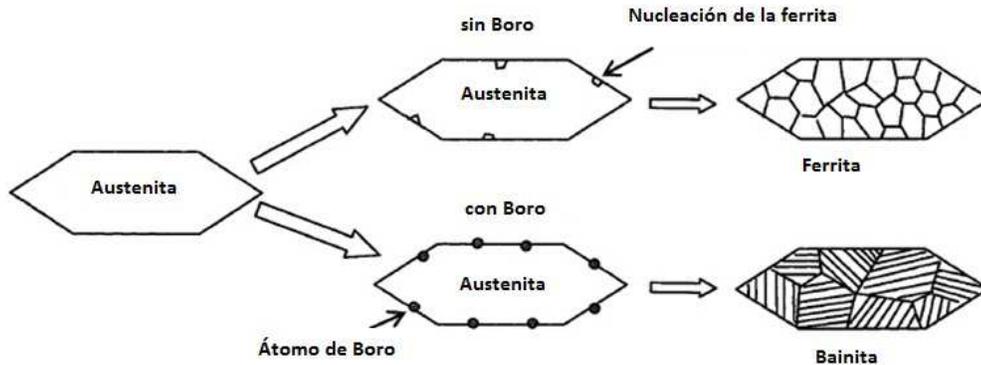


Figura 7. Diagrama que muestra el efecto de retardación de los átomos de boro sobre la nucleación de ferrita. (Lu, 2007)

- **Segregación del boro en el límite de grano en el acero**

El mecanismo de segregación a la interface es determinada primariamente por la no homogeneidad inherente de las interfaces. La segregación de átomos de soluto en los límites del grano austenítico puede ser clasificada dentro de la segregación en equilibrio y no equilibrio. El equilibrio en la segregación es un proceso termodinámico y ocurre principalmente durante transformación isotérmica del material a una cierta temperatura. La segregación en no equilibrio de boro a los límites del grano fue clarificada por Westbrook quien detectó un incremento en la dureza en los límites del grano (Lu, 2007).

4.2.2. Efecto o Composición del Acero al Boro

- **Nivel de carbono**

La efectividad del boro depende de la composición química del acero, especialmente de sus niveles de carbono. Rahrer y Armstrong estudiaron el efecto del boro en diferentes tipos de aleaciones en los 40. El contenido de carbono de los aceros investigados varió desde 0,1 a 1,0 de porcentaje en peso. Con este estudio temprano, concluyeron que el efecto del boro en la templabilidad del acero disminuye al incrementar el nivel de carbono. (Lu, 2007). Desde que el efecto del boro sobre la templabilidad del acero varía notablemente con el contenido de carbono del acero y el efecto es mucho menor en aceros con alto contenido de carbono, usualmente se añade en aceros de medio o bajo carbono. Solo 0.001% de boro es requerido para un óptimo efecto sobre la templabilidad

cuando una apropiada protección del boro es otorgado por adiciones de titanio o zirconio. En los 80 algunos investigadores estudiaron la influencia del laminado en caliente y tratamiento térmico sobre la segregación del boro en el acero. Fue sugerido que el comportamiento de la segregación de los átomos de boro durante el laminado en caliente es determinado por la difusión de los átomos de boro, la difusión en el límite del grano de los átomos de boro y la velocidad de barrido de la recristalización de los límites del grano de austenita. (Lu, 2007).

- **El efecto del boro sobre la templabilidad del acero**

Como se explicó anteriormente, existen cuatro razones principales sobre el mecanismo del efecto del boro. El primero es que la segregación del boro a los límites del grano de austenita reduce la energía en el límite de grano y reduce la nucleación preferencial en los sitios de ferrita. El segundo es que el boro reduce el coeficiente de difusión del hierro en los límites del grano y reduce la tasa de nucleación de la ferrita. Tercero, los límites de grano en un sitio de nucleación preferencial para ferrita desvanecerán cuando el boro segrega a los límites del grano. Por último, los finos boruros se forman a lo largo de los límites y es coherente con la matriz, en este caso la ferrita es dura para nuclear en la interface entre el boruro y la matriz. Es mutuo en todas estas explicaciones que la segregación del boro en los límites del grano de austenita influye en el proceso de nucleación de la ferrita pero no afecta las características termodinámicas de la austenita o ferrita. Ohmori concluyó que la templabilidad del acero alcanza el máximo solo si el equilibrio de la segregación alcanza el máximo valor y los boruros están ausentes (Wang, et al., 2002).

Sin embargo, en los ochentas la comparación de los resultados de ensayos en la templabilidad revelaron la distribución del boro en el acero mostrando que la diferencia de la segregación en no equilibrio del boro durante el templado fue la principal razón de variación de templabilidad, por lo que la templabilidad no solo tiene una relación con el contenido de boro en el acero sino con la práctica del proceso de calentamiento térmico. Es decir que la templabilidad será la más alta si la velocidad de la segregación de boro en no equilibrio puede ser comparable con la incubación de la descomposición de la austenita. Si la segregación se desarrolló muy rápidamente o lentamente durante el proceso de enfriamiento el efecto del boro sobre la templabilidad no será la mejor (Wang, et al., 2002).

Cuando se mantiene un período de tiempo corto, el boro no puede segregar a los límites del grano y la templabilidad declina. Incrementando el tiempo del tratamiento, el boro segregará a los límites del grano de austenita y los precipitados del boro aparecerán en sucesión. Cuando una obvia segregación del boro es presente pero los precipitados de boro no aparecen en los límites del grano de austenita ni las bandas de deformación, la templabilidad de los aceros será la mejor. Cuando hay una gran cantidad de boruros en el límite, la templabilidad del acero disminuirá dramáticamente (Wang, et al., 2002).

En general, los rastros de boro pueden mejorar la templabilidad de los aceros y la efectividad es determinada por la variación del boro en no-equilibrio en los límites del grano. Si el boro segrega en los límites del grano muy rápidamente o muy lentamente durante el proceso de enfriamiento, el efecto del boro sobre la templabilidad no será la mejor. El boro puede reducir el inicio y el final de las temperaturas de transformación evidentemente y mejora las propiedades mecánicas de las placas laminadas, consiguiendo mejores combinaciones de resistencia y tenacidad (Wang, et al., 2002).

4.2.3. El Boro y el Efecto en la Cinética de la Transformación Isotérmica

Los diagramas TTT indican que la adición de boro afecta la cinética de la transformación en el rango de temperatura de la transformación de bainita. Las principales consecuencias de la adición de boro sobre la transformación bainítica son:

- La adición de boro drásticamente incrementa el tiempo de incubación para la transformación.
- La tasa de transformación disminuye.
- La efectividad de la adición de boro es más pronunciada en el rango de alta temperatura de la transformación bainítica (Song, et al, 2012).

Cuando el tiempo de austenización no es considerado lo suficientemente largo para alcanzar el tamaño de grano de austenita, es probable que los átomos de boro segreguen a los límites de grano de austenita en movimiento. Durante el crecimiento del grano, la movilidad de los límites de grano difiere de región a región dependiendo de la fuerza de activación para el crecimiento del grano y la presencia de precipitados (Humphreys, 1995). En estas circunstancias, las cantidades de boro segregado en el límite de grano de austenita no serán homogéneamente distribuidos debido a las diferencias en la movilidad del límite de grano durante el recocido (Song, et al., 2012).

Es bien conocido que el efecto del boro en la templabilidad incrementa con el contenido de boro y que la eficacia satura o incluso disminuye en un alto contenido de boro (Lu, 2007). Esta observación conduce a una conclusión natural, que a muy bajas concentraciones de boro no se suprime efectivamente la nucleación de la ferrita en los límites del grano. Por lo tanto, se sospecha que la nucleación impulsada por la reducción de energía en el límite de grano ocurre primero en los límites de grano con un bajo nivel de boro segregado. Esto puede ser atribuido a un alto promedio en la concentración de boro en los límites de grano austenítico y una distribución más homogénea de este elemento en los límites de grano austenítico (Song, et al., 2012).

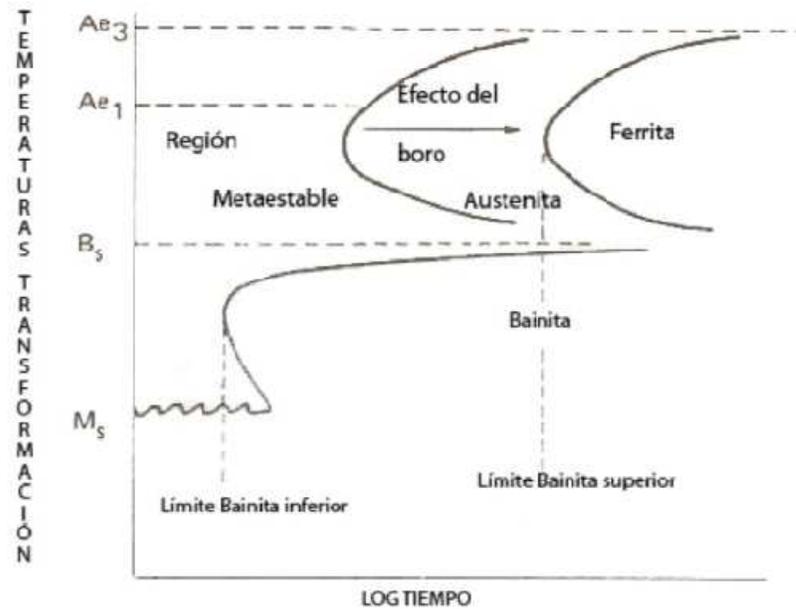


Figura 8. Efecto del boro en los aceros bainíticos (Bramfitt, 1990).

4.3. TRATAMIENTO TERMOMECAÁNICO (TCR) DE ACEROS DE BAJO CARBONO

El laminado en caliente fue primeramente asociado con el cambio de forma en lugar del mejoramiento de las propiedades antes de la segunda guerra mundial, donde las más altas resistencias de los aceros eran alcanzadas al incrementar el contenido de carbono y un mayor fortalecimiento de los elementos de aleación, tales como el manganeso, sílice, fósforo, cromo, níquel y cobre (Pickering, 1977). Este enfoque incrementa el costo de aceros y también da una pobre tenacidad, soldabilidad y formabilidad. La primera modificación del programa del laminado en caliente para el propósito de mejorar las propiedades mecánicas de los aceros fue realizado por Damnanfvets Jernverk en Suecia en 1940. El enfoque fue que la temperatura final del laminado fue disminuida para refinar la microestructura final y por lo tanto mejorar las propiedades mecánicas. En adición, este proceso también reduce en gran medida la energía de consumo por minimizar o también eliminar el tratamiento térmico después del laminado. Tal proceso de laminado fue llamado "controled Rolling" por Vanderbeck en 1958 (Pickering, 1977). Para una configuración dada del proceso de laminado, el cuidadoso diseño del proceso mencionado puede generar una microestructura refinada, y por lo tanto, mejorar las propiedades mecánicas. A continuación se describe el proceso en general del proceso de laminado. (Lu, 2007)

- En primera instancia los aceros son recalentados dentro de la región de austenita, usualmente en el rango de 1050°C a 1300°C, donde se presenta la disolución de los elementos de aleación y el engrosamiento de los granos de austenita. Lo ideal es

maximizar la disolución de precipitados mientras se mantiene el crecimiento del grano de la austenita a un mínimo. Por lo tanto, la temperatura de recalentamiento y el tiempo tienen que ser cuidadosamente seleccionados para optimizar el balance entre los fenómenos metalúrgicos. Una fina estructura austenítica desarrollada en esta etapa es beneficiosa para la tenacidad a causa de los elementos residuales que serán diluidos a los límites del grano de austenita. Además, la estructura del grano fino de austenita recalentada es una precondition para un nuevo refinamiento de las etapas de laminado posteriores. (Lu, 2007).

- Una serie de pasadas toman lugar en la etapa previo al recalentamiento con el propósito del refinamiento de la microestructura y el control de las dimensiones del producto. Este proceso es realizado relativamente a altas temperaturas, superior a la temperatura de no-recristalización (T_{nr}). La cinética de la recristalización y el engrosamiento del grano se producen rápidamente en esta etapa. El tiempo de interpasadas, la deformación y la velocidad de deformación son parámetros críticos que controlan la evolución metalúrgica de la microestructura. Cualquier selección impropia de estos parámetros conducirán a una microestructura indeseada y por lo tanto afecta las propiedades mecánicas. De esta forma, en el proceso de laminado tanto la temperatura como la deformación de las últimas pasadas deben ser cuidadosamente diseñadas en orden de rechazar una microestructura indeseada. (Lu, 2007)

- Durante el proceso de acabado, que opera dentro de un rango de temperatura debajo de T_{nr} y arriba de la temperatura inicial de la transformación de austenita a ferrita, la recristalización no es posible y la estructura de la austenita está progresivamente alargada. Los sitios de nucleación pueden ser creados en banda de deformación dentro de los granos de austenita cuando más del 50% de deformación es aplicada (Tanaka, 1982). Este número de sitios de nucleación conduce a estructuras de ferrita muy fina después de la transformación de austenita a ferrita, y esta ferrita fina es responsable de un incremento en las propiedades mecánicas en términos de tenacidad y resistencia. (Lu, 2007).

- El enfriamiento, como una parte natural e integral del proceso termomecánico, es crítico en términos de productividad y propiedades del material. Un proceso moderno termomecánicamente controlado es muy frecuente en procesos de laminado, que consiste en un laminado controlado más un enfriamiento acelerado. El rápido enfriamiento después de finalizar el laminado puede generar una alta velocidad de nucleación y también puede suprimir la etapa de crecimiento de la transformación. El crecimiento de los granos de ferrita es limitado a bajas temperaturas y la precipitación de los carbonitruros en la austenita puede ser también reducida. El rápido enfriamiento simplemente no da tiempo para la formación de precipitados en la austenita, por lo tanto los elementos microaleantes, tales como el niobio (Nb) y vanadio (V) son mantenidos en solución. Estos solutos precipitarán en ferrita durante el enfriamiento y adiciona resistencia a los aceros a través del fortalecimiento por precipitación. Sin embargo, una alta velocidad de enfriamiento podría reducir la tenacidad del acero si la temperatura final

de enfriamiento es muy baja a causa de la formación de bainita. Por lo tanto, la máxima velocidad de enfriamiento depende de cómo es la propiedad deseada en el acero.(Lu, 2007)

4.4. DESGASTE

El desgaste generalmente es definido como el daño superficial sufrido por los materiales después de determinadas condiciones de trabajo a los que son sometidos. Este fenómeno se manifiesta por lo general en las superficies de los materiales, llegando a afectar la sub-superficie. El resultado del desgaste es la pérdida de material y la subsiguiente disminución de las dimensiones y por tanto la pérdida de tolerancias.

El desgaste por deslizamiento puede ser caracterizado como un movimiento relativo entre dos superficies sólidas lisas en contacto bajo la acción de una carga, donde el daño en la superficie no se produce de una manera profunda debido a la penetración de las asperezas o de partículas. Las superficies pueden ser de naturaleza metálica o no metálica, con o sin lubricación. La rugosidad de la superficie y el texturizado, que dependen del método de fabricación, pertenecen a las propiedades micro-geométricas del emparejamiento entre las superficies, mientras que la carga, la velocidad de deslizamiento y la vibración pertenecen a la carga y propiedades macro geométricas. Finalmente, el desgaste por deslizamiento es significativamente influenciado por las propiedades metalúrgicas. (Zum, 1987)

La fuerza de adherencia entre las superficies acopladas depende de propiedades tales como la dureza, el endurecimiento por deformación, la estructura cristalina y la distribución de deslizamiento, es decir, la microscópica distribución y la capacidad de deformación o ductilidad. Estos factores, junto con la carga aplicada, afectan el área real de contacto a una temperatura dada. Las uniones soldadas se forman sobre las superficies de contacto debido a la adherencia. Como resultado del movimiento relativo, el material se separa o se transfiere y puede producir ranurado en la superficie con menor dureza debido a las partículas de desgaste. (Zum, 1987).

4.4.1. Desgaste en Metales

El desgaste por deslizamiento en seco de metales se ve afectado por las propiedades tales como la tendencia a la adhesión, la reactividad química, y la formación y el tipo de capas de transferencia y/o partículas de desgaste, además de las propiedades físicas. En la figura 9 se indican los efectos del trabajo de endurecimiento en el desgaste por deslizamiento en seco. Por un lado, un alto endurecimiento por trabajo resulta de la propensión en la alta presión de flujo o dureza de una superficie deformada, lo que puede reducir el área real de contacto o la tendencia a la adhesión o a la cantidad de deformación plástica, es decir, puede bajar la intensidad de desgaste. (Zum, 1987)

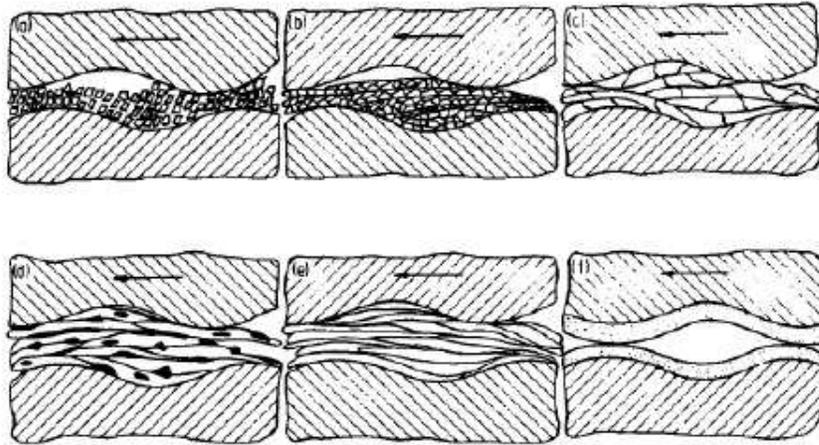


Figura 9. Diferentes tipos de fragmentos de desgaste y capas formadas durante el desgaste deslizante. (a) partículas de desgaste (b) capas de desgaste de fragmentos compactados (c) transferencia de la capa de baja ductilidad (d) transferencia de partículas tales como óxidos, inclusiones o carburos (e) transferencia de la capa de alta ductilidad (f) Capas dúctiles fuertemente adjuntas debido a la reacción triboquímica (Zum, 1987)

Una deformación plástica considerable conduce a un mayor endurecimiento de trabajo, que por lo general significa que la cizalla ocurre preferentemente en la pieza menos endurecida en los materiales acoplados. La resistencia al desgaste de metales puede variar en algunos órdenes de magnitud, dependiendo de las condiciones de funcionamiento durante el contacto deslizante. La más alta resistencia se puede lograr mediante una transición de desgaste severo a un desgaste oxidativo o leve. Sin embargo, muchos sistemas tribológicos sufren graves daños debido al contacto de metal - metal. En este régimen, el comportamiento de desgaste se ve afectado principalmente por la resistencia a la adhesión y/o la resistencia a la fatiga, en el que la deformación plástica juega un papel importante. La influencia de los elementos microestructurales en el comportamiento de desgaste es más significativa en contacto metálico sin capas de reacción triboquímica o lubricantes (Zum, 1987)

- Efecto de la Fricción en la Superficie

La fuerza de fricción es la función de variables como la carga normal, la velocidad, la temperatura y el tiempo de contacto, así como de otros parámetros de fricción externa. La fricción en el inicio de deslizamiento está tradicionalmente comparada con el resultado de las interacciones mecánicas entre las asperezas de tamaño micrométrico en los cuerpos interconectados. En otras palabras, la fricción como la fuerza de resistencia se debe a los procesos disipativos de acoplamiento y desacoplamiento de las microasperezas y se puede representar como la suma de las fuerzas de fricción sobre las partículas de tamaño micrométrico. Esta declaración ha adquirido el nombre de la ley aditiva fricción. (Lyubimov, Dolgoplov, & Pinchuk, 2013)

El área de contacto real se expande durante la fricción debido a los cambios en la distribución de tensiones mecánicas en la superficie. Los esfuerzos mecánicos distorsionan la red cristalina de la capa de superficie del cuerpo sólido dando origen a las dislocaciones. Por lo tanto, la región de los esfuerzos mecánicos máximos en la interfaz es la zona donde las dislocaciones se concentran. El creciente número de dislocaciones aumenta la plasticidad y reduce el esfuerzo de fluencia de los materiales. (Lyubimov, et al., 2013)

Davies en 1949 estableció que el máximo esfuerzo producido con deformación elástica se localizó sobre la subsuperficie. Esto se representa esquemáticamente en la figura 10, donde se muestra la posición del máximo esfuerzo de cizalla para un contacto elástico de una esfera sobre una superficie. La d en la figura 10 es el área actual de contacto para la esfera con la superficie. Los aros elípticos en la subsuperficie indican varios contornos para un esfuerzo de cizalla máximo en el material por aplicar la carga a la esfera. La zona de máximo esfuerzo de cizalla se conduce considerablemente por debajo de la superficie en sí. A medida que se va profundizando en el material el esfuerzo se va disipando. (Buckley, 1981)

El contacto entre sólidos ocurre a través de las asperezas; lo cual significa que la deformación plástica ocurre entre ellas pero de una manera leve. El contacto entre las asperezas (además bajo las cargas más livianas) experimenta una alta localización de esfuerzos en el área real de contacto. (Buckley, 1981)

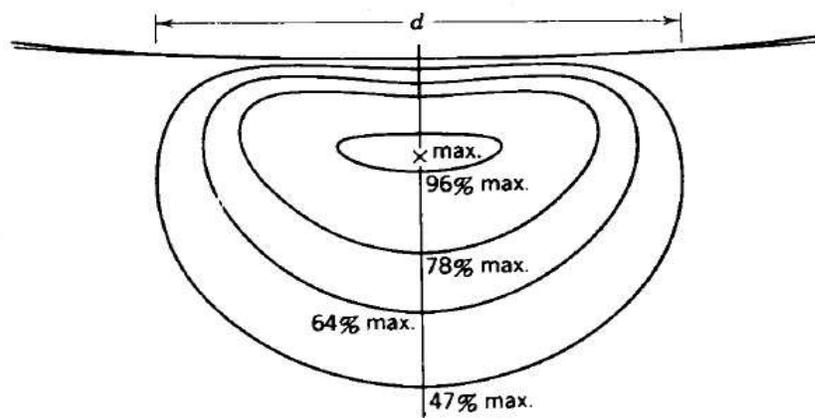


Figura 10. Posición de esfuerzo máximo para contacto elástico de una esfera sobre una superficie (Buckley, 1981)

- Concentración de Dislocaciones

Los metales son endurecidos durante el desgaste por deslizamiento. La cantidad de endurecimiento de trabajo depende del metal y su microestructura. Varios estudios han mostrado que la acumulación de la deformación resulta en el aumento de densidad de dislocaciones con una tendencia al reordenamiento de estas dentro de las celdas. Las paredes de las celdas pueden ser lugares de formación preferidos de propagación de grietas. El aumento de la acumulación de deformación durante el contacto de deslizamiento puede ser interrumpido por procesos tales como la aniquilación de dislocaciones, recuperación dinámica o recristalización dinámica (Zum, 1987)

La deformación de la superficie y las densidades de dislocaciones resultantes aumentan con el número de pasajes de asperezas en la superficie de contacto (figura 11 a y b). Las deformaciones se acumulan y las dislocaciones se reorganizan en las paredes de la celda. La estructura de la celda puede someterse a la recuperación, debido al calentamiento local o la inestabilidad inducida mecánicamente. Esto lleva a una estación local de la densidad de dislocaciones y por lo tanto de la deformación, que se limitan a la capa superficial delgada recuperada. Como resultado, una discontinuidad en la deformación se desarrolla por debajo de la superficie en la interfaz entre la zona recuperada y la zona fuertemente dislocada (figura 11 c). (Zum, 1987)

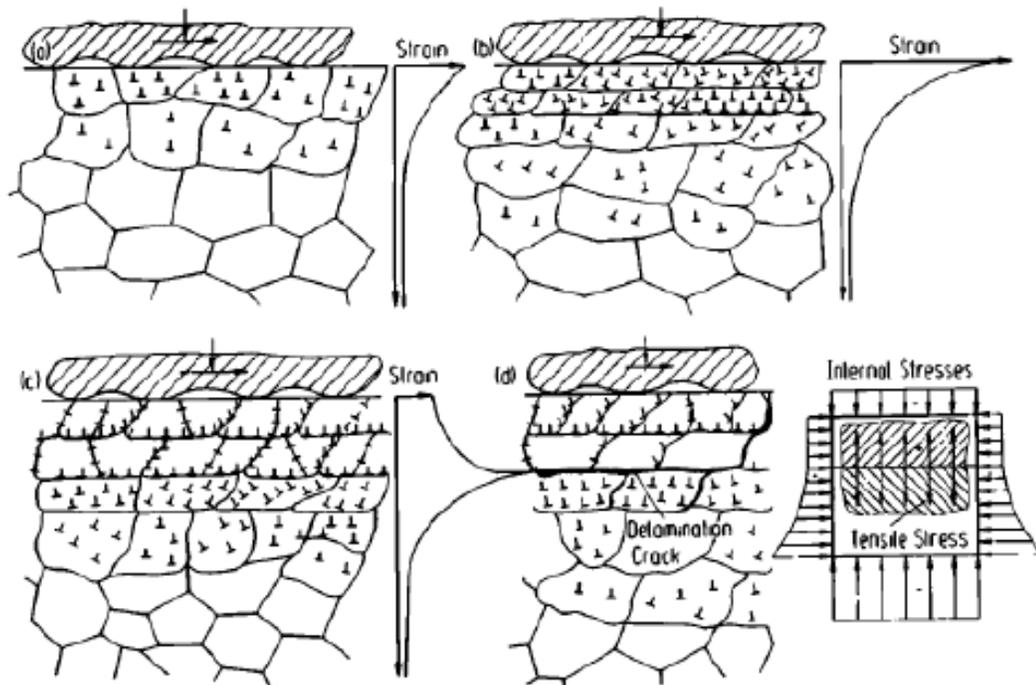


Figura 11. Estructuras de las dislocaciones, deformaciones y esfuerzos bajo una superficie metálica durante el contacto deslizante: (a), (b) incremento de la densidad de dislocaciones y deformaciones, debido al incremento transversal por las asperezas de la contracara. (c) celdas de dislocaciones recuperadas, resultando en una disminución de la deformación en la superficie (d) delaminación, grietas y esfuerzos internos. (Zum, 1987)

El concepto de la generación de dislocaciones asociadas con la deformación es extremadamente relativo al desgaste porque las dislocaciones son defectos lineales en sólidos. Estos defectos lineales pueden servir como sitios de generación de regiones débiles en el material donde las grietas y los huecos pueden desarrollarse a lo largo con las partículas de desgaste. Por ejemplo, la intersección de dislocaciones a lo largo de las líneas de deslizamiento pueden producir huecos que pueden crecer con una progresiva deformación hasta en las regiones de la subsuperficie debilitada, donde se puede dar inicio a una grieta que inicia su camino hacia la superficie y genera una partícula de desgaste. Asimismo, en las regiones de la superficie, altas concentraciones localizadas de dislocaciones pueden servir como un origen para la iniciación de grietas que pueden progresar en la subsuperficie si la carga es incrementada o si las condiciones de carga cíclica son impuestas. En muchos sistemas tribológicos, con esfuerzo y deformación, la concentración de dislocaciones se desarrolla con un alto grado a medida que el material en la superficie comienza a ser deformado. (Buckley, 1981)

Los materiales tienen una variación en el grado de tenacidad. Algunos son más tenaces que otros. Estos materiales con un alto grado de tenacidad y alto módulo de elasticidad no se deforman fácilmente y existe menos arado de la superficie por las asperezas. Para algunos sólidos, existe una completa ausencia de ductilidad, donde el material es completamente frágil. Cuando las asperezas entran en contacto con este tipo de materiales, la energía en la interface asociada con la carga en lugar de ser absorbida en deformación es disipada en la generación de grietas en la superficie. Con un movimiento tangencial, la fuerza tangencial imparte energía en la superficie y esta energía es de nuevo disipada en la generación de grietas en la superficie en el material como es indicado en la figura 11. (Buckley, 1981)

4.4.2. Tipos de Desgaste

Los modos de desgaste más comunes son el adhesivo, abrasivo, corrosivo, erosivo, cavitación, fatiga, y fretting. Es importante reconocer que en desgaste el material es removido desde las superficies. La remoción que puede tomar lugar en diferentes maneras está acorde con los mecanismos que operan en el sistema. De los mecanismos de desgaste mencionados, uno o más pueden ser operados en un sistema mecánico en particular. (Buckley, 1981)

Con la amplia variedad de mecanismos de desgaste que pueden operar en un dispositivo tribológico, existen varias formas de partículas de desgaste que pueden ser generadas como un resultado de este proceso. Las partículas generadas por el desgaste adhesivo, por ejemplo, pueden tomar la naturaleza del material arrancado de una superficie. Esto ocurre debido a la fractura de la subsuperficie donde el enlace adhesivo en la interface es más fuerte que el enlace cohesivo en el material menos duro. Las partículas pueden tomar la forma de plaquetas planas, como es experimentado en fatiga o en algunas instancias de desgaste erosivo. (Buckley, 1981)

- **Desgaste adhesivo**

La adhesión interfacial se relaciona con el tipo de enlace, sea iónico, covalente, metálico o de van der Waals. La unión adhesiva se ve favorecida por la deformación plástica, proceso por el cual las asperezas sobre las superficies de contacto forman uniones adhesivas. Estas uniones aumentan de tamaño por deformación plástica a medida que continúa el movimiento. (Ludema, 1996)

La ruptura de los enlaces por lo general conduce a la transferencia de material de una superficie a la otra. Esta transferencia produce una partícula de desgaste y las porciones del material transferido se eliminan en las siguientes pasadas. La formación de uniones adhesivas entre asperezas en dos superficies sólidas puede ser descrita a través de la estructura atómica. (Chigarenko, 1992). En contacto estático, las vacancias son formadas en la zona interfacial debido a las terrazas orientadas de manera diferente en ambas superficies, figura 12.a. Los átomos a través de la interfaz están relativamente muy separados, lo que conduce a bajas fuerzas entre las asperezas en contacto. (Buckley, 1981). Sin embargo, un reordenamiento de átomos de la superficie se obtiene sólo por la alta presión local y/o el movimiento relativo entre las superficies de contacto (figura 12.c).

Cuando la adhesión ocurre en la interface y el movimiento tangencial es impuesto sobre las superficies para causar movimiento relativo, la cizalla debe tomar lugar para causar ruptura en los enlaces adhesivos de la interface. En la práctica, los enlaces rara vez se rompen en la interface, donde el material cohesivamente más débil se rompe, el cual se transfiere al material cohesivamente más fuerte, lo que resulta en desgaste adhesivo o en la pérdida de material desde una superficie como un resultado del proceso de adhesión. (Buckley, 1981). Si el movimiento tangencial es impuesto entre las dos superficies en contacto, entonces una película de transferencia de material se establece con el proceso de deslizamiento como es indicado por el material sobre la superficie del sólido, figura 13. (Buckley, 1981).

El desgaste adhesivo puede tomar muchas formas como un resultado de las propiedades de los materiales en contacto. En todos los casos, un prerrequisito necesario para el desgaste adhesivo es la adhesión en la interface. Como un intento de movimiento tangencial, la fractura ocurre en la zona cohesiva más débil. Las grietas o agujeros aparecen porque la superficie literalmente se abre, debido al intento de movimiento tangencial. En algún punto, la fuerza tangencial es suficiente para superar el enlace adhesivo en la interface y fracturar las juntas adhesivas (o cerca de la unión adhesiva), dejando un bucle de material sobre la superficie. (Buckley, 1981)

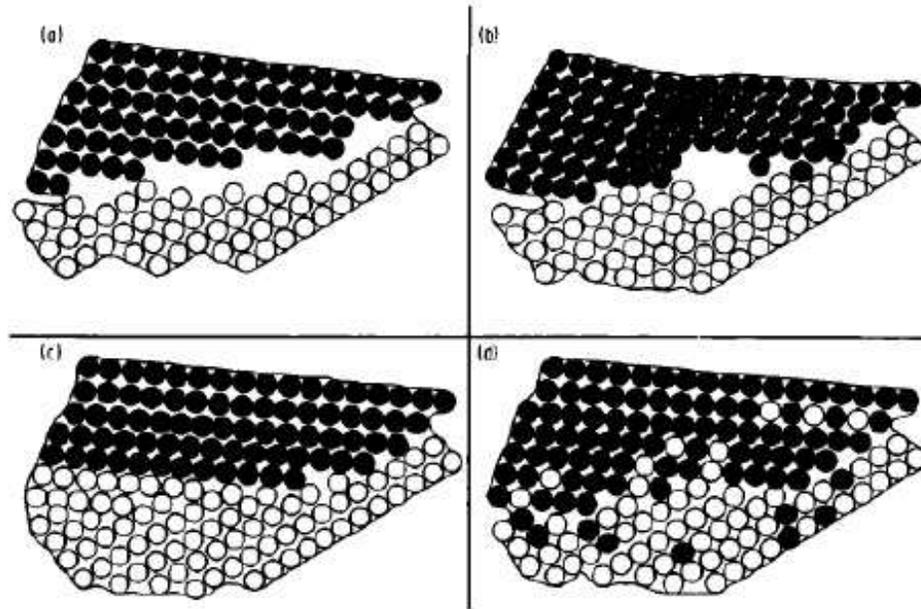


Figura 12. Modelo atómico de la formación de juntas adhesivas entre las superficie durante un contacto estático y de deslizamiento. (a) contacto estático, baja carga, (b) contacto estático, carga media, (c) contacto deslizante, alta carga y (d) similar a (c) pero difusión mutua en adición. (Zum, 1987)

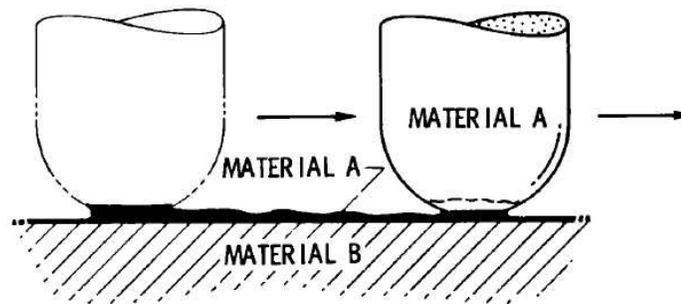


Figura 13. Desgaste adhesivo (Buckley, 1981)

- Efectos Químicos

La formación de productos de reacción triboquímica es un fenómeno bien conocido en el contacto de deslizamiento de superficies metálicas. Archard y Hirst han caracterizado los procesos de desgaste como "suave" o "severo". La intensidad de desgaste de los aceros en contacto seco deslizante pueden crearse de leve (oxidación) a severo (metálico) llevado a cabo con el aumento de la carga. De los conocimientos actuales, "desgaste

severo" es debido al contacto de metal a metal que implica eventos tales como la adhesión, la deformación plástica, formación de uniones y la transferencia de materiales. El incremento en la carga produce un incremento en la deformación la cual aumenta la cantidad de contacto metálico que ocurre. Así mismo, al incrementar la carga aumenta la temperatura en la superficie que puede resultar en un incremento en la oxidación, lo que produce más óxido para evitar la adhesión de un acero. En torno, al incremento en la velocidad de deslizamiento, se produce una elevación en la temperatura de la superficie, lo cual puede producir una ampliación en la reacción del acero con el oxígeno produciendo óxidos que tienden a inhibir la adhesión. (Zum, 1987)

Los óxidos de hierro juegan un importante rol en el comportamiento de desgaste adhesivo, los cuales evitan la formación de uniones metálicas. En general, los óxidos que se producen normalmente se presentan sobre la superficie del acero haciendo un trabajo de inhibición efectivo de la adhesión y la transferencia adhesiva. Sin embargo, la efectividad de estas películas en las superficies es en parte una función de los parámetros particulares mecánicos, los cuales son impuestos sobre el sistema para las superficies de los sólidos en contacto. Existen tres constituyentes presentados en las partículas: óxido de hierro Fe_2O_3 , óxido de hierro FeO y hierro metálico. (Buckley, 1981)

- **Desgaste Abrasivo**

Otra forma de desgaste frecuentemente encontrado en sistemas tribológicos es el abrasivo. El mecanismo fundamental involucrado en el proceso abrasivo es mostrado esquemáticamente en la figura 14. Existen actualmente dos modos por la cual la abrasión y el desgaste abrasivo pueden tomar lugar. El modo frecuentemente encontrado en procesos de remoción de material industrial tales como cortado, ranurado y maquinado, un grano abrasivo es incrustado en una matriz (parte superior de la figura 14). El grano abrasivo comienza a cortar o raspar una ranura en la superficie de la pieza de trabajo y remueve material. Generalmente, el grano es un material de alta resistencia cohesiva. Cuando las superficies están en contacto en seco, el material puede ser removido como una viruta, escama o rizo de metal desde la pieza de trabajo donde es un metal o aleación. (Buckley, 1981)

La adhesión también juega un rol en el proceso de abrasión. Muy frecuentemente, cuando los granos están en contacto, los metales adheridos a la superficie del grano, transferencia adhesiva (como un resultado de adhesión en la interface entre el metal y el material abrasivo), ocurre una transferencia del metal al abrasivo. Cuando esto pasa, la rueda de trabajo o las superficies de corte comienzan a ser cargados con metal. En el punto, la superficie cortada debe ser redireccionada o limpiada para remover el metal transferido en orden para renovar la efectividad de los bordes para cortar o triturar los granos individuales. (Buckley, 1981)

Un segundo modo o mecanismo por la cual el desgaste abrasivo puede ocurrir es en la situación donde un material de alta resistencia cohesiva (tales como dióxido de silicio,

óxido de aluminio, carburo de silicio) comienzan a ser atrapados como partículas individuales entre las dos superficies (como es indicado esquemáticamente en la parte superior de la figura 14 para las superficies A y B). Las partículas atrapadas entre las superficies A y B es un material relativamente duro, de alta densidad atómica y de alta energía cohesiva. Estas partículas actúan como superficies de corte para remover material. Varios investigadores han examinado superficies antes y después del proceso abrasivo (Stout, 1977). La figura 15 muestra una comparación de una superficie inicial y después de un proceso de desgaste en un sistema tribológico.

Dos superficies son superimpuestas en la figura 15. Las regiones negras en la figura son los perfiles de las superficies desgastadas. Las áreas que no están en negro, los picos y espigas, son las regiones que indican el perfil inicial. Una comparación de estos perfiles revelan un aplaneamiento de las asperezas. (Buckley, 1981)

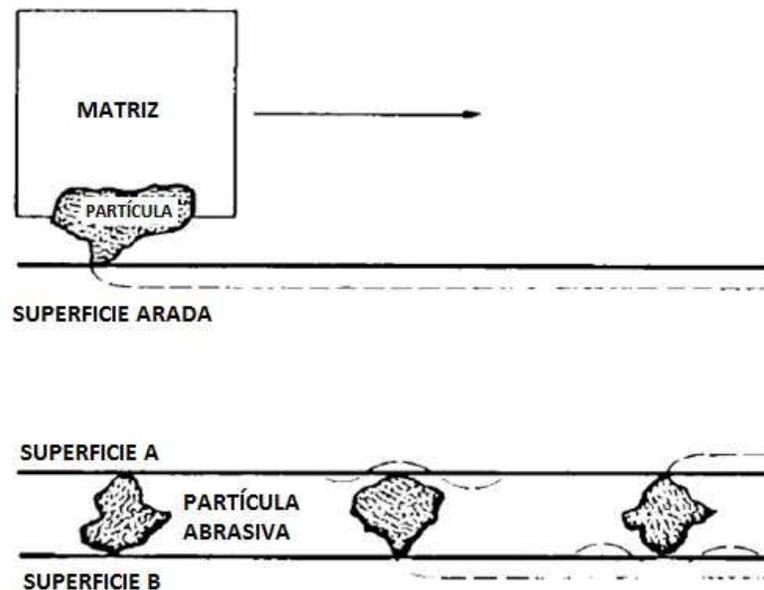


Figura 14. Mecanismo de desgaste abrasivo (Buckley, 1981)



Figura 15. Comparación de un perfil antes y después del desgaste (Buckley, 1981)

En el proceso de desgaste abrasivo, las propiedades del abrasivo son tan importantes como las propiedades de la pieza donde el material es removido. Por ejemplo, la naturaleza del abrasivo y su composición química influyen en las interacciones del abrasivo con el material de trabajo. En adición, existen características físicas del abrasivo la cual influye en la interacción del abrasivo entre el abrasivo y el material de la superficie. (Buckley, 1981)

Como un resultado del proceso de abrasión, una considerable cantidad de deformación se produce en las superficies que son propensas a deformación plástica. Donde los materiales no son muy probables a deformar plásticamente y son relativamente frágiles (tales como materiales cerámicos y hierro fundido), la interacción del abrasivo con la superficie del sólido puede producir agrietamiento en la superficie. La energía suministrada en la interface en el proceso de abrasión está siendo disipada en la formación de grietas en oposición a la generación de dislocaciones asociadas con la deformación de los materiales que son suficientemente dúctiles y que son sometidas a deformación. (Buckley, 1981)

Varios aspectos físicos del material abrasivo influyen en la profundidad del daño en materiales. Uno de estos es el tamaño de las partículas del abrasivo. Parece que hay una correlación entre el tamaño de la partícula abrasiva y la profundidad del daño observado. La abrasión en aleaciones han mostrado que los constituyentes de la aleación influyen en la interacción abrasiva de la superficie. No solo la deformación sino que también el incremento en la temperatura de la superficie pueden tener una influencia si el proceso de abrasión es conducido en un estado seco. (Buckley, 1981)

4.5. CORROSIÓN

Cuando una superficie metálica entra en contacto con un medio acuoso, se da inicio a una serie de procesos termodinámicos y cinéticos responsables de la formación de una interfase electroquímica, la cual es la encargada de controlar los procesos de óxido/reducción que están relacionadas con la transferencia de carga y de masa en la vecindad próxima al metal (Vera, 2010). En ambientes acuosos, la corrosión es casi siempre electroquímica por naturaleza, esto ocurre cuando dos o más reacciones electroquímicas toman lugar sobre la superficie del metal. Cuando un metal se sumerge en un medio acuoso, se da inicio a un proceso de ordenamiento de cargas eléctricas. Los electrones libres del metal, modifican el espacio eléctrico y generan una interacción con iones y masa en la vecindad del metal. Este acomodamiento de electrones libres en la superficie del metal y de iones y masa en el electrolito es debido a procesos de polarización influenciada por las cargas en esta vecindad; formándose la llamada interfase eléctrica. (Sheir, 1994).

En el proceso de fabricación de cualquier material es necesario invertir energía para transformar las materias primas constituyentes y obtener productos con características y propiedades determinadas. Este hecho hace que, termodinámicamente, todos estos

materiales vuelvan irremediablemente a su estado natural o de energía básica, es decir al estado de los productos a partir de los cuales se generaron; en el caso de los metales es volver al estado de óxidos y/o hidróxidos. (Pronov, 1990). Como un resultado, algunos de los elementos del metal o aleación cambian de un estado metálico a un estado no metálico. Los productos de corrosión pueden ser especies disueltas o productos de corrosión sólidos, en cualquier caso, la energía del sistema disminuye como el metal se convierte a una forma de baja energía. Herrumbre (óxidos) del acero es el mejor ejemplo de conversión de metal (hierro) dentro de un producto de corrosión no metálico (herrumbre). El cambio en la energía del sistema es la fuerza impulsadora para el proceso de corrosión y es un tema de la termodinámica. La termodinámica examina y cuantifica la tendencia para la corrosión y su proceso parcial para ocurrir; esta no predice si el cambio actualmente ocurrirá y a que tasa. La termodinámica puede predecir, sin embargo, bajo qué condiciones el metal es estable.

Las reacciones electroquímicas ocurren de manera uniforme o no en la superficie del metal, la cual es llamada un electrodo. El líquido iónicamente conductor es llamado electrolito. Como un resultado de la reacción, la interface electrodo/electrolito adquiere una estructura especial, en la cual tales factores como la separación de cargas entre electrones en el metal e iones en la solución, la interacción de iones con moléculas de agua, absorción de iones sobre el electrodo, y especies de difusión juegan roles importantes.

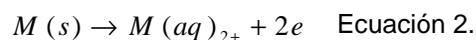
4.5.1. Corrosión Electroquímica

Las reacciones electroquímicas son usualmente discutidas en términos del cambio en valencia que ocurre entre los elementos de reacción, que es, oxidación y reducción. La oxidación es la remoción de electrones desde un átomo o un grupo de átomos resultando en un incremento en valencia, y reducción es la adición de electrones a un átomo o grupo de átomos resultando en la disminución en valencia. (Sheir, 1994).

Debido a que las reacciones electroquímicas de reducción y de oxidación pueden ser representadas en términos de una celda electroquímica, las reacciones electroquímicas están frecuentemente definidas como reacciones catódicas y anódicas. Por definición, las reacciones catódicas son aquellas que resultan en reducción, tales como



Las reacciones anódicas son aquellos tipos de reacciones que resultan en oxidación, tales como



Debido a la producción de electrones durante la oxidación y el consumo de electrones durante la reducción, la oxidación y la reducción son eventos acoplados. Si la habilidad

de almacenar largas cantidades de electrones no existe, el proceso equivalente de oxidación y reducción ocurrirá durante el curso normal de las reacciones electroquímicas. Las especies oxidadas suministran los electrones para las especies reducidas. Un ejemplo de la corrosión acuosa involucra la reacción de especies acuosas de metal en la superficie metal electrodo. Las reacciones reducción-oxidación involucran especies en el electrolito o cerca de la interface del metal, la superficie del electrodo es cargada relativamente a la solución, y las reacciones son asociados con potenciales específicos de electrodos. La carga en la interface resulta en un campo eléctrico que extiende dentro de la solución.

A causa del potencial y de la carga establecida en la interface metal/acuoso de un electrodo, los iones y moléculas polares de agua también son atraídas a la interface debido al fuerte campo eléctrico cercano a la interface. Las moléculas de agua forman una primera fila en la interface metal/acuoso. Esta fila de moléculas de agua limita la distancia que los iones hidratados puedan alcanzar la interface. La figura 16 muestra un diagrama esquemático de la interface cargada y las localizaciones de los cationes en la superficie. También las moléculas primarias de agua asociadas con las especies iónicas limitan la distancia de los iones que pueden alcanzar. Por ejemplo, el plano de carga positiva de los cationes que residen cerca de la superficie de la interface cargada negativamente es una distancia arreglada desde el metal debido a las moléculas de agua que están entre las superficies y los iones. Este plano de carga es referida como los Planos Outer-Heimholz (OHP). (ASM Handbook, 1992)

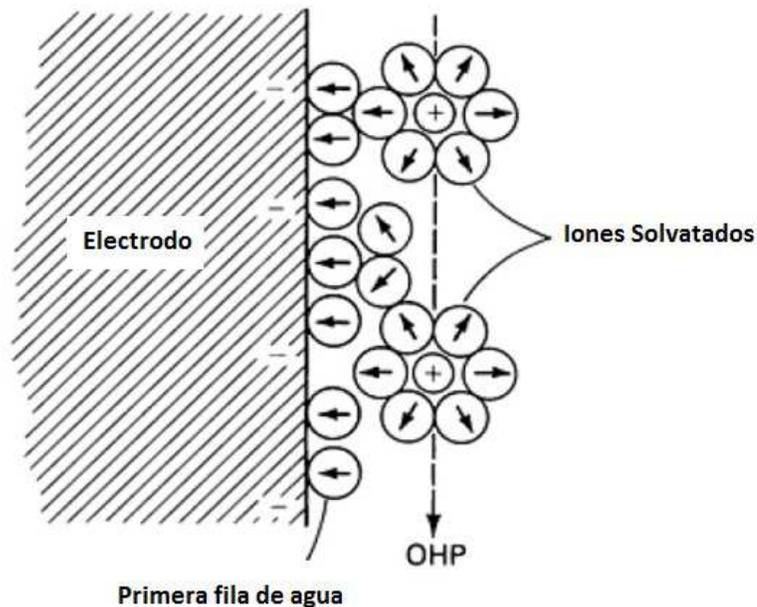


Figura 16. Esquema de una interface cargada y las localizaciones de cationes en la superficie del electrodo. (ASM, 1992)

La significancia de la doble capa electrónica es que esta suministra una barrera a la transferencia de electrones. Si no existiera dificultad en la transferencia de electrones a través de la interface, la sola resistencia a fluir del electrón sería la difusión de las especies acuosas hacia y desde el electrodo. La doble capa resulta en una barrera de energía que debe ser superada. De esta forma, las reacciones en la interface son frecuentemente dominadas por el proceso activado y la polarización de activación juega un significativo rol en corrosión. La llave para controlar la corrosión usualmente consiste en minimizar la cinética, esto retrasa las tasas de reacción suficientemente para que la corrosión sea detenida.

4.5.2. Termodinámica de la Corrosión Acuosa

El objetivo de la química termodinámica es desarrollar un tratamiento matemático del equilibrio químico y las fuerzas de impulso detrás de las reacciones químicas. El deseo es catalogar un conocimiento cuantitativo de los datos relativo al equilibrio que puede ser usado para predecir el equilibrio (quizás incluso equilibrio que nunca ha sido investigado por experimentación). La fuerza de impulso para reacciones químicas ha sido expresada en tratamiento termodinámico como el balance entre el efecto de la energía (entalpía) y el efecto de probabilidad. La propiedad termodinámica que relaciona a la probabilidad es llamada entropía. La idea de la entropía ha sido expresada como la probabilidad termodinámica y es definida como el número de caminos en la cual las partículas microscópicas pueden ser distribuidas entre estados accesibles a ellos (West, 1970). La probabilidad termodinámica es una cantidad extensiva y no es la probabilidad matemática que está entre rangos de 0 y 1.

4.5.3. Energía Libre

La fuerza impulsadora para las reacciones químicas dependen no solo de las fórmulas químicas de especies involucradas sino también de las actividades de los reactantes y productos. La energía libre es la propiedad termodinámica que ha sido asignada para expresar la entalpía resultante de una sustancia y su inherente probabilidad. A temperatura constante, la energía libre puede ser expresada como:

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S \quad \text{Ecuación 3}$$

Donde ΔG es el cambio en la energía libre (Energía libre de Gibbs), ΔH es el cambio en la entalpía, T es la temperatura absoluta, y ΔS es el cambio en entropía.

Cuando las reacciones están en equilibrio y no hay tendencia aparente para una reacción para proceder hacia adelante o hacia atrás, ha sido mostrado que (West, 1986)

$$\Delta G = -RT \ln K_{eq} \quad \text{Ecuación 4}$$

Donde ΔG es el cambio de energía bajo especiales condiciones cuando los reactantes y productos están en estado estándar preseleccionado, R es la constante de gas, y K_{eq} es la constante de equilibrio. La energía libre standard de formaciones para un extenso número de componentes como una función de la temperatura ha sido catalogado; esto permite la predicción de equilibrio constante sobre un amplio rango de condiciones.

Es necesario determinar el cambio de energía libre estándar para una reacción restando la suma de energía libre de formaciones de productos a temperatura constante. Si una celda electroquímica es construida que puede operar bajo condiciones termodinámicas reversibles y si la extensión de la reacción es lo suficientemente pequeña como para no cambiar las actividades de reactantes y productos, el potencial permanece constante, y la energía disipa por un pasaje infinitesimal de carga que es dada por (ASM, 1992):

$$|\Delta G| = \text{carga pasada} - \text{diferencia de potencial}$$

$$|\Delta G| = nF|E| \quad \text{Ecuación 5}$$

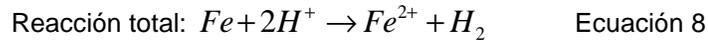
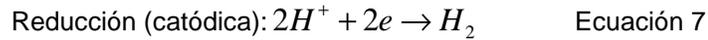
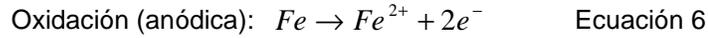
donde n es el número de electrones por átomo de las especies involucradas en la reacción, F es la carga de 1 mol de electrones, y E es el potencial de la celda. Debido a que la energía libre tienen una señal que denota la dirección de la reacción, un signo termodinámico de convención debe ser seleccionado.

4.5.4. Cinética de la corrosión acuosa

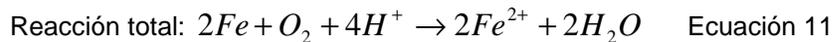
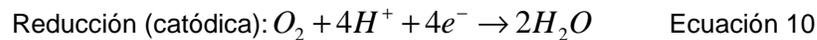
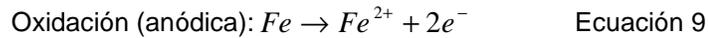
El potencial eléctrico es indispensable para determinar la tendencia de estado del metal. La medición del potencial eléctrico consiste en una medición diferencial entre dos puntos del espacio (diferencia de potencial eléctrico), por lo cual, para medir el potencial de una superficie, se hace necesario el uso de un punto de referencia. En los sistemas electroquímicos, esta referencia, se llama "electrodo de referencia - ER", el cual no es más que otro metal en condiciones especiales de estabilidad y de carga en su entorno, que hace que las cargas en la interface de este metal no varíen, por lo tanto, cualquier variación en una diferencia de potencial es debido a variaciones en la interface del metal (electrodo de trabajo) que se está inspeccionando. La corriente eléctrica que se genera en la interface, define la cinética, que en el caso de electroquímica, representa la velocidad con que ocurren los procesos de intercambio electrón/ión relacionado con las reacciones de oxido/reducción de la interface del ET y por tanto, de la velocidad de deterioro de un material. Dependiendo del medio en que se encuentre el material, pueden darse principalmente dos tipos de reacciones de oxido/reducción. (McCafferty, 1974)

La corrosión acuosa del metal es una reacción electroquímica. Para que la corrosión de un metal ocurra, una reacción de oxidación (generalmente una disolución de metal o formación de óxido) y una reducción catódica (tales reducción oxígeno) debe proceder

simultáneamente. Por ejemplo, la corrosión del hierro en soluciones ácidas es expresada como sigue.



Como un Segundo ejemplo, para la corrosión de hierro en una solución conteniendo oxígeno disuelto, las siguientes expresiones son usadas:



La reacción para disolución del metal ($M \rightarrow M^{n+}$) manejado por la reacción catódica O R, es:



donde M es un metal, O es oxígeno u otro reagente oxidante, $n+$ es el múltiplo de la carga, y R es la especie reducida o reducción. El proceso de corrosión ha sido escrito sobre dos reacciones separadas ocurriendo en dos distintos sitios sobre la misma superficie. Estos dos sitios son conocidos como el ánodo, o metal disolución, y el cátodo, o sitio del acompañamiento de la reacción de reducción. (ASM, 1992)

Como es mostrado en la figura 17.a la corrosión del metal es equivalente a un corto circuito produciendo energía en la celda en la cual la energía es disipada durante el consumo del reagente catódico y la formación de productos de corrosión. Para mantener un balance de masa, la cantidad de reagente catódico consumido debe ser igual, en términos químicos y electroquímicos, a la cantidad de corrosión del producto formado. Debido a que los electrones son liberados por la reacción anódica y consumidos por la reacción catódica, la corrosión puede ser expresada en término de una corriente electroquímica. Expresando el requerimiento del balance de masa en términos

electroquímicos, se puede afirmar que el total de la corriente fluyendo dentro de la reacción catódica debe ser igual, y opuesta en signo a la corriente fluyendo fuera de la reacción anódica (figura 17.b). Esta corriente puede ser tomada como un indicador de la tasa del proceso de corrosión y por lo tanto la tasa de desperdicio de metal. La corriente, conocida como la corriente de corrosión, i_{corr} , y la cantidad de metal corroído son relacionados en la ley de Faraday (ASM, 1992).

Dos observaciones adicionales pueden ser realizadas con respecto a la figura 17.b. Primero, varias reacciones catódicas pueden simultáneamente soportar la corrosión del metal, por ejemplo, en soluciones ácidas oxigenadas, la corrosión del hierro (ecuación 6) podría ser simultáneamente manejada por la reducción de protones (ecuación 7) y la reducción de oxígeno (ecuación 8). Cuando aleaciones complejas están involucradas, el proceso de corrosión del metal puede también ser la suma de más de un proceso de disolución. La corriente de corrosión entonces es igual a la suma del componente parcial de corrientes.

$$i_{corr} = \sum i_a = - \sum i_c \quad \text{Ecuación 13}$$

De donde (A_a y A_c) corresponde al área de los sitios anódicos y catódicos (A_a y A_c), los cuales pueden ser muy diferentes. De la ecuación 13 se obtiene:

$$i_a = -i_c; A_a \neq A_c \quad \text{Ecuación 14}$$

por lo tanto:

$$\frac{i_a}{A_a} \neq \frac{i_c}{A_c} \quad \text{Ecuación 15}$$

El término i/A es una densidad de corriente y será designada por i . Esta desigualdad puede tener serias implicaciones. Para un simple componente de superficie del metal, los sitios anódicos y catódicos serán separados, en cualquier instante, por solo unos pocos nanómetros. Las áreas cambiarán con el tiempo por lo que la superficie reacciona equitativamente, de esta forma se somete a corrosión general. Sin embargo, tal situación frecuentemente no aplica y la presencia de irregularidades en la superficie, así como las fases de las aleaciones, los límites de grano, impurezas, inclusiones, esfuerzos

residuales y capas de óxidos de alta resistencia pueden frecuentemente conducir a la estabilización de sitios discretos anódicos y catódicos (ASM, 1992).

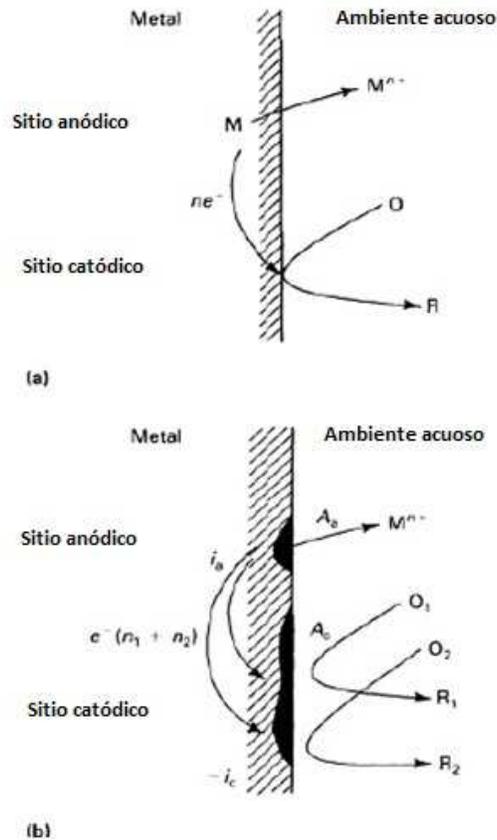


Figura 17. Esquema de dos procesos diferentes de corrosión. (a) El proceso de corrosión $M + O \rightarrow M^{n+} + R$ mostrando la separación de sitios anódicos y catódicos. (b) El proceso de corrosión involucra dos reacciones catódicas. (ASM, 1992)

La corrosión acuosa es un proceso complicado que puede ocurrir en varias formas e involucra muchas variables químicas, electroquímicas y metalúrgicas, incluyendo:(McCafferty, 2010)

- La composición y propiedades metalúrgicas del metal o aleación.
- Las propiedades químicas (composición) y físicas (temperatura y conductividad) del ambiente.
- La presencia o ausencia de capas superficiales.
- Las propiedades de las películas superficiales, tales como resistividad, espesor, defectos naturales y coherencia.

4.5.5. Medidas de las Tasas De Corrosión

Los aspectos teóricos de las técnicas electroquímicas involucran dos parámetros; el potencial eléctrico (Voltios) y la Corriente eléctrica (Amperios). El potencial eléctrico es el parámetro concluyente de todos los aspectos termodinámicos de un sistema electroquímico y la corriente eléctrica define los aspectos cinéticos y por ende la velocidad de intercambio de carga y especies en una interface. Estos dos parámetros físicos son los responsables de determinar el estado de las interfaces y son representados por elementos de circuitos (resistencias, capacitancias) que controlan el flujo en la interface.

Cuando se intenta una medida electroquímica de la tasa de corrosión, uno de los problemas encontrados es el deseo de medir la corriente que fluye en el potencial de corrosión. En este potencial, ninguna corriente fluirá a través de un dispositivo de medida externa. Consecuentemente, cualquier intento electroquímico para medir i_{corr} dependerá sobre las medidas de corriente en potenciales otros que el potencial de corrosión. Una aproximación o extrapolación se realiza para estimar el flujo de corriente internamente en el potencial de corrosión.

El método de tafel. El potencial de corrosión está generalmente en la región Tafel, en la cual las reacciones anódicas y catódicas son procedidas bajo condiciones apropiadas para el análisis de Tafel. Consecuentemente, las curvas de polarización para ambos procesos son determinadas por la aplicación de potenciales bien lejos del potencial de corrosión, ploteando el logaritmo de la corriente contra el sobrepotencial para el análisis Tafel, y extrapolando las corrientes en las dos regiones Tafel al potencial de corrosión para obtener la corriente de corrosión. El método es ilustrado en la figura 18, en la cual ambas corrientes son ploteadas en el mismo cuadrante. La curva de polarización mostrada en la figura 18 está en la forma obtenida experimentalmente, como un resultado, la corriente en E_{corr} pasa a través de 0. La corriente medida en el circuito externo y ploteadas en figura 18 es siempre la suma $i_a + i_c$. ($=0$ en E_{corr}). (ASM, 1992) (Ortiz, 2009)

Como una aplicación simplificada de este método, puede ser usado para estimar la corriente de corrosión desde una medida simple del potencial de corrosión, debido a que el último puede ser el único parámetro medible en un sistema industrial. En este caso, los valores de intercambio de corriente (i_0), coeficientes Tafel (b_a , b_c) y el potencial de equilibrio (E_e) para la reacción de disolución del metal debe ser conocido desde un previo experimento.

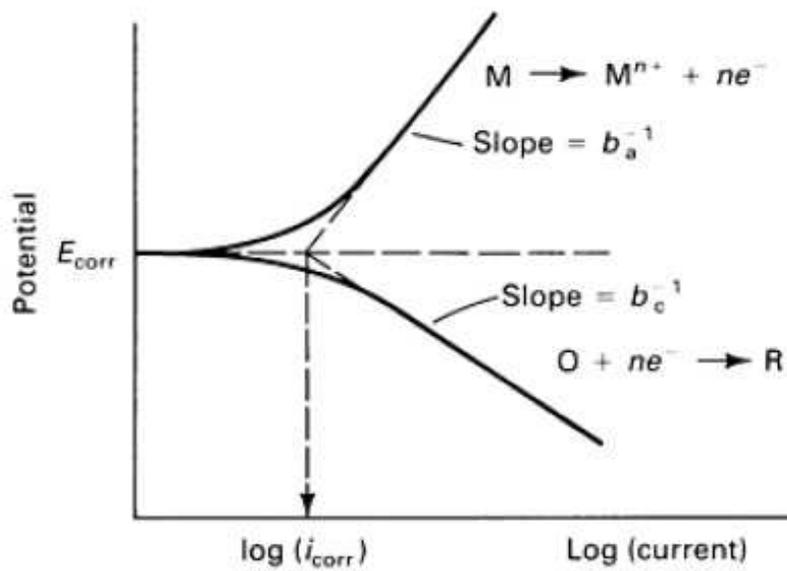


Figura 18. Diagrama de la corriente total ($i_T = i_a + i_c$) versus potencial mostrando la extrapolación de las regiones Tafel al potencial de corrosión, E_{corr} , para alcanzar la corriente de corrosión, i_{corr} . (ASM, 1992)

4.6. TEORÍA DE LAS TÉCNICAS DE CARACTERIZACIÓN EMPLEADAS

4.6.1. Microscopía Electrónica de Barrido

Sus siglas en inglés “Scanning electron microscope” un haz de electrones, la sonda del microscopio, es generado por un filamento incandescente. Los electrones emitidos son acelerados por una rejilla cercana polarizada positivamente. Este haz de electrones, en su viaje a través del vacío, tiende a separarse debido a las fuerzas de repulsión electrostáticas que actúan entre ellos. Un campo eléctrico, generado por unas placas, se encarga de focalizar el haz y condensarlo. Por último, en su camino hacia la muestra, el haz es deflectado hacia un punto mediante bobinas electromagnéticas, de manera que estas permiten realizar un barrido en la zona a estudiar. Cuando el haz de electrones incide sobre un punto de la muestra, se produce una gran variedad de procesos. Los productos de esta interacción son los que se utilizan para formar la imagen y son esencialmente, electrones secundarios, electrones elásticos, rayos X y catódico-luminiscencia. (Abella, 2003).

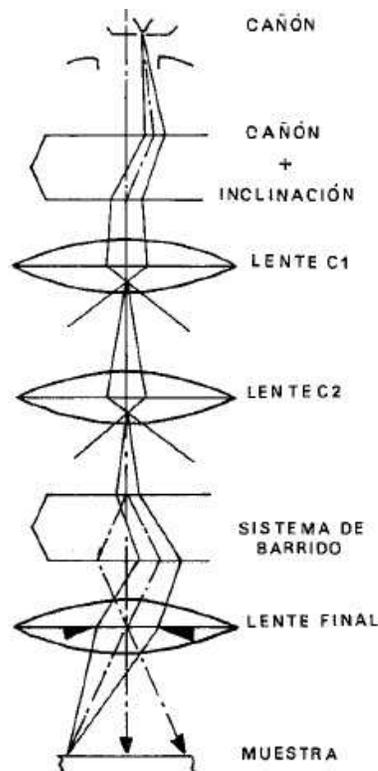


Figura 19. Componentes convencionales SEM (Renau, 1994)

Una parte importante del haz electrónico pierde energía mediante la excitación de procesos inelásticos con los átomos del material. Los principales procesos involucrados en la pérdida de energía son: la producción de electrones secundarios, la excitación de fonones y plasmones, la emisión de electrones Auger, la producción de rayos X por radiación de frenado, y la producción de radiación electromagnética en infrarrojo, visible y ultravioleta debido a transiciones electrónicas. Así pues, una parte del haz de electrones incidente es absorbido por el material y la otra es expulsada como electrones secundarios y elástico. La imagen SEM se forma por barrido. El haz incide sobre un punto y produce un número de electrones secundarios. El número de electrones producidos en el proceso de interacción depende tanto del material (cuanto mayor es el número atómico mayor es la emisión: contraste por diferente elemento químico) como de su forma (la emisión sobre una zona rugosa, borde o arista es mayor debido entre otras cosas a la mayor concentración de la carga en esos puntos: contraste topográfico). Si ahora desplazamos el haz a través la muestra, mediante las lentes deflectoras, se puede generar una línea y, superponiendo líneas, formar una imagen. La emisión será constante hasta que cambie la morfología o el material, entonces se apreciara un cambio en el número de electrones dispersos recogidos por el detector. De esto se deduce que en una imagen SEM la información vertical no tiene sentido físico. (Abella, 2003)

4.6.2. Difracción de Rayos X

La difracción de rayos X se basa en la dispersión coherente del haz de rayos X por parte de la materia (se mantiene la longitud de onda de la radiación) y en la interferencia constructiva de las ondas que están en fase y que se dispersan en determinadas direcciones del espacio. La difracción ocurre cuando una onda encuentra una serie de obstáculos espaciados regularmente, tal que son capaces de dispersar la onda y que los espacios son comparables en magnitud a la longitud de onda. Por otro lado, la difracción es consecuencia de las relaciones específicas de las fases que se establecen entre dos o más ondas que han sido dispersadas por obstáculos.

La aproximación clásica describe la interacción de la radiación electromagnética (el campo eléctrico de la radiación incidente) con los electrones presentes en el material. El campo eléctrico varía de forma periódica, en particular sinusoidal, con el tiempo y con el espacio, lo que produce una fuerza eléctrica sobre los electrones existentes en el medio proporcionándoles una aceleración. Como es sabido, una carga acelerada emite radiación electro magnética como en el caso de las antenas. Esta radiación se esparce en todas direcciones, tiene la misma frecuencia que el campo eléctrico de la radiación incidente y su amplitud decrece con la distancia. Cuando hay varios centros, que tras interactuar con la onda incidente, emiten cada uno una onda, la amplitud del campo eléctrico de la onda resultante en un punto es la suma de las amplitudes de los campos eléctricos debidos a cada centro, que, al estar en diferentes posiciones respecto al frente de la ondas y a distintas distancias del punto, tendrán una fase distinta.(Abella, 2003)

En 1913, W.L Bragg observó que las sustancias cristalinas dan lugar a patrones de rayos X reflejados muy característicos y con picos intensos cuya intensidad depende fuertemente de la longitud de onda y de la orientación del cristal con los rayos X. Bragg consiguió explicar sus observaciones considerando que los cristales están formados por “familias” de planos atómicas paralelos separados distancias idénticas para cada una de ellas. De forma empírica, determinó las siguientes condiciones para obtener picos de difracción: 1) los rayos X deben reflejarse especularmente en cada plano de átomos y 2) los rayos reflejados por cada plano deben interferir constructivamente. La diferencia de camino para los rayos reflejados en dos planos sucesivos una distancia “d” determina la diferencia de fase de los campos eléctricos de las ondas provenientes de estos planos y por lo tanto la posibilidad de obtener interferencia constructiva. Si θ es el ángulo de incidencia, la diferencia de camino óptico es $2d \sin \theta$. Para que la interferencia entre estos dos rayos sea constructiva la diferencia de camino debe ser un número entero (n) de veces la longitud de la onda incidente. Es decir $m\lambda=2d\sin \theta$, que es la famosa “Ley de Bragg” o condición de Bragg para obtener un pico de difracción. Al número entero “m” se le denomina orden de la reflexión (Abella, 2003).

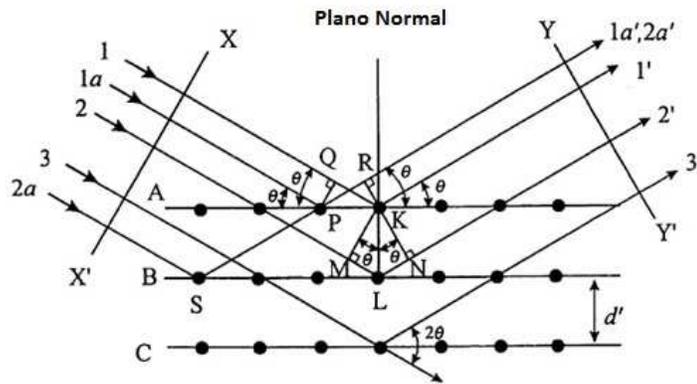


Figura 20. Diagrama esquemático de difracción de rayos X por un cristal (Condición de Bragg) (Abella, 2003)

4.6.3. Microscopía Laser Confocal

El principio de la microscopía confocal se basa en eliminar la luz reflejada o fluorescente procedente de los planos fuera de foco. Para ello se ilumina una pequeña zona de la muestra y se toma el haz luminoso que proviene del plano focal, eliminándose los haces procedentes de los planos inferiores y superiores (Boyde, 1988). El método de trabajo del microscopio confocal es por iluminación, es decir, con muestras que al incidir la luz sobre ellas reflejan toda o parte de la luz incidente (microscopía de reflexión), o emiten luz en una longitud de onda superior (microscopía de fluorescencia). El primer caso se suele utilizar con muestras opacas, principalmente en estudios de materiales, mientras que la fluorescencia se utiliza principalmente con muestras biológicas. Estos microscopios multiplican la resolución por un factor de 1.5 respecto a su operación habitual y están basados en sistemas de discriminación de señales fuera de foco, de ahí su nombre.

Los microscopios confocales incorporan un sistema de barrido por el que el objeto es iluminado en un solo punto, y solamente ese punto es medido mediante un sistema de diafragmas ("pin hole") y elimina la luz proveniente de los planos no enfocados. Para ello se necesita una fuente de luz muy potente, así como también un filtro con un agujero que se coloca en el trayecto del rayo de luz. La focalización del láser que realiza el barrido, y por tanto la resolución es de 0.25 μm y la profundidad de campo que estos sistemas pueden atrapar es aproximadamente de 0.5 μm .

Parte de la luz procedente de la fuente de iluminación atraviesa un primer diafragma, es reflejada mediante un espejo dicróico y se enfoca en un punto del espécimen mediante la lente de un objetivo. La señal emitida por el punto iluminado (fluorescencia o luz reflejada) vuelve por el mismo camino óptico, pasa a través del espejo dicróico y es enfocada en un detector, un segundo diafragma o pinhole es colocado delante del detector para eliminar las señales procedentes de la zona fuera de foco.

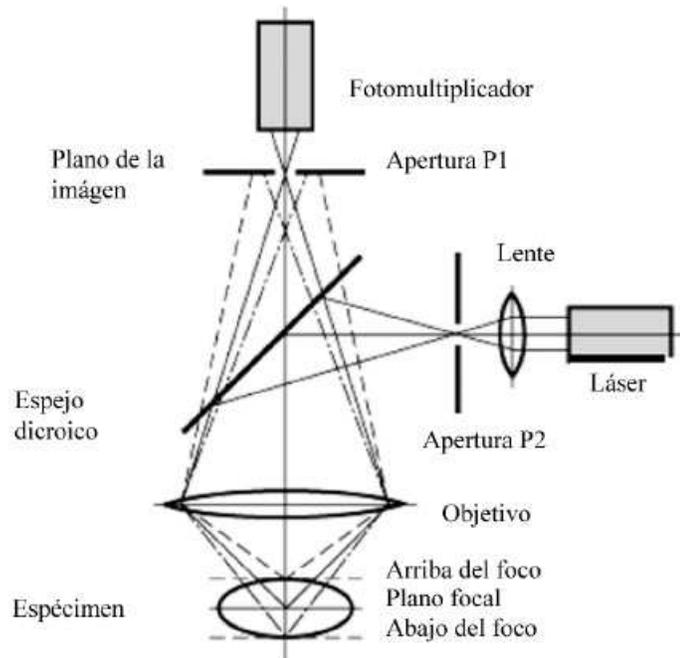


Figura 21. Diagrama Microscopio Confocal (Guarneros, 2012)

Dado que sólo se ilumina una pequeña zona de la muestra (punto), para poder visualizarla se necesita un sistema de barrido que permita muestrear todos los puntos y un sistema de formación de la imagen donde se recoja la información de cada uno de estos puntos. El sistema de barrido puede ser de dos tipos: que el haz del láser se desplace por la muestra (beam scanning) o que sea ésta la que se desplace, mientras el haz permanece inmóvil (stage scanning) (Wright, et al, 1993). El primer tipo es el más comúnmente empleado, tiene la ventaja de una mayor velocidad de barrido y por tanto de formación de la imagen, además el espécimen no necesita ser movido durante el muestreo por lo que no necesita ser fijado, lo que lo hace especialmente interesante para el estudio de células en vivo. El campo de barrido coincide con el campo de observación del objetivo permitiendo que la zona de estudio pueda ser localizada utilizando microscopía de fluorescencia convencional.

5. DESARROLLO EXPERIMENTAL

5.1. PRODUCCIÓN DEL ACERO

En la producción de los aceros con estructura bainítica se varió el contenido de boro con el objetivo de llevar a cabo el análisis del efecto de este elemento en la microestructura y la resistencia a fenómenos como el desgaste y la corrosión. Los aceros fueron fabricados en el horno de inducción a vacío del Laboratorio de Fundición de la Universidad Nacional de Colombia, cuyo crisol en alúmina (Al_2O_3) contiene una capacidad de 8 kg. Previo al proceso de fundición, se llevó a cabo la puesta a punto del equipo y se ajustaron los parámetros para su funcionamiento. El horno contiene una frecuencia variable desde 0 hasta 9000 Hz, con una potencia máxima de 75 kilovatios.

Para obtener el porcentaje de carbono deseado, el cual será alrededor del 0.3%, se procede a utilizar dentro del proceso los aceros 1020 y 1045. Cada acero se corta en pequeños trozos para luego ser añadidos dentro del horno y de esta forma facilitar el proceso de fundición. Como elementos de aleación se utilizaron las siguientes ferroaleaciones: ferromanganeso, ferroboro, ferrovanadio, ferrosilicio, ferrocromo y ferromolibdeno. Con base en ellas y la composición química deseada, se lleva a cabo el balance de cargas para cada ferroaleante, que serán introducidos dentro del horno de inducción. Los porcentajes de carga de las ferroaleaciones se mantuvieron constantes a excepción del ferroboro, ya que es el elemento a estudiar en el presente proyecto, debido a que el principal objetivo es evaluar su influencia para la formación de la bainita y su comportamiento frente al desgaste y la corrosión. Mediante una balanza digital, ubicada en el Laboratorio de Metalografía de la Universidad Nacional, se procede al pesaje de cada uno de los componentes para posteriormente añadirlos al horno durante el proceso de fundición.

En términos generales, el proceso de fundición se llevó a cabo de la siguiente forma: primero se desarrolla la puesta del horno a punto, luego se introduce el acero 1045 y 1020 dentro del crisol de alúmina del horno de inducción, se espera mientras el acero cambia de estado sólido a líquido y se cierra la puerta del horno para introducir las ferroaleaciones, las cuales fueron introducidas en el siguiente orden: ferrosilicio, ferrocromo, ferromanganeso, ferromolibdeno, ferrovanadio y por último el ferroboro. Cuando las ferroaleaciones han alcanzado su fase líquida se procede a vaciar el metal fundido dentro del molde. Para este proceso se elaboró una mazarota, que es un elemento que se utiliza en el molde de fundición para alimentar el metal líquido al proceso durante el enfriamiento y compensar así la contracción por solidificación. Los moldes fueron fabricados por medio de dos perfiles en L de 20 centímetros de altura, donde se aplicaron puntos de soldadura en los bordes de cada perfil para unirlos y obtener el molde. El material utilizado para el desarrollo de este molde fue el acero A-36. Después de la solidificación y enfriamiento se retira la mazarota y posteriormente se remueve el molde.



Fotografía 1: Metal fundido dentro del molde, a su lado izquierdo se puede observar la mazarota.



Fotografía 2: Proceso de enfriamiento.

Para el proceso de laminado se cortó cada uno de los lingotes mediante una cortadora, la cual se estaba refrigerando continuamente para evitar un calentamiento del material y de esa forma evitar que la microestructura bainítica se perjudique, ya que el calentamiento

excesivo puede causar modificaciones microestructurales que puede dar una información equivocada cuando se caracterice el material. Lo anterior puede deberse a que la bainita puede contener austenita retenida, la cual se puede modificar por el calentamiento y forma martensita por una alta velocidad de enfriamiento.

5.1.1. Preparación de las Cargas Para el Horno

Para obtener el material con la composición química planteada, se realizaron los respectivos balances de carga para calcular la cantidad en gramos de los aceros 1020 y 1045, así como de las ferroaleaciones requeridas. En esta etapa se debe tener en cuenta que al tener una suma de masas por su porcentaje en masa del respectivo elemento, se obtendrá la masa total de dicho elemento en el compuesto final, siempre y cuando no existan reacciones con otros elementos que puedan afectar la composición deseada. Al tener claridad en estos conceptos, se acudirá a los conocimientos generales del Álgebra Lineal para poder hallar cuanta masa de cada ferroaleación necesitamos para poder obtener la composición que se desea al final. Como número de variables se toman los elementos químicos para estabilizar en la aleación final y por lo tanto formular las “ecuaciones” necesarias a partir de la composición en masa de cada ferroaleación, planteando así un sistema que quedará de la siguiente forma:

$$\begin{aligned} (\% \text{ de composición})_{\text{Matriz}} (\text{masas de ferroaleantes})_{\text{vector}} &= (\text{aleación final})_{\text{vector}} \\ (\text{matriz } \%) (\text{vector masas}) &= (\text{aleación}) \end{aligned}$$

Donde el vector de la aleación final está compuesto por el producto punto de los porcentajes de cada uno de los elementos por la masa final de aleación que se desea. Mediante teoremas del álgebra lineal para el desarrollo de matrices y aplicando estos conocimientos a la aleación que se desea, se obtendrá que:

$$(\text{vector masas}) = (\text{matriz } \%)^{-1} (\text{aleación})$$

Donde la matriz de porcentajes contiene los análisis químicos de cada ferroaleación, los cuales fueron variados para las fundiciones y para obtener las composiciones de 0, 10, 20, 40 y 60 partes por millón de boro. Con el propósito de obtener una aleación base con composición 0.32C, 1.45Si, 1.97Mn, 1.26Cr, 0.26Mo y 0.1V, las cargas empleadas para cada elemento de aleación se resumen en la siguiente tabla:

Tabla 1. Balanza de cargas para cada elemento

ALEACIÓN	PESO EN GRAMOS
Acero 1045	3239,8
Acero 1020	3803,2
Ferro Silicio	126
Ferro Manganeso	142,1
Ferro-Molibdeno	28,8
Ferro-Cromo	147,4
Ferro-Vanadio	9,09

Como el elemento de aleación de mayor interés es el boro, para cada composición se cambió su contenido, manteniendo constante el peso de los elementos de la tabla 1. A continuación se expone el valor para cada parte por millón.

Tabla 2. Cantidad de carga a partir del contenido de boro

PARTES POR MILLÓN DE BORO (PPM)	PESO EN GRAMOS
0	0
10	0,40
20	0,81
40	1,63
60	2,44

5.1.2. Tratamiento Termomecánico

Para el tratamiento termomecánico se cortaron los bloques fundidos para cada composición. Dentro de la Universidad Nacional de Colombia no se cuenta con el equipo para llevar a cabo dicho procedimiento, de tal forma que el proceso de laminación se realizó en el Instituto de Investigaciones Metalúrgicas de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo en Morelia, México. Durante esta etapa, a los aceros se les eleva la temperatura dentro de la región de austenita, usualmente en el rango de 1050°C a 1300°C. El propósito es maximizar la disolución de precipitados mientras se mantiene el crecimiento del grano de la austenita a un mínimo, por lo que el tiempo tiene que ser cuidadosamente seleccionado para optimizar el balance entre los fenómenos metalúrgicos.

El laminador contiene inversión de giro, lo cual permite laminar los bloques obtenidos en el proceso de fundición en un periodo de tiempo muy corto, ya que la temperatura disminuye rápidamente. El proceso es de suma importancia, por lo que generalmente se toman una serie de pasadas previo al recalentamiento, con el propósito del refinamiento de la microestructura y el control de las dimensiones del producto. El tiempo de laminación y la velocidad de deformación son parámetros críticos que controlan la evolución metalúrgica de la microestructura. Cualquier selección impropia de estos parámetros conducirán a una microestructura indeseada, al igual que sus propiedades

mecánicas. De igual forma, lo que se busca es que el grano sea lo más homogéneo que se pueda, ya que en el acero colado se presenta una heterogeneidad de la microestructura durante la solidificación.

El proceso de laminado se llevó a cabo a una temperatura de 1100°C. Previo a dicho proceso termomecánico, los bloques fundidos fueron sometidos a un proceso de calentamiento en un horno de mufla, el cual contenía resistencias de carburo de tungsteno que garantizaba una temperatura máxima de 1200°C, donde fueron permanecidos por una hora para la homogenización de su microestructura. Durante el proceso de laminado la temperatura fue controlada durante las pasadas hasta que llegó a la temperatura mínima de proceso de 900°C, asegurando que la deformación se presentara en la zona de la austenita. Posterior al laminado los bloques fueron enfriados al aire hasta temperatura ambiente. Las placas obtenidas por el proceso de laminación se sometieron a un proceso de corte para obtener de ellas las probetas para los ensayos de desgaste y corrosión, con el objetivo de conocer la influencia del boro en relación a la resistencia del acero bainítico frente a estos fenómenos.

5.1.3. Corte de Material y Preparación de Muestras.

El corte de material se llevó a cabo en una cortadora con disco refrigerado para obtener los bloques para el proceso de laminación. Después de la laminación se obtuvieron unas placas que fueron cortadas para adquirir las muestras para los ensayos de desgaste y corrosión, así como para la caracterización microestructural y el análisis tanto de la dureza como de la rugosidad superficial. La finalidad de haber realizado el proceso de corte con refrigerante se debe al hecho de evitar un excesivo calentamiento en el material, lo cual puede llevar a un cambio microestructural que pueda conducir a una alteración de los resultados. Para los ensayos, el corte de material se realizó tomando como referencia las especificaciones de las normas ASTM.

Las probetas para metalografía fueron preparadas de la siguiente forma: inicialmente se cortó un área de aproximadamente un centímetro cuadrado, muestras extraídas de los bloques laminados, posteriormente fueron montadas en baquelita y pulidas en papel abrasivo (lija) de 220, 320, 400, 600 y 1500, posteriormente fueron pulidas en paño y con pasta de diamante de 1 μm . Una vez pulidas las probetas, su superficie fue atacada con Nital 2%.

Para efectos de identificar las muestras dentro de la sección “Análisis de Resultados” del numeral 6, la muestra de 0 ppm será identificada como 0B, la de 10 ppm como 10B, 20 ppm como 20B, 40 ppm como 40B y 60 ppm como 60B.

5.2. DESGASTE

5.2.1. Desgaste Mediante Dispositivo “Pin On Disk”

Los ensayos fueron llevados a cabo mediante el tribómetro CETR UMT Multi-Specimen Test System -Pin On Disk- que se encuentra en el laboratorio de Tratamientos Térmicos de la Universidad Nacional, tomando como referencia lo descrito en la norma ASTM G99, cuyo proceso consiste en aplicar una carga sobre la probeta mediante un pin que se coloca perpendicularmente respecto a la superficie de la muestra, que en este caso corresponde al disco, donde el pin permanece fijo mientras que el disco gira originando un deslizamiento relativo entre ellos en el área de contacto, lo que forma una trayectoria circular. El material del pin corresponde a un acero Chrome Steel (E52100) con un diámetro de 6.3 milímetros y una dureza de 63 RC, mientras que el disco, material a ensayar, corresponde al acero bainítico con una composición química de Fe-0.32C-1.45Si-1.97Mn-1.26Cr-0.26Mo-0.10V, donde se varía el contenido de boro en 0, 10, 20, 40 y 60 partes por millón. Los parámetros utilizados para el desarrollo del ensayo corresponden a la carga normal de 400 gramos, la velocidad de deslizamiento de 100 milímetros por segundo, el tiempo de duración del ensayo de 30 minutos (1800 segundos), la distancia recorrida y la dureza del material.

De cada bloque laminado se extrajeron las probetas de 20 milímetros de lado y 7 milímetros de espesor, llevado a cabo mediante un proceso de corte realizado a través de una cortadora de disco rápido. Luego las probetas fueron sometidas a los procesos de lijado en papel de 240, 320, 400, 600 y 1200 granos por pulgada cuadrada y pulido en paños, con el fin de obtener una superficie libre con una rugosidad de alrededor de 0,8 μm o menos, conforme lo cita la norma, para evitar cualquier interferencia en los resultados. Posteriormente las muestras fueron limpiadas mediante ultrasonido, para remover partículas o materia que pueda afectar el desarrollo del ensayo y por consiguiente los resultados esperados, para esto se utilizaron acetona e isopropanol.

Tomando el ancho de la huella para cada acero se procede a calcular la cantidad de volumen perdido mediante la siguiente ecuación, que se encuentra en el apéndice de cálculos de la norma ASTM G-99, asumiendo que sobre el pin no se presentó ninguna clase de desgaste.

$$W = 2\pi R \left[r^2 \sin^{-1}(d/2r) - (d/4)(4r^2 - d^2)^{1/2} \right] \quad \text{Ecuación 16}$$

Donde W corresponde al volumen perdido, d es el ancho de la huella, R el radio comprendido desde el centro de la circunferencia hasta la mitad de la pista de desgaste, cuyo valor corresponde a 3,691 milímetros, tomando como referencia que la trayectoria descrita por el pin sobre la probeta fue de manera circular, y r el radio final del pin que fue de 3,15 milímetros. Una vez calculada la cantidad de volumen perdido o removido en el material se procede a determinar el coeficiente o tasa de desgaste, teniendo en cuenta parámetros como la carga aplicada, el volumen perdido y la distancia de deslizamiento.

Esto con el fin de observar el comportamiento que tiene cada uno de los aceros bainíticos y conocer la influencia del boro en relación a su resistencia al desgaste.

$$k = \frac{W}{F_N \cdot S} \quad \text{Ecuación 17}$$

De la anterior ecuación, k corresponde al coeficiente de desgaste, W al volumen perdido, F_N a la carga aplicada, que fue de 400 gramos, y S a la distancia de deslizamiento total que correspondió a un valor de 181 metros.

En este ensayo se trabajó con variables fijas como la velocidad de deslizamiento, el número de revoluciones, la distancia recorrida y la carga aplicada, así como la temperatura y la humedad. El principal objetivo es investigar el comportamiento de cada uno de estos aceros tomando como referencia la distancia y el tiempo de deslizamiento, la rugosidad del material, la dureza y el análisis de las superficies desgastadas. Posteriormente se llevó a cabo la caracterización microestructural del material, mediante técnicas como la microscopía electrónica de barrido (SEM) y Microscopio Confocal, con el objeto de estudiar la superficie desgastada y conocer sus mecanismos de desgaste.

5.2.2. Ensayo de Desgaste Abrasivo

Los ensayos de desgaste con arena seca y rueda de caucho (Dry sand Rubber Wheel DSRW) fueron realizados en el laboratorio de fundición de la Universidad Nacional, siguiendo los requerimientos de la norma ASTM G 65. De acuerdo con lo establecido en la norma, el procedimiento llevado a cabo en los ensayos fue el *B*, que maneja una carga de 130 newton, una distancia recorrida 1436 metros y 2000 revoluciones. La temperatura del acero se mantuvo siempre inferior a 30°C.

El equipo utiliza una rueda de acero encauchetada que se desliza sobre la probeta que se encuentra fija, donde se ejerce una fuerza perpendicular a la pieza en dirección a la rueda por medio del peso que es utilizado por el accionamiento de una palanca. Entre la muestra y la rueda, las cuales se encuentran en contacto, se suministra arena seca, que tiene un tamaño de grano 50/70, 300 μm (0.0117 in.) - 212 μm (0.0083 in.), de acuerdo a lo descrito en la norma ASTM G-65. La acción de la arena produce un desgaste abrasivo sobre la superficie de la probeta.

De cada bloque laminado se extrajeron las probetas de 3 pulgadas de largo por 1 pulgada de ancho, con un espesor entre 10 y 12 milímetros, llevado a cabo mediante un proceso de corte realizado a través de una cortadora de disco rápido. Las probetas fueron rectificadas en cada una de las caras donde se realizó el ensayo para garantizar un paralelismo. Las muestras fueron limpiadas y pesadas en una balanza con 4 cifras significativas, ubicada en el Laboratorio de Metalografía de la Universidad Nacional,

antes y después del ensayo, procurando remover partículas remanentes sobre la superficie.

Según la norma ASTM-G65, los resultados deben ser reportados como volumen perdido en milímetros cúbicos de acuerdo con el procedimiento llevado a cabo durante el ensayo. El cálculo se realiza mediante la siguiente ecuación:

$$VolumenPerdido = \frac{masa(g)}{densidad\left(\frac{g}{cm^3}\right)} \times 1000 \quad \text{Ecuación 18}$$

5.3. CORROSIÓN

5.3.1. Polarización Potenciodinámica.

Para el desarrollo de la prueba se tuvieron en cuenta la norma ASTM G59-97. Los ensayos fueron llevados a cabo dentro de una jaula de Faraday a temperatura ambiente, cuyas mediciones fueron realizadas con el potencióstato Gillac, ubicado en el laboratorio de Tratamientos Térmicos, con una potencia inicial de -300 mv y una final de 400 mv, y con una velocidad de barrido de 30 mv/s. Las curvas de polarización potenciodinámica fueron desarrolladas con una velocidad de escaneo de 0,5 m/s.

Un sistema típico de tres electrodos fue utilizado en este estudio, donde la muestra correspondió al electrodo de trabajo, correspondiente al acero bainítico, un electrodo de referencia calomel y un contraelectrodo de grafito de alta pureza. El electrolito utilizado en el estudio fue una solución de 3,5% de cloruro de sodio, preparada con agua destilada y desionizada. El área expuesta de la probeta en la solución fue de 0,159 centímetros cuadrados. Cada medición se llevó a cabo aproximadamente durante 30 minutos, con el objetivo de permitir una estabilización del potencial.

Previo al ensayo las muestras fueron preparadas con papel lija hasta 1500 granos por pulgada cuadrada, luego las probetas fueron limpiadas con acetona e isopropanol durante 5 minutos en inmersión ultrasónica y secados con aire. Posteriormente, las muestras fueron caracterizadas en SEM y EDS para investigar la morfología de la superficie corroída y la composición química.

5.3.2. Cámara Salina

Los ensayos de cámara salina se llevaron a cabo en el Laboratorio de Química de la Universidad Nacional de Colombia, tomando como referencia lo descrito en la norma ASTM B117. Esta práctica suministra un ambiente controlado corrosivo, el cual se utiliza

para analizar la resistencia a la corrosión de las muestras expuestas en solución salina. De los bloques se extrajeron mediante un proceso de corte las probetas para dicho ensayo, las cuales fueron preparadas con papel lija hasta 1500 granos por pulgada cuadrada. Previo al desarrollo del ensayo las muestras fueron desengrasadas con etanol 96%.

Las probetas fueron colocadas dentro del portamuestras de la cámara con una inclinación aproximada de 15 a 30 grados, con respecto a la vertical, y paralelas a la dirección principal del flujo de la neblina que sale de la boquilla. Se garantizó que las probetas estuvieran lo suficientemente distanciadas una de la otra para que no existiera un contacto entre ellas, de tal forma que la neblina de sal pudiera circular libremente entre ellas, de acuerdo a como lo expone la norma ASTM B-117. Cada muestra fue localizada en la cámara de una forma que asegurara que el ambiente para cada espécimen fuese idéntico durante el ciclo del ensayo, y en particular que cada espécimen recibiera esencialmente la misma cantidad representativa de la solución en el ensayo durante la parte de pulverización del ciclo.

Se evitó que las gotas de la solución que se acumulaban en el techo de la cubierta de la cámara no cayeran sobre las muestras que estaban siendo expuestas a la niebla salina. Las gotas de la solución que cayeran de las muestras no debían ser retornadas al depósito de la solución para repulverización. Para llevar a cabo el ensayo se introdujo la solución salina en el reservorio, además, se controló la temperatura del humidificador, la temperatura de exposición de las muestras, el tiempo de duración del ensayo y la presión de atomización, de acuerdo con los requerimientos de presión y temperatura reportados en la norma ASTM B117. El gabinete permaneció cerrado a excepción de los periodos de tiempo para la inspección de las probetas.

El pH de la solución salina fue tal que cuando fuera disuelta su rango se encontrara entre 6.5 y 7.2. El rango de temperatura dentro de la cámara fue mantenida entre 34,8 y 35,2 °C. El tiempo del ensayo fue de 100 horas, donde fue interrumpido a la 24, 48 y 72 horas para analizar las características de la superficie y determinar el porcentaje de área corroída durante cada una de estas etapas y la evolución del material corroído. En las siguientes tablas se exponen otros datos utilizados en el ensayo:

Tabla 3. Variables del Ensayo Cámara Salina

Reactivos	Agua destilada: conductividad 4,21 uS/cm; pH 6,01 Cloruro de sodio R.A.
Solución salina condensada	Volumen promedio 27,75 ml. pH. Min. 6,59, máx. 6,88. Gravedad específica: min. 1,024, máx 1,030.
Temperatura de la cabina	Mínima: 34,8°C – Máxima: 35,2 °C.

Tabla 4. Datos del ensayo Cámara Salina

To (Horas)	TNT	Tc (°C)		Solución salina condensada		
		1°	2°	V(mL)	pH	Gr. esp
24	20	35,1	35,2	29	6,88	1,030
48	10	35,0	34,9	26	6,79	1,027
72	5	35,2	34,8	27	6,60	1,024
100		35,1	35,1	29	6,59	1,024

5.4. TÉCNICAS DE CARACTERIZACIÓN

5.4.1. Microscopía Electrónica de Barrido

Mediante el Microscopio Electrónico de Barrido FEI QUANTA 200 se realizó la caracterización microestructural de cada una de las probetas para conocer el tipo de microestructura desarrollada después del proceso de laminación y enfriamiento. Previo a este procedimiento las probetas fueron pulidas y atacadas con el reactivo Nital 2%. Después de los ensayos de desgaste y corrosión, la superficie de cada muestra fue analizada mediante esta técnica y para conocer su composición química se obtuvieron imágenes mediante EDS (Energy-Dispersive X-Ray Spectroscopy).

5.4.2. Difracción de Rayos X

Para conocer las fases presentes en cada uno de los aceros, luego del proceso de laminación y enfriamiento, se realizó el análisis mediante difracción de rayos X con un equipo X'PertPro Panalytical en modo Bragg-Brentano. Los datos se analizaron mediante el software X'Pert HighScore Plus y se contrastaron con las bibliotecas, al cual se le programa una posible combinación de elementos químicos presentes en la aleación, emitiendo una serie de resultados más cercanos a la curva del material analizado, mostrando los respectivos picos para comparar las fases presentes en cada acero.

5.4.3. Microscopía Confocal

Una vez realizados los ensayos de desgaste pin on disk y chorro de arena, mediante microscopía confocal se analizaron las superficies desgastadas a 50x para analizar los mecanismos de desgaste presentados. El instrumento utilizado fue el microscopio laser confocal LSM 700 con laser de 405 nm, pin hole en 38 µm, máxima resolución 250 nm y software de visualización Zeiss 2010.

6. ANÁLISIS DE RESULTADOS

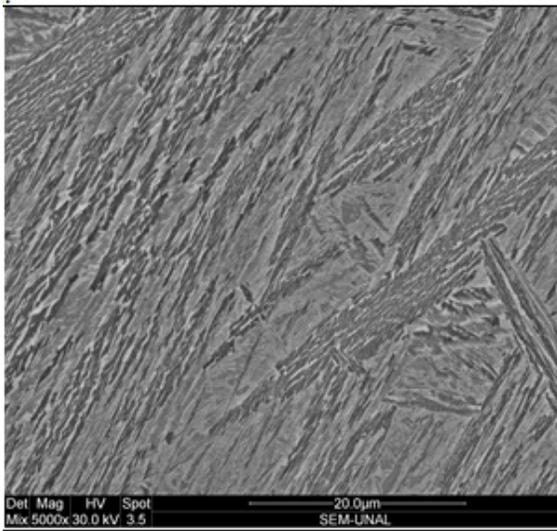
6.1. CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL

Para llevar a cabo el análisis microestructural de los aceros bainíticos se obtuvieron pequeñas muestras de aproximadamente 1 centímetro cuadrado y fueron montadas en baquelita mediante una prensa hidráulica. Posteriormente las muestras fueron pulidas mediante lija No. 240, 320, 400, 600 y 1200, luego se pulieron mediante paño y pasta de diamante de 1 micra y por último se atacaron con reactivo nital al 3%, aproximadamente por 10 segundos.

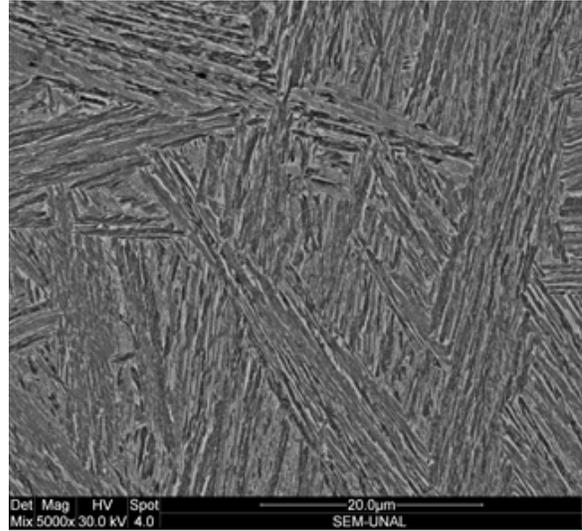
Mediante microscopía SEM se desarrolló la caracterización microestructural de cada uno de los aceros obtenidos, donde de manera general se observa en la fotografía 3 la presencia de grupos que conforman las subunidades de ferrita bainítica que se orientan hacia una misma dirección, los cuales se interceptan entre sí formando un ángulo entre ellos. Esta similitud en las microestructuras se puede deber a que la fabricación de los bloques se realizó de manera homogénea, donde el único elemento que cambió su contenido dentro de la composición química fue el boro.

La caracterización microestructural reveló que después del tratamiento termomecánico la microestructura estuvo constituida mayoritariamente por placas de ferrita bainítica como fase principal, y debido a su alta fracción de volumen, en los límites de las subunidades se puede encontrar una segunda fase correspondiente a la austenita retenida en forma de láminas o películas, la cual puede estar enriquecida en carbono y con alta estabilidad para ser retenida a temperatura ambiente durante el enfriamiento. La martensita que se puede presentar indica que la cinética de la transformación bainítica pudo ser ligeramente más lenta, ya que la presencia de esta fase en el acero puede residir en una lenta cinética de la transformación y en una baja fracción de volumen de bainita (Santofimia, 2006). La presencia de dichas fases será confirmada mediante difracción de rayos X.

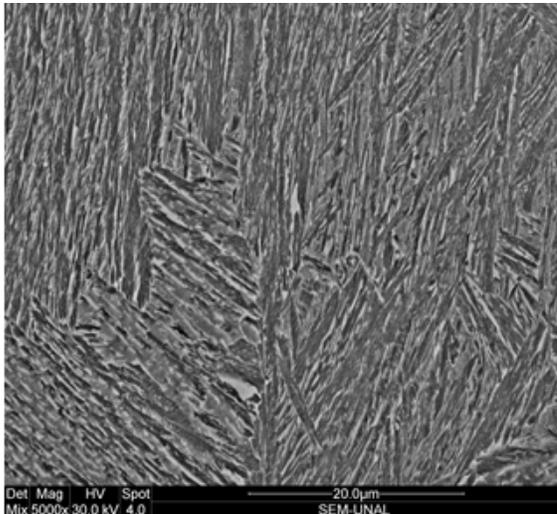
Entre la bainita formada posiblemente se puede obtener la presencia de plumas de bainita inferior que pudo ser originada sobre el tramo final del enfriamiento previo a la formación de martensita, teniendo en cuenta que luego del tratamiento termomecánico los bloques fueron enfriados al aire. Sin embargo, como los aceros trabajados son de bajo carbono, el tiempo para la descarburización es muy pequeño por lo que solo la bainita superior pudo ser obtenida, conforme lo reporta Honeycombe y Bhadeshia (2009). Además, el contenido de silicio presente en la composición de la aleación evitaría la formación de carburos. Como el proceso de producción del acero se desarrolló bajo las mismas condiciones para cada bloque, donde cada uno de los aceros fueron enfriados al aire luego del proceso de laminado en caliente, presentando una homogeneidad en su producción, se esperaría una similitud en los espesores de las subunidades de bainita.



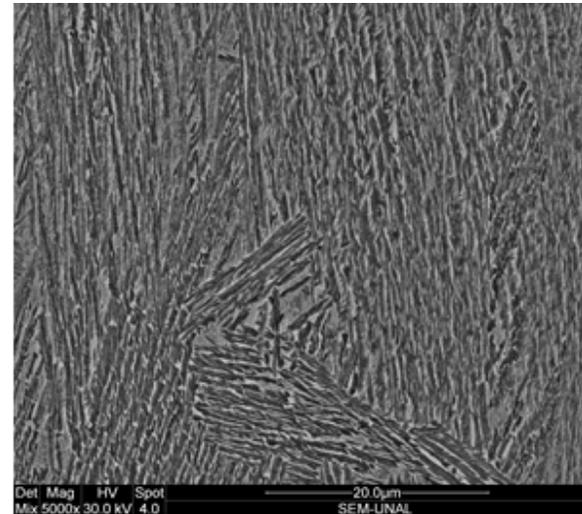
a.



b.



c.



d.

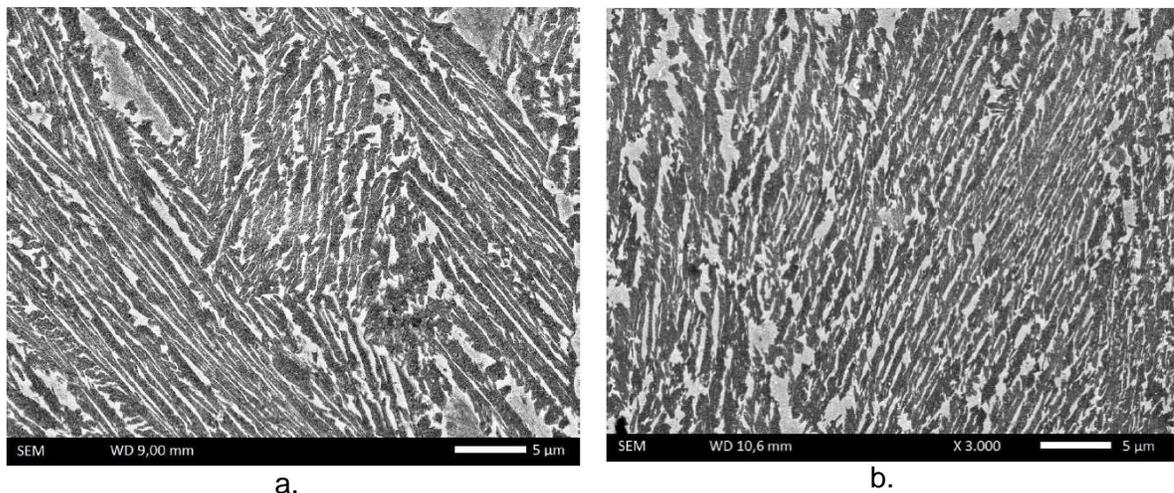
Fotografía 3. Imagen SEM de la microestructura adquirida en los aceros: a) 10B; b) 20B; c) 40B; d) 60B

Como se ha expuesto en la revisión bibliográfica, la adición de boro disminuye la energía en el límite de grano de la austenita y por lo tanto reduce los sitios de nucleación de la ferrita (Zhou, et al., 2000), lo cual promueve la formación de bainita, efecto que puede ser presentado en estas aleaciones.

La anterior microestructura es consistente con la obtenida en otros proyectos. En el trabajo desarrollado por Sierra (2011) se obtuvieron microestructuras donde la ferrita bainítica fue el principal microconstituyente, separadas por películas de austenita

retenida. Los aceros obtenidos por Santofimia (2006), mediante enfriamiento al aire, presentaron una microestructura bainítica separadas por películas de austenita retenida y bloques de martensita. En las microestructuras obtenidas por Rojas (2009), para el acero de 76 partes por millón de boro enfriado al aire, se obtuvieron una combinación de fases de bainita y martensita, observadas mediante microscopía electrónica de barrido.

Para obtener una mayor claridad de la microestructura, en las instalaciones de la Universidad Politécnica de Cataluña se analizaron algunas muestras para analizar su microestructura en el Microscopio Electrónico de Barrido con haz de iones focalizados (Focused Ion Beam Zeiss Neon40) con Columna GEMINI SEM con filamento de emisión de campo Shottky: 4pA-20nA, 0.1-30kV, resolución 1.1nm a 20kV, donde se pulieron hasta con pasta de diamante de 1 μ m y se atacaron con una solución de 1 g. de metalbisulfito de sodio, en 100 mililitros de agua, y la solución de 4 g. de ácido pícrico en 100 mililitros de etanol, donde se presentó la bainita con una pigmentación negra mientras que la ferrita y la martensita presentan una pigmentación blanca.



Fotografía 4. Imagen SEM de la microestructura adquirida en los aceros: a) 0B; b) 40B (Rodríguez, 2015)

En las imágenes de la fotografía 4 se observan las micrografías adquiridas en la Universidad Politécnica de Cataluña y enunciadas en el trabajo realizado por Rodríguez Galeano (2015), quien desarrolló su proyecto de investigación paralelo a este trabajo utilizando los mismos aceros. Como lo reporta el ingeniero Rodríguez, se hace notoria una fuerte tendencia en formarse la bainita a un ángulo aproximado a 45° del eje de tracción σ (eje de deformación). En las micrografías adquiridas para la caracterización microestructural se puede observar que en los aceros con distintas partes por millón de

boro no se presenta un cambio relevante en la microestructura, lo cual puede estar ligado a la homogeneidad durante el proceso de fabricación para cada acero.

6.1.1. Difracción de rayos X

Se desarrolló un análisis por difracción de rayos X para identificar las fases que componen la microestructura en estudio. Los datos fueron analizados mediante el software X'Pert HighScore Plus al que se le programa una posible combinación de los elementos químicos presentes en cada una de las aleaciones, el cual emite una serie de resultados que clasifican los elementos que tienen la tendencia de estar más cercanos a la curva, y de la misma forma, indican los picos de dichos compuestos químicos.

En la figura 22 se observó la presencia de las fases bcc y fcc, las cuales fueron las únicas presentes en cada uno de los aceros analizados. De igual forma, tomando como referencia los picos encontrados, se observa una predominante microestructura de ferrita (hierro alfa) la cual se identificó mediante los planos (110), (200), (211). La austenita retenida (hierro gama) fue la otra fase presente y es asociada a los planos (111) y (200). En los difractogramas no se observa una clara presencia de martensita mediante un pico que la represente. Bakshi, Leiro, Prakash y Bhadeshia (2014) en su trabajo especificó que la ausencia de martensita se puede deber a que este microconstituyente que se forma durante el proceso de enfriamiento podría tener baja tetragonalidad, presentando un parámetro de enrejado similar al de la ferrita. De igual forma, Santofimia (2006) reportó en su trabajo que los picos de difracción que corresponden a la martensita se encuentran muy cercanos a los picos de la fase de ferrita, por lo que no es posible discriminar entre estas dos fases.

En los difractogramas no se observa la presencia de picos referentes a carburos o cementita, lo cual es un indicativo que la precipitación de estos elementos fue suprimida por la presencia del silicio; por lo tanto, la microestructura de cada acero corresponde a bainita libre de carburos. La similitud en los difractogramas de cada aleación se debe a la homogeneidad en la fabricación de cada uno de los aceros, donde el único elemento que cambió su contenido fue el boro.

El trabajo desarrollado por Sharma, Sangal y Mondal (2011), correspondiente al desarrollo de aceros bainíticos libres de carburos, mediante difracción de rayos X encontró que la ferrita bainítica era el microconstituyente con más incidencia en la microestructura. De igual forma lo expresó Yoozbashi, S. Yazdani (2015) en su trabajo, quien concluyó mediante esta técnica que la microestructura desarrollada estaba compuesta por ferrita bainítica libre de carburos y austenita retenida.

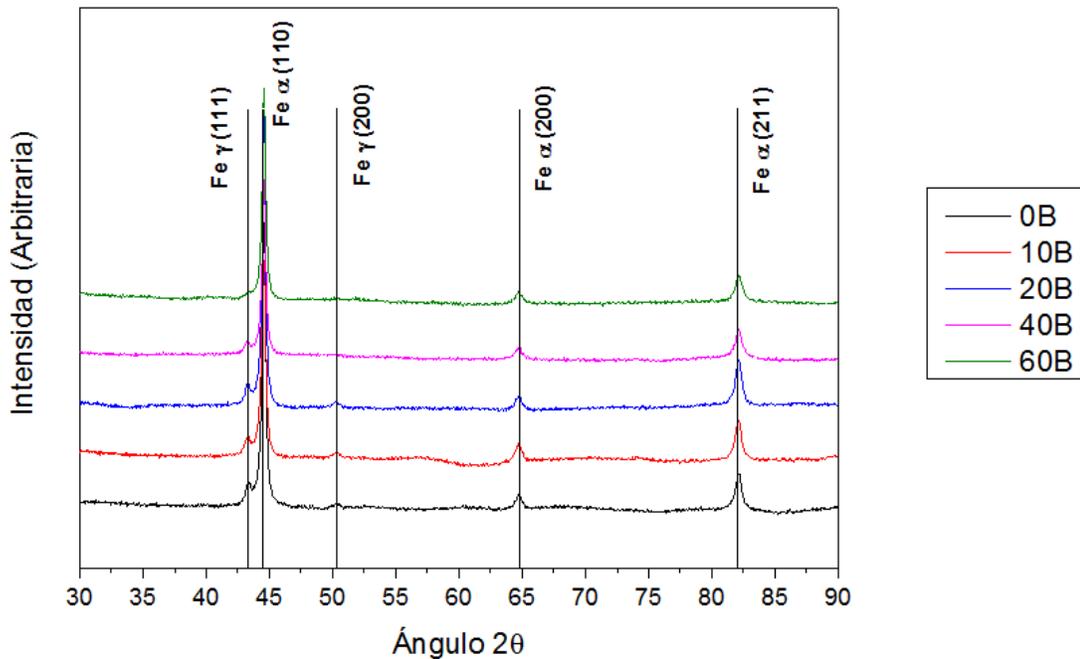


Figura 22. Difractograma por difracción de rayos X para los aceros bainíticos

En la figura 23 se observa una imagen ampliada de los patrones de difracción, donde se contempla una disminución en el contenido de austenita retenida para el acero 60B. Cuando el proceso de enfriamiento es muy corto no hay tiempo suficiente para estabilizar la austenita que necesita ser enriquecida con carbono que proviene de las placas de ferrita en desarrollo para su estabilización, lo cual puede llevar a su transformación a martensita, sin embargo, el proceso de fabricación de los aceros, así como el proceso de laminado y enfriamiento, se realizó de manera homogénea, independientemente del contenido de boro, por lo que la disminución de austenita no se asociaría a dicho efecto para el presente trabajo. El trabajo desarrollado por Titova, Shulgan y. Malykhina (2007) expone que las temperaturas inicial y final de la transformación bainítica se incrementan a elevadas concentraciones de boro, superiores a 33 partes por millón, lo que conduce a la presencia de martensita dentro de la microestructura del acero. Sin embargo, en otros trabajos se hace referencia a que las adiciones de boro aceleran la tasa de transformación y disminuyen las fracciones de volumen de martensita y austenita inestable, como es el caso del trabajo desarrollado por Guerra, Bedolla, Mejía, Zuno y Maldonado (2015), que por medio de estudios metalográficos observaron dicho efecto, lo cual lo asoció a que las adiciones de boro disminuyen la temperatura de transformación de la martensita. El trabajo desarrollado por Bedolla, Guerra, Rainforth, Mejía y Maldonado (2015) determina que las adiciones de boro incrementa la difusión de carbono y acelera la transformación promoviendo una microestructura homogénea produciendo un volumen más bajo de martensita y austenita inestable. Por otra parte las adiciones de boro reducen el contenido de carbono en la austenita e incrementa la tasa de transformación de bainita.

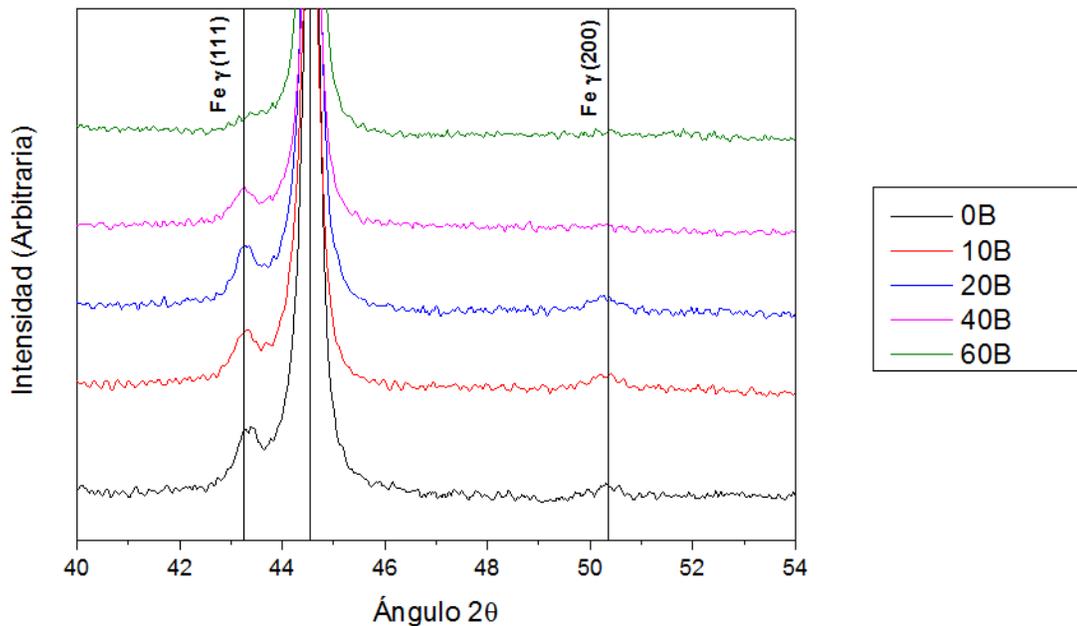


Figura 23. Difractograma por difracción de rayos X – ampliación para apreciar los picos de hierro gama

6.2. DESGASTE

6.2.1. Desgaste mediante “Pin on Disk”

Debido al uso comercial de los aceros bainíticos en aplicaciones referentes a la fabricación de rieles para ferrocarril, que están sometidos a procesos de desgaste, es importante analizar su comportamiento desde el punto de vista microestructural. Como se describió en el análisis experimental, se realizaron ensayos mediante punta sobre disco y chorro de arena para analizar la resistencia al desgaste que tiene cada acero de acuerdo a su contenido de boro.

La fricción y el desgaste de cualquier sistema tribológico dependen fundamentalmente de la carga y la velocidad, y de parámetros como la dureza, el módulo de elasticidad y la resistencia a la fractura del material. Los mecanismos de daño en los materiales se deben principalmente tanto a la deformación plástica como a la formación de grietas y su propagación, que son asociados al contacto por deslizamiento donde se presentan factores como la adhesión, la abrasión, la fatiga superficial y reacciones triboquímicas.

En la literatura se ha informado que la dureza está ampliamente ligada con la resistencia al desgaste de los materiales, de tal forma que previo a los ensayos se midió la dureza en cada una de las muestras, cuyos valores se indican en la tabla 5:

Tabla 5. Dureza de las Probetas

ALEACIÓN	DUREZA (Rockwell C)	Desviación Estándar
0B	37 ± 0,66	1,15
10B	41 ± 0,12	0,21
20B	42 ± 0,10	0,10
40B	43 ± 0,24	0,42
60B	47 ± 0,62	1,10

- **Pérdida de Volumen y Tasas de Desgaste**

En la tabla 6 se exponen los resultados adquiridos por el ensayo “pin on disk” en relación a la cantidad de volumen removido, donde la carga empleada fue de 400 gramos con un tiempo de 30 minutos, calculada a partir de la ecuación descrita en el apéndice de cálculos de la norma ASTM-G99. Para esto se midió el ancho de la huella mediante el analizador de imágenes, el cual no es constante a lo largo de la trayectoria circular, por tal motivo dicho valor fue medido en cuatro diferentes zonas y fueron promediados.

Tabla 6. Volumen perdido y tasas de desgaste

ALEACIÓN	ANCHO HUELLA (µm)	VOLUMEN (mm³)	TASA DE DESGASTE (mm³/N.m)	Desv. Estándar Tasa Desgaste
0B	573 ± 32	1069 ± 60	1,51 ± 0,09	0,12
10B	640 ± 42	1198 ± 80	1,69 ± 0,11	0,16
20B	508 ± 17	948 ± 32	1,34 ± 0,05	0,06
40B	471 ± 7	879 ± 13	1,24 ± 0,02	0,03
60B	369 ± 20	688 ± 37	0,97 ± 0,05	0,07

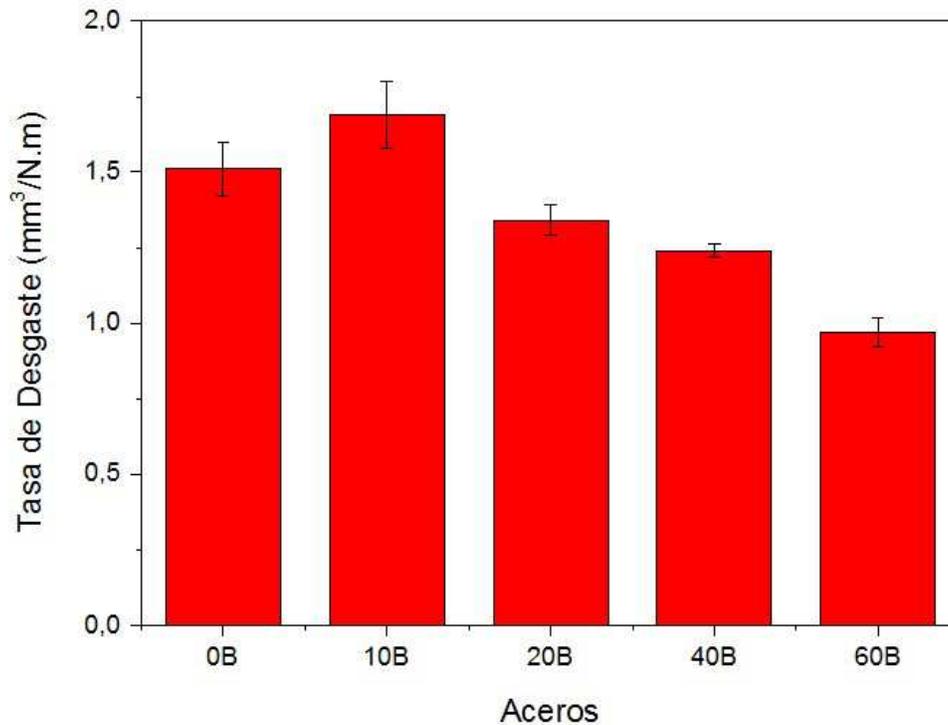


Figura 24. Tasa de desgaste para cada acero

- Análisis de resultados

La cantidad de material removido depende en gran medida del número de ciclos, la carga, el deslizamiento, el área de contacto y la dureza del material. Para estos ensayos tanto la carga como el tiempo fueron constantes a través de su desarrollo, por lo tanto, los principales parámetros que debieron influir en las tasas de desgaste se relacionaron al área de contacto y la dureza del material. Aunque la influencia del boro dentro de la composición química de los aceros contribuye a mejorar su resistencia frente al desgaste, en los resultados no se observa una clara tendencia para los aceros 0B y 10B, ya que la media en la tasa de desgaste para el acero 10B fue superior, aunque no se aprecia una notable diferencia si se toma como base el error experimental; de todas formas, se esperaría que el acero 10B tuviera una mejor resistencia al desgaste con respecto al acero 0B debido a que presenta mayor dureza. Los aceros 40B y 60B presentaron una mayor resistencia al desgaste, siendo el 60B el más resistente, lo cual se correlaciona con la dureza experimentada en este material, llevándolo a tener un mejor comportamiento al desgaste.

De acuerdo con lo descrito, a continuación se exponen algunos factores que pudieron influir en estos resultados: un efecto que posiblemente pudo originar la disminución en las tasas de desgaste para los aceros que presentaron mayor resistencia al desgaste se podría relacionar a una transformación inducida por deformación plástica, conocido como

el efecto TRIP (Transformation Induced Plasticity), el cual fue reportado por Dayot, Saulot, Godeau y Berthier (2012), donde algún contenido de austenita retenida se transformó en martensita durante el desarrollo del ensayo. La austenita retenida es una fase dúctil y suave que al ser sometida a altas deformaciones plásticas conduce a una alta densidad de dislocaciones y por consiguiente un mayor endurecimiento de la superficie producto de la deformación plástica y la transformación a martensita. Lo anterior fue propuesto por Kankanala (2010), quienes analizaron la resistencia al desgaste de un acero bainítico con diferentes temperaturas de transformación. De igual forma, Bedolla et al. (2015) concluyeron que el endurecimiento por deformación asociado a la transformación de la austenita retenida, con alto contenido de carbono, contribuye al mejoramiento de la resistencia al desgaste. Por último, Bakshi et al. (2014) determinaron que la morfología de la austenita retenida juega un rol significativo en el comportamiento del acero al desgaste por el endurecimiento de la superficie por la transformación de fase a martensita. Estos mecanismos pudieron contribuir a un posible incremento de la dureza superficial para el acero bainítico sin contenido de boro para que su resistencia al desgaste hubiese sido similar o mayor al acero 10B.

En los resultados se observó que las tasas de desgaste no tuvieron una diferencia significativa para los aceros de 20B y 40B lo cual puede estar influenciado a que no se presentó una diferencia significativa en el valor de dureza para cada uno de estos aceros, ya que la resistencia al desgaste está ligada a la dureza inicial del material. De igual forma, se debe tener en cuenta el endurecimiento por deformación que pudo influir para que el acero 20B hubiese presentado una tasa de desgaste ligeramente inferior con respecto al 40B. Una conclusión similar fue obtenida por el trabajo desarrollado por Rojas (2009) quien elaboró ensayos de desgaste con diferentes cargas en aceros bainíticos con diferente contenido de boro (10, 76 y 161 partes por millón), donde el acero con 76 ppm, templado en agua, obtuvo un mejor comportamiento al desgaste, lo cual fue atribuido no solo a la presencia de martensita en su microestructura sino a factores como la transformación de fase o el endurecimiento de la superficie. De igual forma, Yang y Wang (2012) estudiaron el comportamiento al desgaste por deslizamiento de los aceros con microestructura bainítica nanoestructurada, determinando que la resistencia al desgaste fue asociada a una combinación de dureza y tenacidad.

De manera general, el endurecimiento de la superficie está asociada a la densidad de dislocaciones producto de la deformación plástica, donde la energía generada por la fricción es el factor causante de dicha deformación así como el calentamiento que afecta la dureza de la superficie debido a factores internos como la movilidad de dislocaciones, el endurecimiento por deformación y la transformación martensítica, entre otros (Kosuri, 2010)

En los resultados se observa que el acero que presentó una mayor resistencia al desgaste correspondió al acero 60B. Este comportamiento puede estar reflejado en diversos factores como la dureza experimentada por este material y una disminución en el contenido de austenita retenida. Leiro et al. (2011) planteó que una alta cantidad de austenita retenida ayudaría a reducir el desgaste debido al incremento en la plasticidad y

tenacidad, pero se debe tener en cuenta que si la resistencia y dureza del material es baja debido al alto contenido de austenita entonces la tasa de desgaste incrementa. De igual forma, Bedolla et al. (2015) planteó que, para la aleación base de su proyecto, la reducción en la tasa de desgaste se vio influenciado por una disminución en el contenido de volumen de austenita retenida, produciendo un incremento en la dureza.

- Rugosidad

A continuación se presenta una tabla que contiene los valores de rugosidad media de las zonas que fueron desgastadas para cada acero. Los siguientes datos corresponden al promedio de las diferentes mediciones que se llevaron a cabo. Estas fueron realizadas a través de un Perfilómetro Dektak 150 Surface Profiler.

Tabla 7. Rugosidad de la Superficie Desgastada

ALEACIÓN	RUGOSIDAD MEDIA (Ra)	DESV. ESTÁNDAR
0B	0,44 ± 0,02	0,027
10B	0,52 ± 0,05	0,081
20B	0,42 ± 0,01	0,017
40B	0,35 ± 0,03	0,055
60B	0,31 ± 0,02	0,035

Se observa que el acero con un contenido de boro de 10B fue el que presentó el mayor valor en la rugosidad de la zona que fue desgastada, mientras que con los aceros 40B y 60B se observó una disminución de este valor, donde la media del valor mínimo de rugosidad se encuentra en el acero de 60B, cuya diferencia con el valor de la rugosidad del acero 40B no es significativa.

Se puede observar una discrepancia en los resultados, el acero 0B presentó un valor más bajo en su rugosidad en comparación con el acero 10B y una similitud con el acero 20B, lo cual no sería lo esperado si se tiene en cuenta que a medida que incrementa el contenido de boro la severidad en la rugosidad de la superficies desgastadas debe disminuir. Sin embargo, como se explicó anteriormente, en estos procesos pudo influir un endurecimiento de la superficie, lo cual hace que se presente un menor desprendimiento de material y por consiguiente una menor rugosidad en la superficie desgastada.

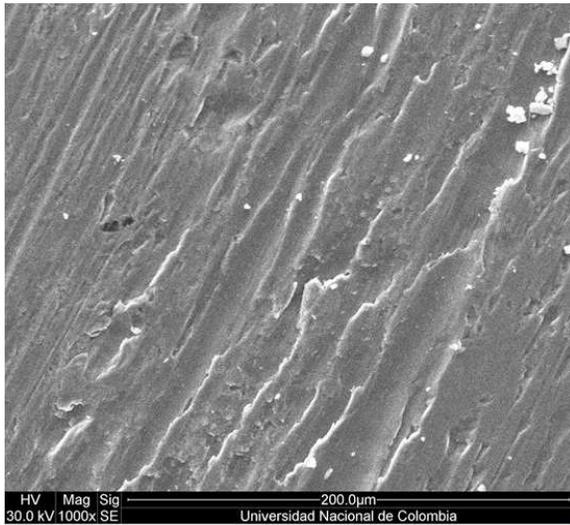
Durante el desarrollo de los ensayos existió un crecimiento en la rugosidad del material, que tiene la tendencia a incrementar a medida que aumenta el número de ciclos, lo que probablemente es consecuencia de una mayor cantidad de material removido por el resultado de un desgaste severo, sin embargo, para el presente ensayo los ciclos se mantuvieron constantes, lo cual es un factor que no debió incidir en la diferencia de los resultados. Consideraciones similares fueron obtenidas por Leiro et al. (2011) en relación a la rugosidad, quienes encontraron un aumento en dicho valor a medida que incrementaba el número de ciclos como resultado de un desgaste severo y por un posible efecto de la rugosidad inicial del material.

La rugosidad juega un papel importante en el comportamiento “running-in” de la curva del coeficiente de fricción en función del tiempo, ya que después de largos períodos de tiempo, las asperezas han sido desgastadas a similares alturas, por lo tanto, los mecanismos que operan en cada superficie son similares, lo cual pudo llevar a valores con una diferencia no considerable en la rugosidad para los aceros anteriormente descritos. En el trabajo desarrollado por Kosuri (2010), se encontró que las superficies ensayadas presentaron un alto grado de rugosidad debido al desprendimiento de material dejando depresiones sobre la superficie desgastado.

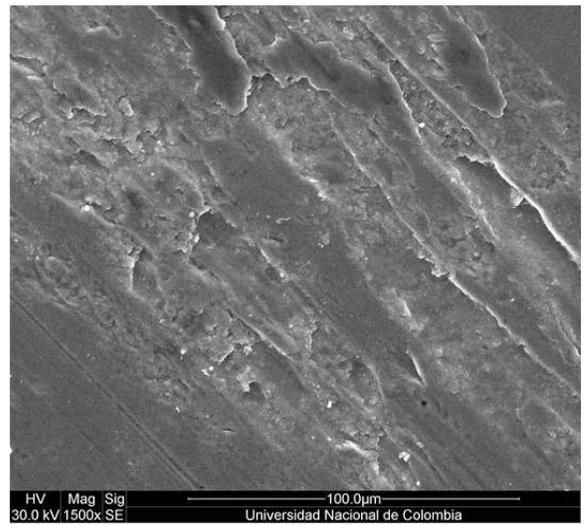
- **Caracterización de las Superficies Desgastadas**

A continuación se realizó el análisis de los mecanismos de desgaste presentes en las superficies de cada probeta a partir de las imágenes adquiridas mediante microscopía electrónica de barrido y microscopía de laser confocal.

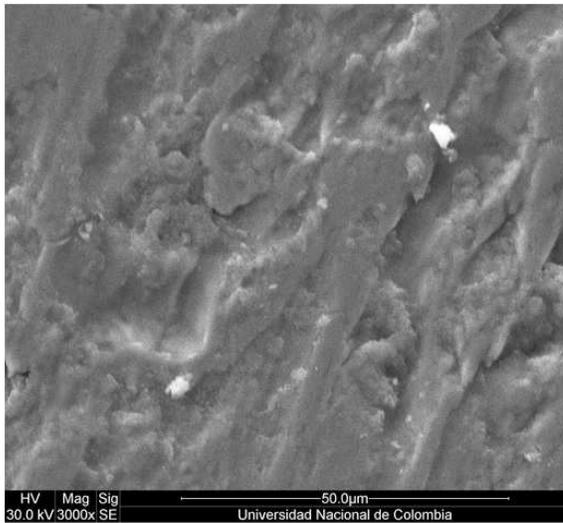
De la fotografía 5 a la 9, obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido, se observan las superficies desgastadas para los aceros 0B, 10B, 20B, 40B y 60B. Para esto se tomaron imágenes en cuatro sitios de la huella con aumentos de 1000x, 1500x, 3000x y 5000x.



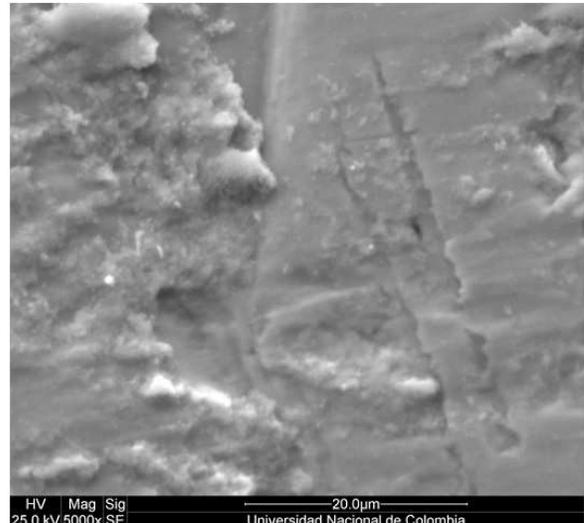
a.



b.

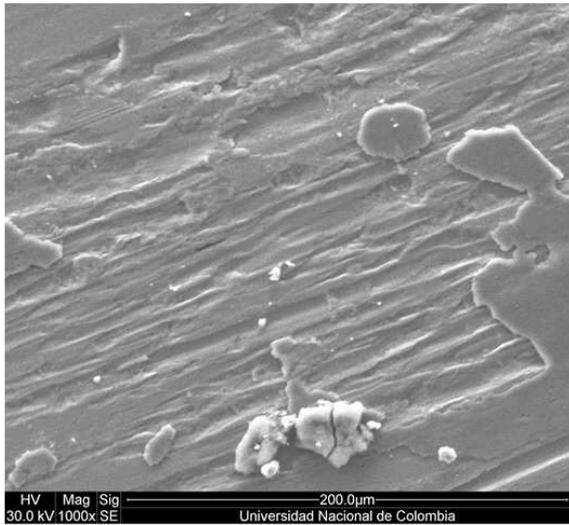


c.

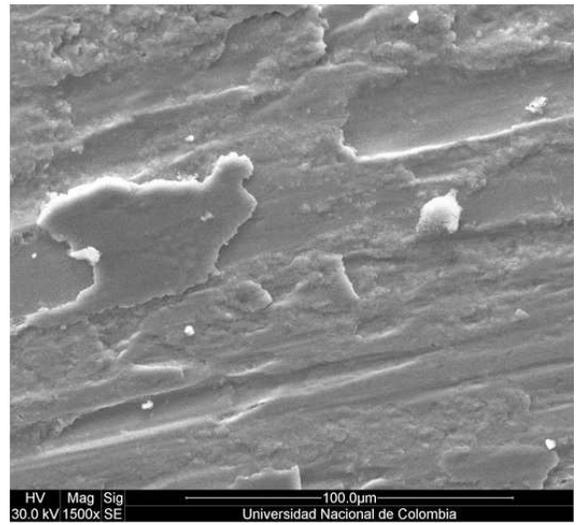


d.

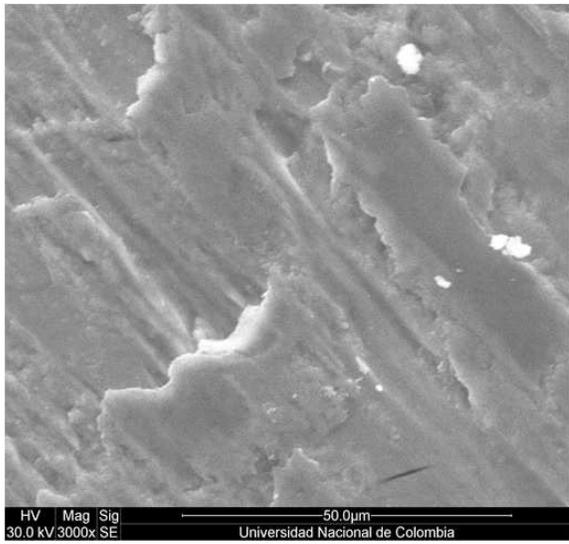
Fotografía 5. Superficie desgastada en el acero bainítico 0B – a. 1000x; b. 1500x; c. 3000x; d. 5000x



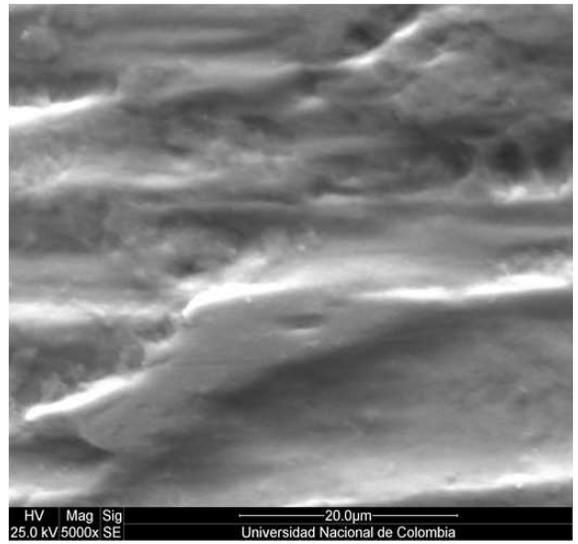
a.



b.

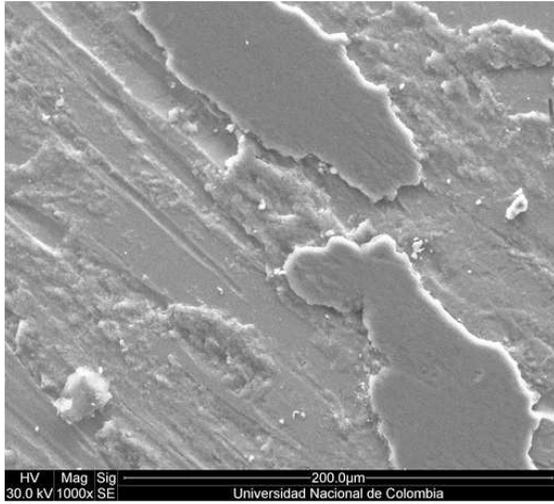


c.

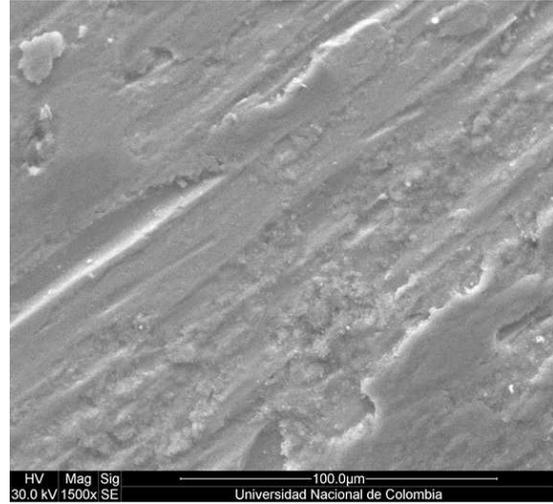


d.

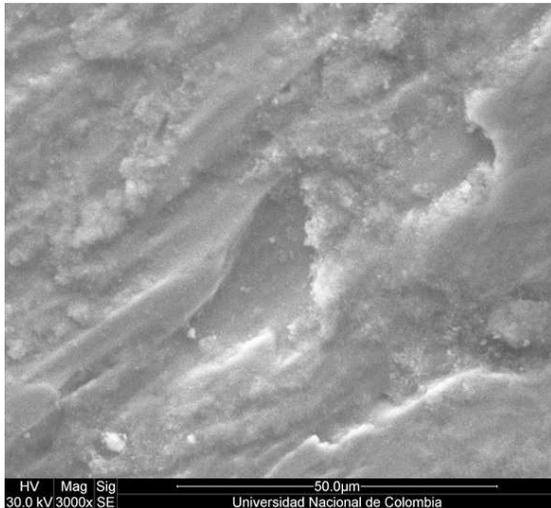
Fotografía 5. Superficie desgastada en el acero bainítico 10B – a. 1000x; b. 1500x; c. 3000x; d. 5000x



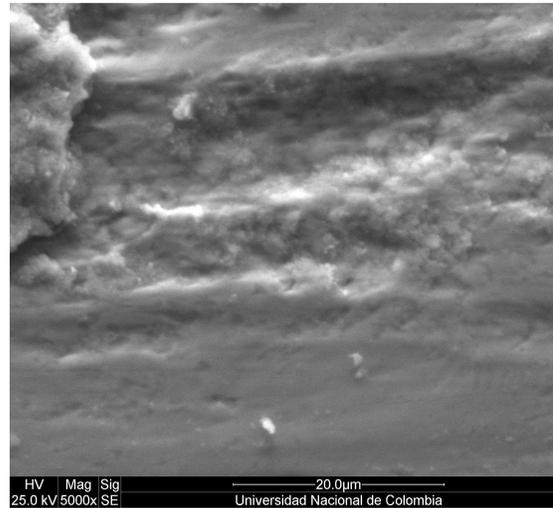
a.



b.



c.

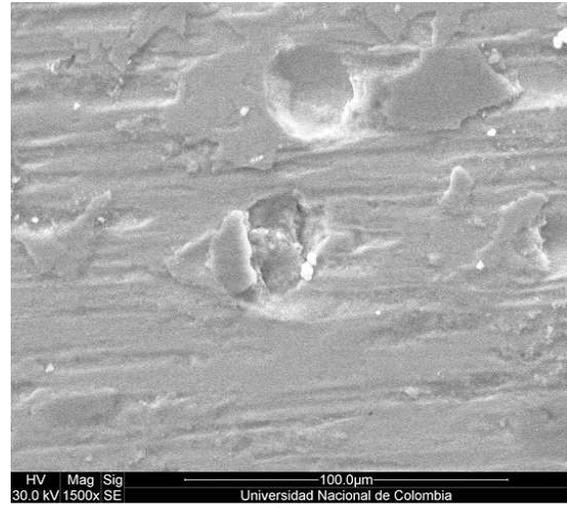


d.

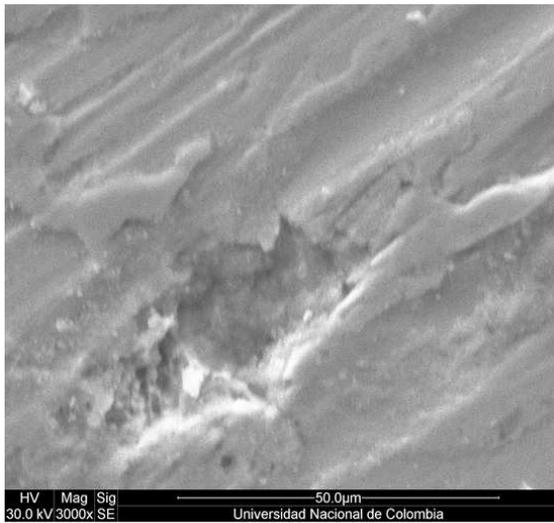
Fotografía 7. Superficie desgastada en el acero bainítico 20B – a. 1000x; b. 1500x; c. 3000x; d. 5000x



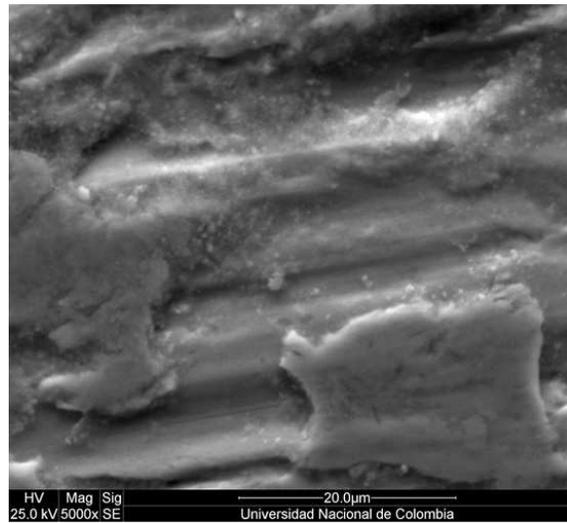
a.



b.

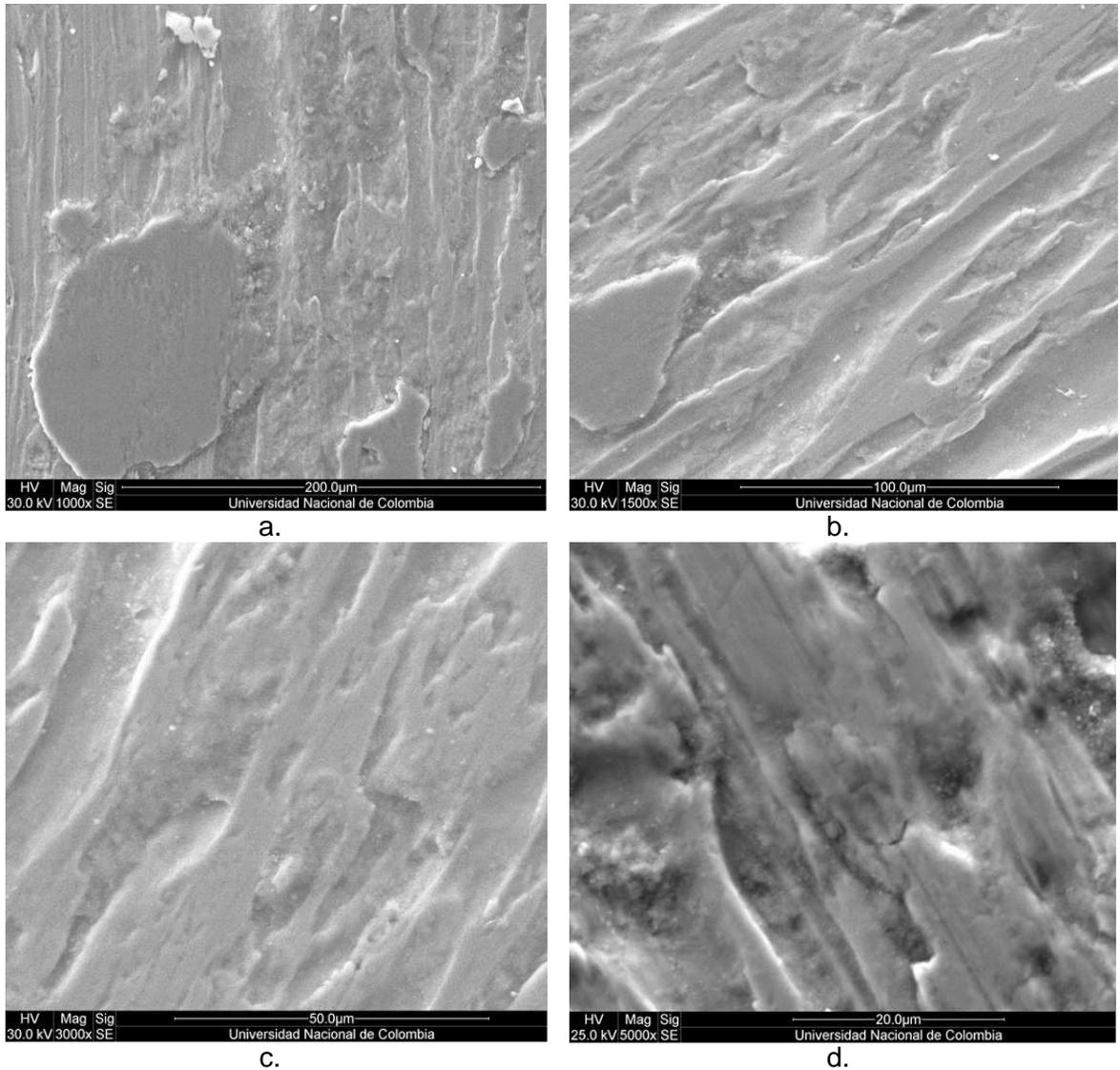


c.



d.

Fotografía 8. Superficie desgastada en el acero bainítico 40B – a. 1000x; b. 1500x; c. 3000x; d. 5000x



Fotografía 9. Superficie desgastada en el acero bainítico 60B – a. 1000x; b. 1500x; c. 3000x; d. 5000x

Una vez realizado el ensayo, se procedió al análisis de las superficies con el fin de estudiar los mecanismos de desgaste presentados en cada uno de los aceros. Sobre la superficie de cada probeta se observan los desprendimientos de partículas que fluyen a lo largo de la dirección de deslizamiento, las cuales originan la formación de microagujeros debido a una deformación plástica de la superficie, ya que dichas partículas quedan atrapadas dentro de una matriz dúctil y oxidada, lo que crea abrasión y genera ranuras. Estas partículas, las cuales han oxidado y se han acumulado en la superficie por el calentamiento producto de la fricción, son lo suficientemente duras para causar daños por indentación cuando son presionadas sobre la superficie del material, cuyas protuberancias generan hoyuelos y arado.

El daño presentado en las diferentes muestras fue el resultado de un desgaste adhesivo en la superficie, el cual también se puede ver influenciado por el contacto por fatiga, donde los microagujeros pudieron ser generados por el resultado de la remoción de material. Leiro et al. (2011) encontraron mecanismos de desgaste los cuales se asociaron al adhesivo, relacionándolo a la fractura de la superficie producto de la fatiga, así como de la cizalla de las juntas soldadas entre las dos superficies de contacto.

Durante el inicio del proceso de desgaste, la deformación plástica que toma lugar por la adhesión resulta en la creación de sitios de nucleación de grietas en la superficie que se originan por las concentraciones de esfuerzo originadas por las asperezas deformadas producto de la adhesión, lo que produce la pérdida de material. Una vez las grietas han crecido lo suficiente las escamas del material son removidas debido a la acción de la fuerza deslizando, debido a factores como la propagación de grietas producto de la fatiga, las fuerzas de tracción tangencial y la carga. Por lo tanto, la principal evidencia de daño adhesivo se encuentra en el agrietamiento de la superficie de cada acero. El estudio desarrollado por Kankanala (2010) determina que la superficie ensayada está sujeta a cizallamiento plástico, daños por indentación, la generación de partículas duras de desgaste y escamas gruesas desprendidas de la superficie.

De acuerdo con lo reportado por Buckley (1981), la generación de los microhuecos puede estar asociado al origen de dislocaciones presentadas por los esfuerzos mecánicos producto del ensayo. El creciente número de dislocaciones aumenta la plasticidad y reduce el esfuerzo de fluencia de los materiales, por tal motivo, la deformación de la superficie es un resultado del aumento de la densidad de dislocaciones, lo cual está asociado al número de ciclos. De igual manera, Buckley informa que la generación de dislocaciones está relacionada al desgaste porque son defectos lineales en sólidos, los cuales pueden servir como sitios de generación de grietas y microhuecos en la superficie ensayada con las partículas de desgaste.

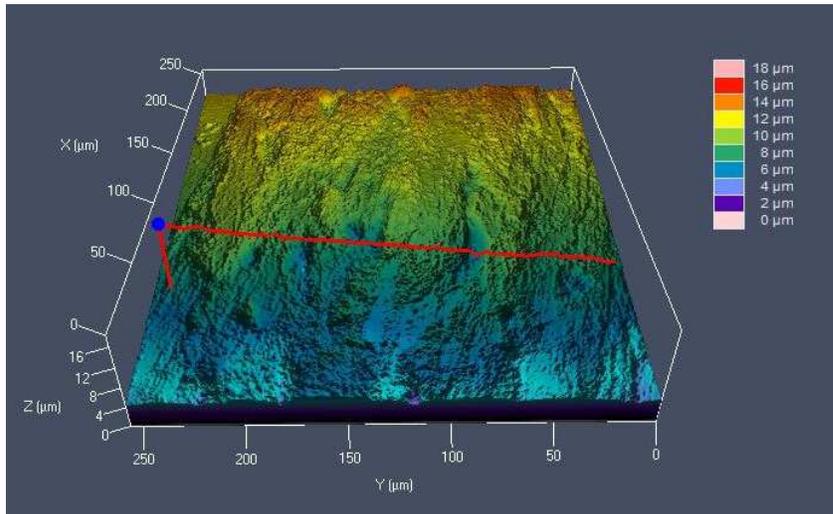
La intersección de dislocaciones a lo largo de las líneas de deslizamiento puede producir microhuecos que crecen con una progresiva deformación hasta en las regiones de la subsuperficie donde pueden originar grietas y por consiguiente partículas de desgaste. Las grietas o agujeros aparecen porque la superficie literalmente se abre cuando ocurre un movimiento tangencial. En algún punto, la fuerza tangencial es suficiente para superar el enlace adhesivo en la interface y fracturar las juntas adhesivas (o cerca de la unión adhesiva), dejando un bucle de material sobre la superficie. En relación a este suceso, los trabajos desarrollados por Zhang, Yan, Wang y. Qian (2011) y en el de Chattopadhyay et al. (2012) hacen referencia a la generación de grietas en la subsuperficie y su propagación, cuya intersección generan partículas, asociando dicho mecanismo a una delaminación. Es importante recalcar que parte de la fricción es absorbida para la transformación de austenita a martensita y el refinamiento de la microestructura, lo que indica que menos energía es disponible para la nucleación y propagación de grietas. De igual forma, las películas de austenita retenida ayudan a

prevenir la nucleación y propagación de grietas. Este factor fue descrito por Yan et al. (2011), quien determinó que las películas de austenita enriquecidas en carbono, distribuido uniformemente entre las placas de ferrita bainítica libre de carburos, pueden retardar la propagación de grietas durante la fricción producto del deslizamiento, jugando un importante rol en la resistencia al desgaste.

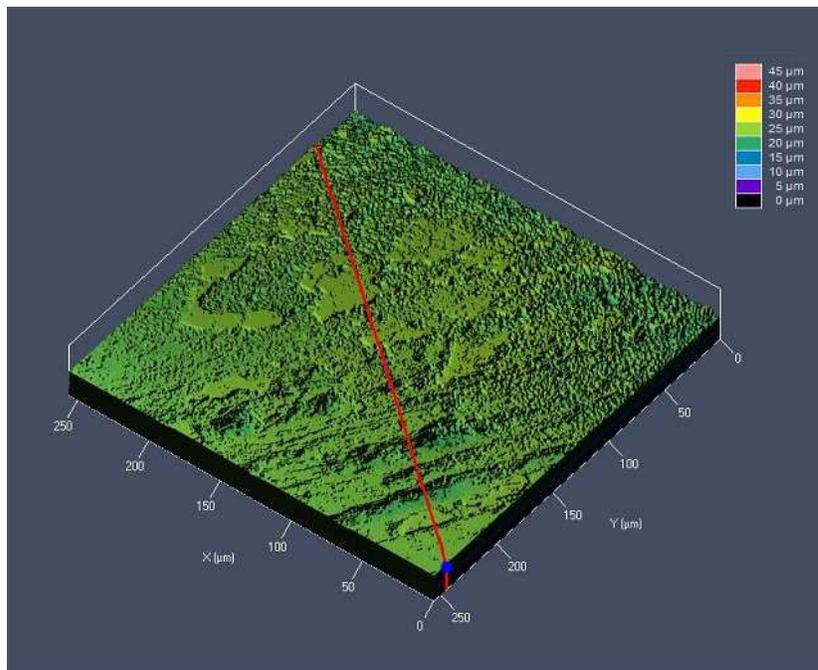
Las partículas al no ser removidas tienden a la oxidación y se aglomeran en la superficie causando indentación, lo que lleva a una pequeña escala de abrasión de tres cuerpos, similar a la conclusión obtenida por Leiro et al. (2011) quienes referenciaron un proceso de oxidación por parte de las partículas desprendidas de la superficie, asociadas a un endurecimiento y al origen de orificios. En el estado estable del desgaste, lugar donde el coeficiente de fricción se mantiene aproximadamente constante, la mayor parte de las asperezas pudieron haber sido deformadas y desgastadas. Sharma, Sangal y Mondal (2015) en su trabajo encontraron la generación de una gran cantidad de pequeñas partículas oxidadas asociándolo a un mecanismo de desgaste oxidativo, originando abrasión en la superficie. Este mecanismo también fue propuesto por Chattopadhyay et al. (2012), quien observó en el acero bainítico ensayado la presencia de partículas de óxido que generaron microcavidades y hoyuelos al ser removidos. Lo anterior es relacionado al efecto de la fuerza que remueve material asociada a la tasa de frecuencia.

En términos generales, el desgaste adhesivo puede ser el principal mecanismo de remoción de material, sin embargo, un mecanismo de desgaste abrasivo se puede llevar a cabo al considerar que las partículas de desgaste son presionadas generando un arado en la superficie. La cantidad de partículas que se oxidan y se compactan debido a los esfuerzos por el contacto pudieron formar óxidos, que pueden proteger la superficie metálica, sin embargo, las fuerzas de fricción podrían ser lo suficientemente grandes para romper estas capas resultando en una remoción continua de material. Rojas (2009) en su trabajo obtuvo una conclusión similar, al considerar mediante micrografías adquiridas por microscopía electrónica que los mecanismos de desgaste adquiridos para los aceros bainíticos correspondieron al abrasivo, producto de la fricción de las partículas desprendidas con la superficie, y el oxidativo, el cual lo asoció a un incremento en la temperatura de la superficie desgastada a medida que aumentaba los ciclos del ensayo.

De la fotografía 10 a la 14 se pueden observar las topografías tomadas a cada una de las huellas para los aceros 0B, 10B, 20B, 40B y 60B. Cada imagen se obtuvo mediante un microscopio de laser confocal Carl Zeiss – LSM 70, con su respectivo software, donde se utilizó un aumento de 50x. Las figuras están clasificadas en ensayos realizados con un tiempo de 10 y 30 minutos.

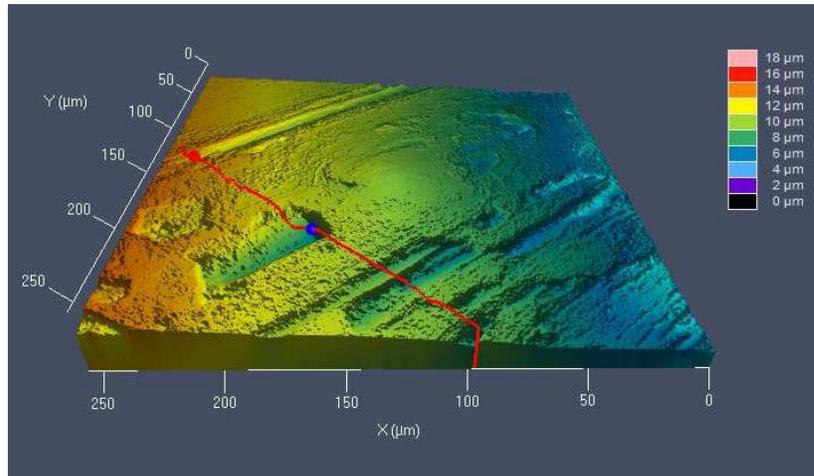


a.

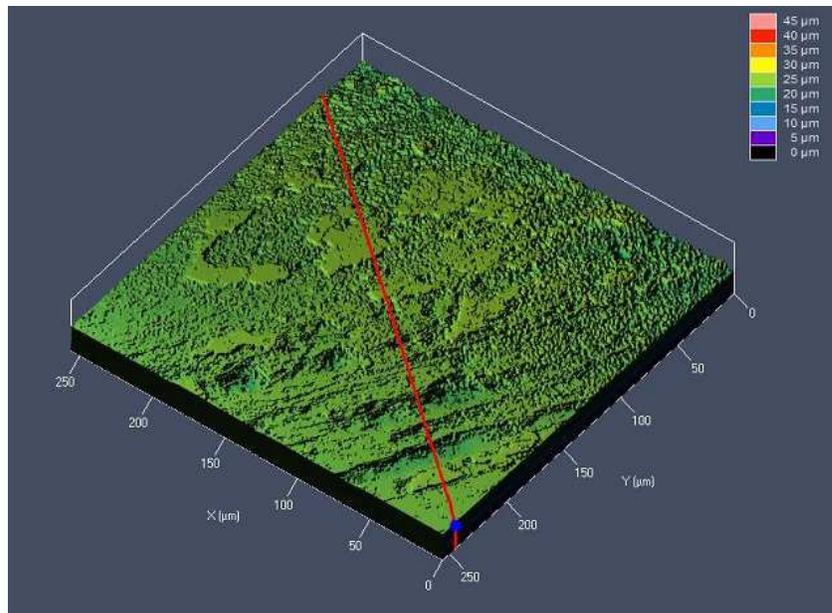


b.

Fotografía 10. Superficie desgastada en el acero bainítico 0B – a. 10 minutos; b. 30 minutos

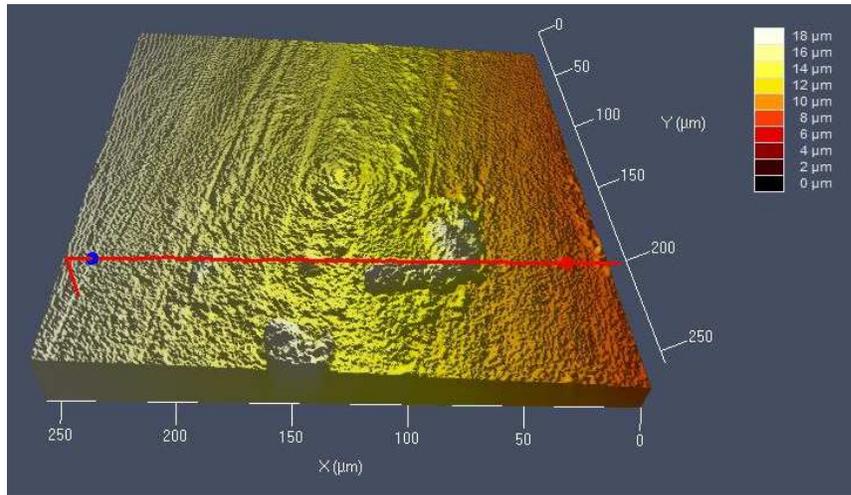


a.

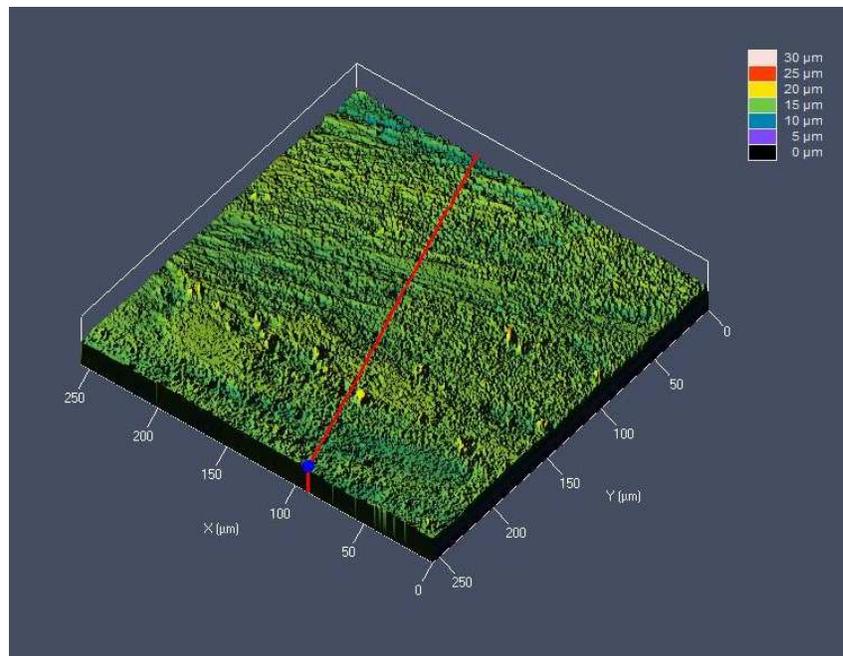


b.

Fotografía 11. Superficie desgastada en el acero bainítico 10B – a. 10 minutos; b. 30 minutos

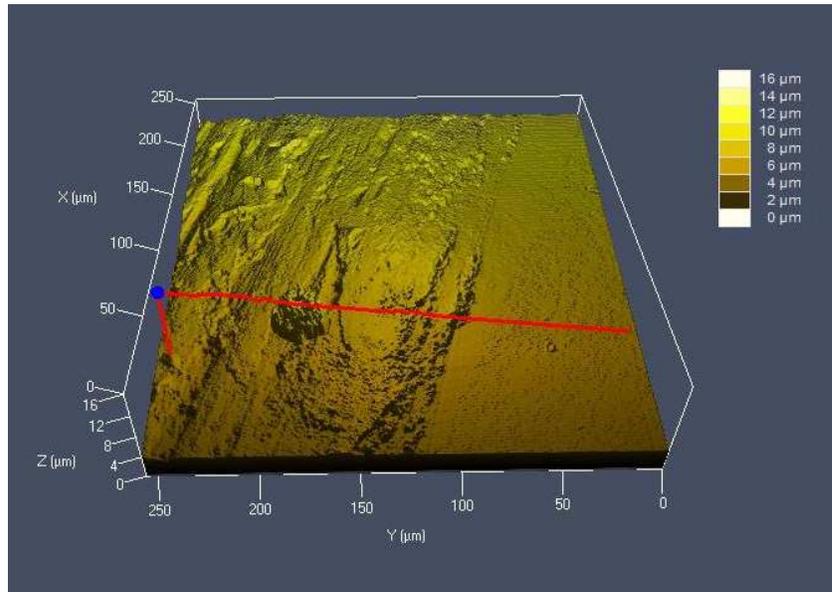


a.

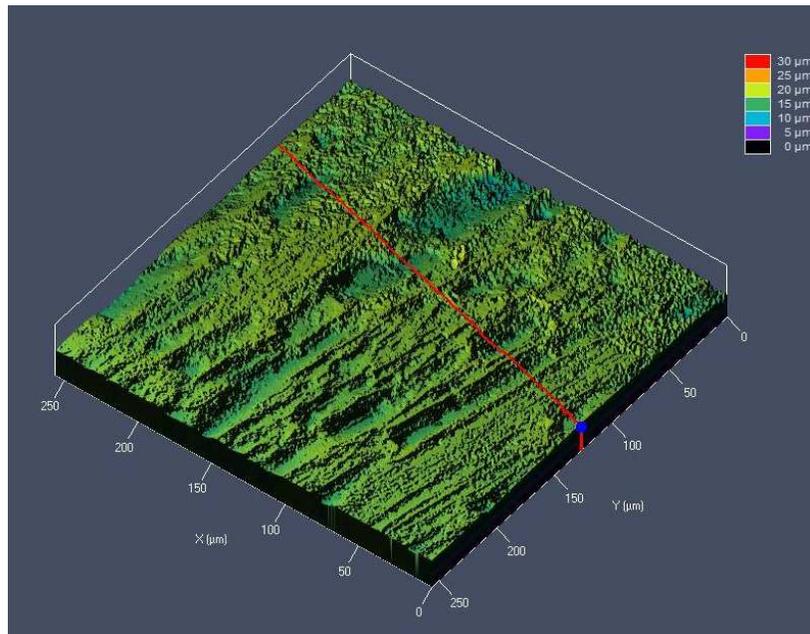


b.

Fotografía 12. Superficie desgastada en el acero bainítico 20B – a. 10 minutos; b. 30 minutos

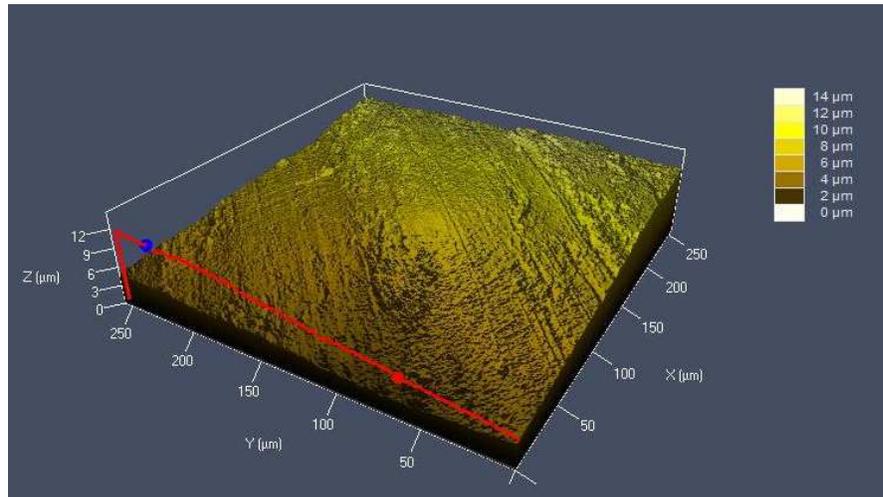


a.

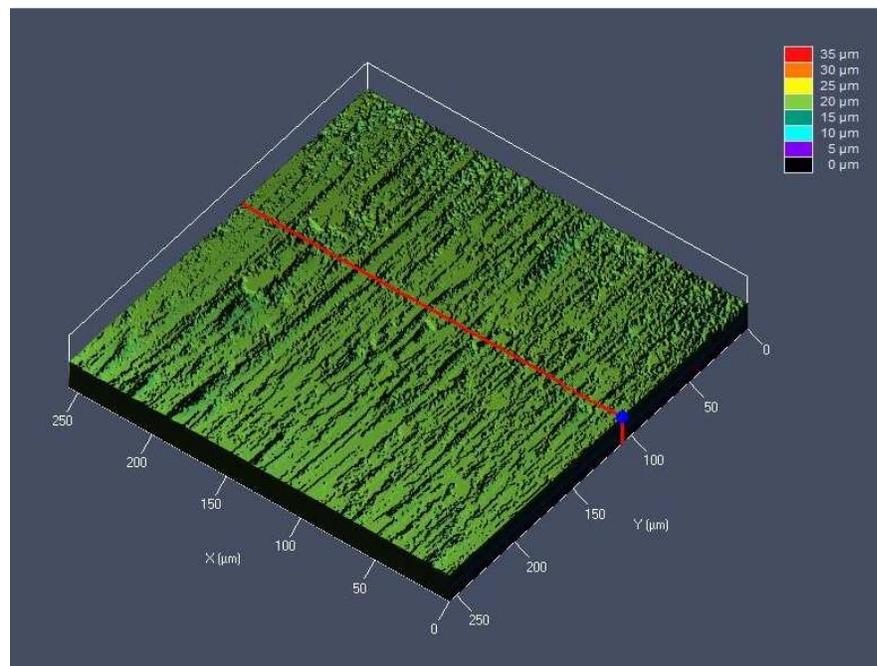


b.

Fotografía 13. Superficie desgastada en el acero bainítico 40B – a. 10 minutos; b. 30 minutos



a.



b.

Fotografía 14. Superficie desgastada en el acero bainítico 60B – a. 10 minutos; b. 30 minutos

Se puede observar que el daño presentado en cada una de las huellas, independiente del número de ciclos o del tiempo del ensayo, fue principalmente por el resultado de un desgaste adhesivo. Esta clase de desgaste generalmente deja como evidencia agrietamiento en la superficie. Las juntas de adhesión, las cuales se asocian a un desgaste severo, dan una idea de una fuerte interacción entre las asperezas de las superficies durante el deslizamiento, así como fue propuesto con anterioridad.

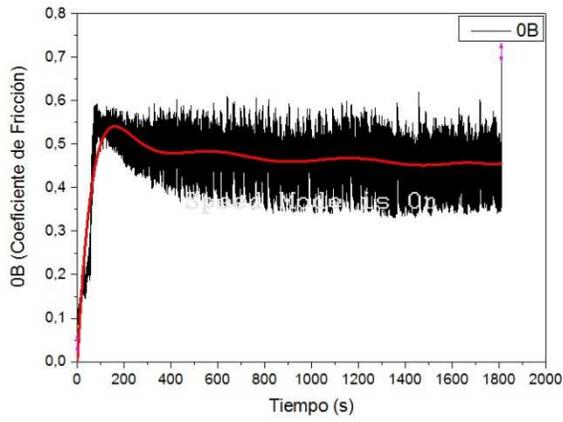
- **Coefficiente de Fricción**

En la figura 25 se observa las curvas de coeficiente de fricción en función del tiempo, obtenidas durante el ensayo y diagramadas por medio del software Origin Pro 8.5. En las figuras la línea roja representa la línea de tendencia de acuerdo con la evolución del ensayo.

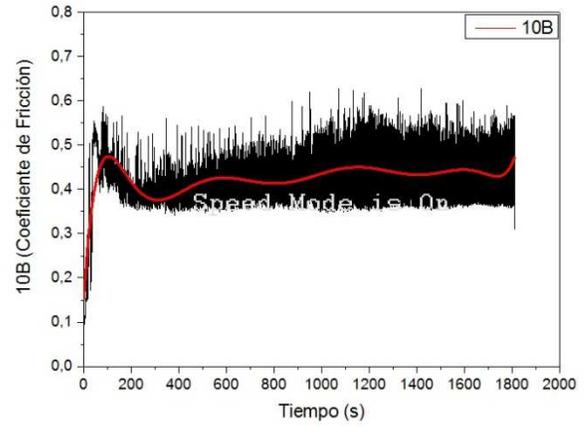
La fuerza de fricción depende de variables como la carga normal, la velocidad, la temperatura de contacto y el tiempo, entre otros parámetros de fricción externa. Las curvas de coeficientes de fricción presentan dos regiones “running-in” y estado estable, que son típicas para contactos en deslizamiento en seco, donde la etapa running-in finaliza aproximadamente a los 100 segundos en cada probeta. Este efecto se debe a un incremento en el área de contacto a medida que las asperezas son removidas, donde se presenta una mayor cantidad de remoción de material.

El coeficiente de fricción incrementa rápidamente durante el período “running-in” hasta que alcanza un valor estable con una considerable dispersión. En esta zona, la fricción, en el inicio de deslizamiento, está tradicionalmente comparada con el resultado de las interacciones mecánicas entre las asperezas de tamaño micrométrico con los cuerpos interconectados. En otras palabras, la fricción, como la fuerza de resistencia, se debe a los procesos disipativos de acoplamiento y desacoplamiento de las microasperezas. En el período “running in” se presenta la formación de uniones soldadas en las superficies de contacto debido a la adhesión.

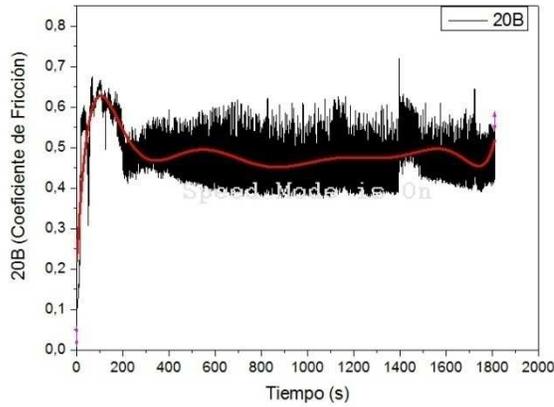
Por el resultado del movimiento tangencial se presenta el cizallamiento en el material, lo cual produce un arado en su superficie. La unión adhesiva se ve favorecida por la deformación plástica, proceso por el cual las asperezas sobre las superficies de contacto forman uniones adhesivas. En esta zona las grietas o agujeros aparecen porque la superficie literalmente se abre por el movimiento relativo entre las superficies, donde la fuerza tangencial es suficiente para superar el enlace adhesivo en la interface y fracturar las juntas adhesivas. Por estos factores se observa un incremento en el coeficiente de fricción.



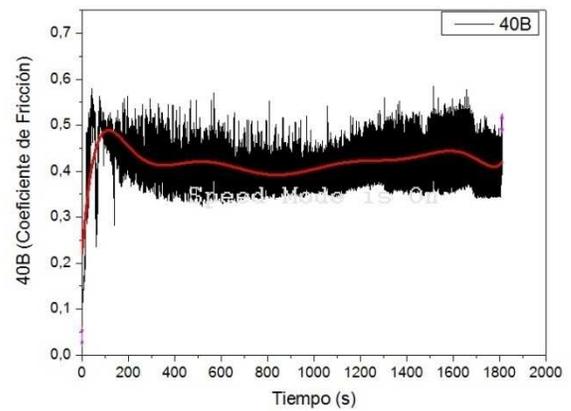
a.



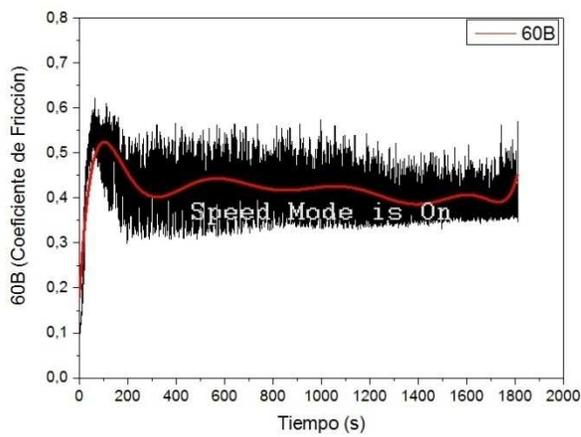
b.



c.



d.



e.

Figura 25. Coeficiente de fricción vs tiempo. - a. 0B; b. 10B; c. 20B; d. 40B; e. 60B

Dayot et al. (2012) realizaron una comparación del comportamiento tribológico de aceros bainíticos y perlíticos bajo diferentes condiciones de deslizamiento, donde la gráfica para el acero bainítico presentó un comportamiento similar en relación a los periodos “running-in” y estado estable que se obtuvieron en este trabajo. Yan et al. (2011) relacionó este fenómeno a que al inicio del ensayo la superficie es muy rugosa con una irregularidad en las asperezas, y a medida que el tiempo incrementa, el área real de contacto aumenta y se produce una disminución en el esfuerzo; de igual forma, este efecto lo asoció al refinamiento de la microestructura y el incremento de la dureza por el efecto de la fricción.

El estudio tribológico llevado a cabo indica que el coeficiente de fricción después del periodo “running-in” se mantiene aproximadamente constante, tomando como referencia la línea de tendencia de color rojo en cada gráfica, o dentro de un mismo rango de valores hasta el final del ensayo. Este comportamiento se presenta aproximadamente después de los 200 segundos. Sin embargo, se observa una gran dispersión en la curva del coeficiente de fricción en función del tiempo, lo cual puede estar asociado al desprendimiento continuo de material que desarrolla partículas duras de desgaste y, por consiguiente, una superficie rugosa debido a la remoción gradual de material. Leiro (2014) en su trabajo de grado, quien tuvo una cierta dispersión en las gráficas, asoció dicho fenómeno a un calentamiento local que condujo a reacciones químicas y cambios en la superficie de contacto, cuyas propiedades mecánicas del material desprendido de la superficie se someten a cambios durante los siguientes ciclos.

Otro factor que pudo influir a dicha dispersión se pudo deber a un deslizamiento entre el pin y la muestra, lo que hace que las superficies se encuentren en un constante movimiento relativo. Este efecto fue encontrado por Leiro et al. (2011) donde se puede observar que en las curvas de coeficiente de fricción se presentó una dispersión similar, la cual asoció al movimiento relativo entre las superficies debido a un deslizamiento del 5 %, originando que las superficies de las piezas entren en contacto en diferentes posiciones en cada revolución.

La figura 26 muestra las líneas de tendencia en conjunto de los aceros ensayados, donde se observa una clara tendencia de las muestras en relación al comportamiento del coeficiente de fricción en función del tiempo. Vale la pena anotar que la tendencia de las curvas es aproximadamente la misma para cada una de las muestras, independientemente de su contenido de boro, donde no se observa una mayor influencia en los valores del coeficiente de fricción, lo cual también depende del par tribológico. Cuando en la línea de tendencia se presenta la estabilidad en el coeficiente de fricción, indica que la transición de desgaste severo a leve ocurre, de tal forma que las condiciones de la superficie de deslizamiento obtenidas con la remoción de partículas es suficiente para promover la formación de óxidos y obtener un tipo de desgaste oxidativo. Aunque en el período de estado estable se puede observar que los coeficientes de fricción se mantienen aproximadamente estables dentro de un mismo rango de valores, en las líneas de tendencia se observan pequeñas fluctuaciones, las cuales se pueden asociar a un cambio en el régimen del tipo de desgaste.

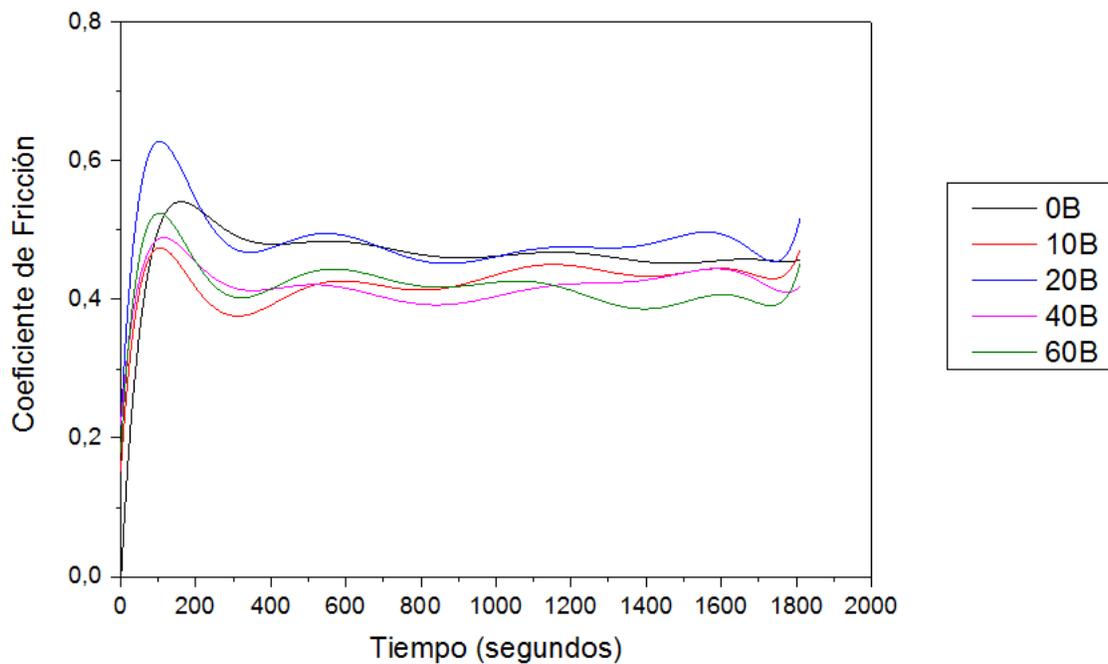


Figura 26. Coeficiente de fricción vs tiempo. – Líneas de Tendencia

Leiro et al. (2011), así como Dayot et al. (2012), presentaron en sus trabajos valores de coeficiente de fricción similares a los obtenidos en este trabajo, cuyo rango se mantuvo entre 0,4 – 0,6 y 0,5 – 0,6, respectivamente. De igual forma, Bedolla et al. (2015) en sus respectivos ensayos obtuvo valores entre 0,5 y 0,8 para una carga de 25 Newtons y entre 0,2 y 0,4 para una carga de 50 Newtons. Sin embargo, para el desarrollo de esta tesis la carga se mantuvo constante por lo que puede ser un factor que defina la similitud en los valores del coeficiente de fricción.

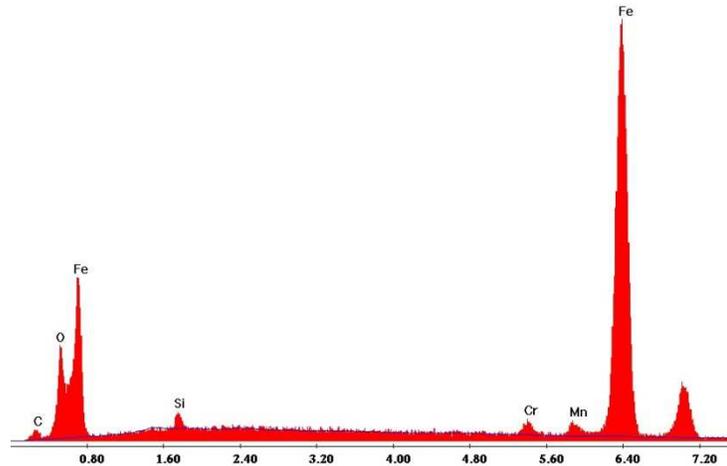
La función de los óxidos es la de evitar la formación de uniones metálicas o enlaces y de ese modo evitar el desgaste adhesivo. Los óxidos que se producen normalmente se presentan sobre la superficie del acero haciendo un trabajo efectivo de inhibición de la adhesión y la transferencia adhesiva. La carga y la velocidad de deslizamiento son parámetros que contribuyen al aumento de la temperatura en la superficie y por consiguiente la formación de óxidos. La capa de óxido tiene buena adherencia en el acero y previene el contacto del acero con el pin que produce el desgaste adhesivo caracterizado como uno de los más severos que origina la deformación plástica y la transferencia de material. La capa de óxidos también se comporta como un lubricante ya que mantiene estable el coeficiente de fricción durante el deslizamiento. Bedolla et al. (2015) asocia a su trabajo el desgaste oxidativo como el principal mecanismo debido al engrosamiento en la capa de óxido, la cual contribuye a una mayor lubricación y por consiguiente a una disminución en el coeficiente de fricción. De igual forma, Rojas (2009) en su trabajo obtuvo las gráficas del coeficiente de desgaste contra la distancia recorrida, donde se pudo observar un comportamiento similar a los resultados adquiridos en este

trabajo, clasificando el aumento de la tasa de desgaste al desprendimiento de material y posteriormente la estabilidad en dicha variable debido a la presencia de óxidos en la superficie.

- **Composición Química de la Superficie mediante EDS**

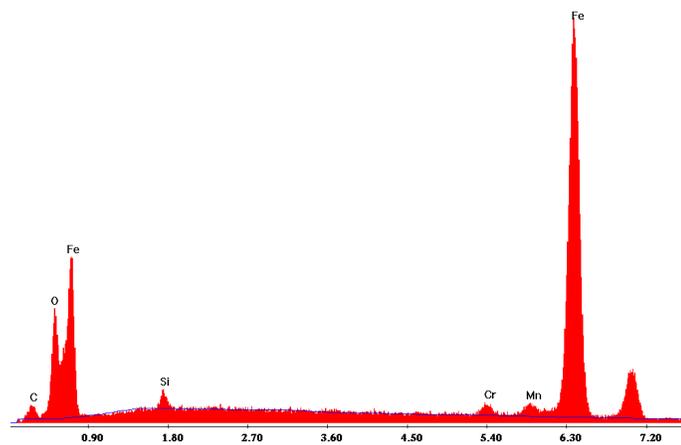
Los espectros EDS (energy dispersive spectroscopy) muestran un aumento en el contenido de oxígeno sobre la superficie desgastada y una mayor concentración de hierro, que indica una posible formación de óxido de hierro, originado como consecuencia de la fricción que se presenta por el contacto deslizante entre el pin y la muestra, lo cual lleva al calentamiento de las superficies en contacto, y por una interacción con el medio ambiente, se presentan reacciones químicas que pueden llevar a la formación de dichos óxidos. Este comportamiento hace referencia a un mecanismo de desgaste oxidativo, como se mencionó anteriormente, que produce una capa de óxido sobre la superficie desgastada y conduce a que el régimen de desgaste pase de severo a leve, ya que la superficie es endurecida y evita la remoción de material. A raíz de esto, se puede observar en la figura 26 la estabilidad en el coeficiente de fricción. El oxígeno que suministra el ambiente y su interacción con el hierro para forma una mayor cantidad de óxido de hierro, siempre y cuando la energía disponible sea suficiente en la interface para seguir con la reacción.

Estos resultados presentan similitud con el trabajo desarrollado por Leiro et al. (2011), donde se llevaron a cabo análisis de EDS en la superficie desgastada, cuyos difractogramas mostraron la presencia de oxígeno, hierro, cromo, silicio y manganeso, lo cual lo llevó a concluir que las partículas desgastadas por el ensayo fueron oxidadas. De igual manera, Kankanala (2010) reveló mediante espectros EDS la presencia de capas de óxido sobre la superficie. Yan et al. (2011) asocia la presencia de partículas referentes a óxidos (Fe_2O_3) y partículas de hierro (Fe), los cuales pueden prevenir el contacto metal-metal reduciendo la fricción y el desgaste.



ELEMENTO	Wt %	At %
C K	4,32	14,98
O K	6,9	17,94
Si K	1,08	1,61
Cr K	1,49	1,2
Mn K	2,14	1,62
Fe K	84,07	62,66
Total	100	100

Figura 27. Espectros EDS obtenidos de la superficie desgastada. – 10B



ELEMENTO	Wt %	At %
C K	5,9	19,11
O K	8,32	20,22
Si K	1,21	1,67
Cr K	1,37	1,03
Mn K	2,36	1,67
Fe K	80,84	56,3
Total	100	100

Figura 28. Espectros EDS obtenidos de la superficie desgastada. – 20B

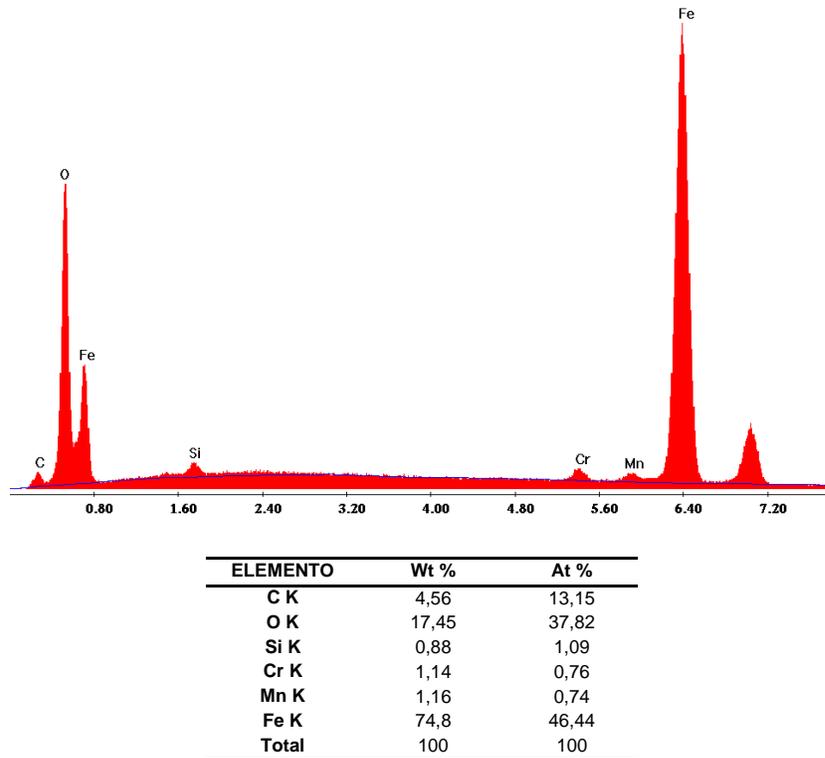


Figura 29. Espectros EDS obtenidos de la superficie desgastada. – 40B

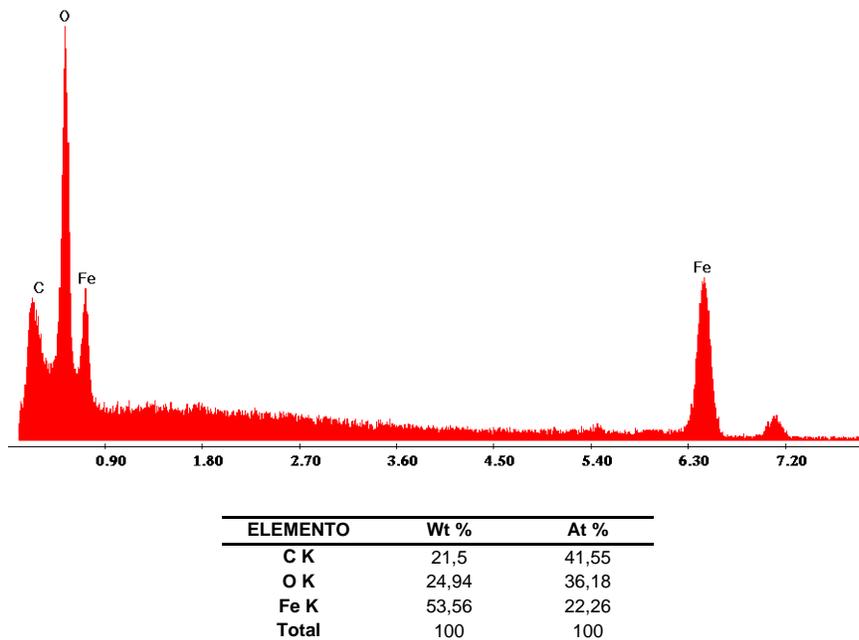


Figura 30. Espectros EDS obtenidos de la superficie desgastada. – 60B

6.2.2. Ensayo de Desgaste Abrasivo

Los ensayos de desgaste con arena seca y rueda de caucho (Dry sand Rubber Well DSRW) fueron realizados en el laboratorio de fundición de la Universidad Nacional, siguiendo los requerimientos de la norma ASTM G 65. De acuerdo con lo establecido en la norma, el procedimiento llevado a cabo en los ensayos fue el B, que maneja una carga de 130 N, una distancia recorrida 1436 metros y 2000 revoluciones. Los resultados se observan en la tabla 8 y la figura 31, donde el volumen perdido se calcula tomando como referencia la densidad del acero, $7,8 \text{ g/cm}^3$, y la fórmula descrita en la norma ASTM-G65:

Tabla 8. Pérdidas de volumen ensayo desgaste abrasivo

ALEACIÓN	Pérdida de Masa (gr)	Desv. Estándar	Volumen Perdido (mm^3)	Desv. Estándar
0B	$1,2767 \pm 0,0419$	0,059	164 ± 5	7,6
10B	$1,3638 \pm 0,0735$	0,073	175 ± 9	13,3
20B	$1,1919 \pm 0,0132$	0,013	153 ± 2	2,4
40B	$1,1437 \pm 0,032$	0,046	147 ± 4	5,8
60B	$1,1023 \pm 0,031$	0,044	141 ± 4	5,6

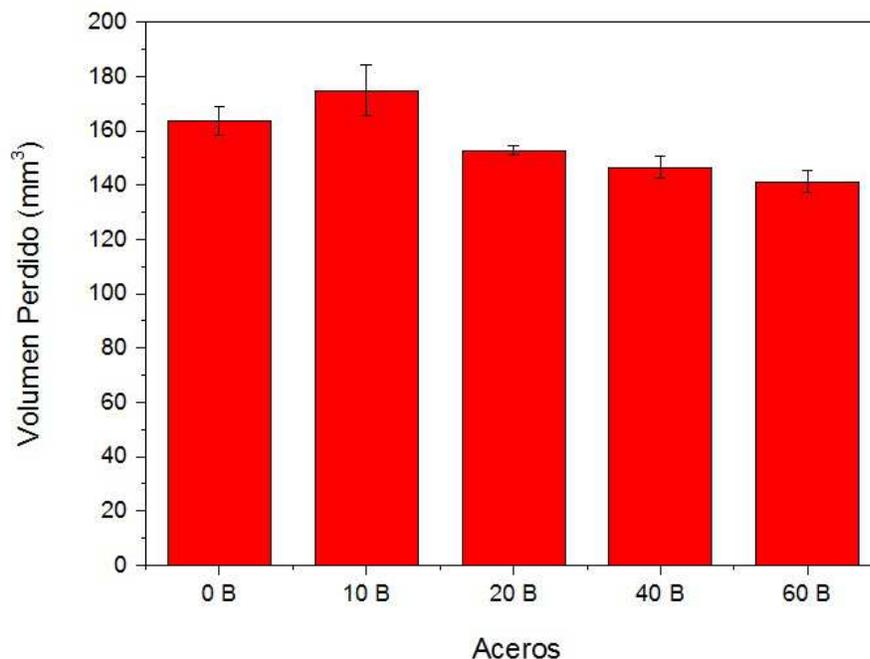


Figura 31. Volumen perdido para cada acero

Este ensayo fue realizado a 10 probetas en cuya composición química varía el contenido de boro. Cada probeta fue pesada en cinco ocasiones en una balanza de cuatro dígitos, localizada en el laboratorio de metalografía de la Universidad Nacional, antes del ensayo y posterior al mismo, con el fin de conocer la influencia del boro en la resistencia al desgaste.

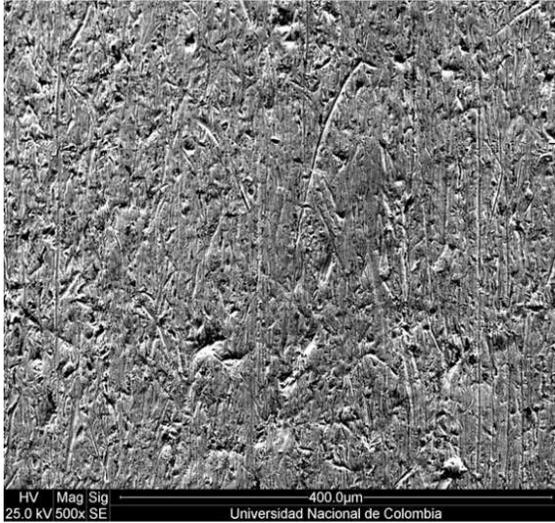
Se puede observar en los resultados que no siempre se va a mantener una linealidad en relación a la tasa de desgaste con el contenido de boro. Esto se puede atribuir a los mecanismos de desgaste como el de remoción de material y micro mecanismos de desgaste por abrasión, donde la resistencia al desgaste es un balance de propiedades mecánicas como la dureza y los defectos en la microestructura.

Durante el ensayo de desgaste abrasivo, el agente abrasivo, que corresponde a la arena, es deslizado tangencialmente a través de la superficie del acero, lo cual origina cortes o raspaduras de la superficie de la pieza de trabajo, dando origen a la formación de ranuras y remoción de material, el cual puede ser removido en forma de viruta, escama o rizo de metal. El abrasivo debe ser un elemento resistente, cuyos granos actúan como superficies de corte, algunas de los cuales tienen bordes afilados que cortan y otros que deforman el material en lugar de cortarlo.

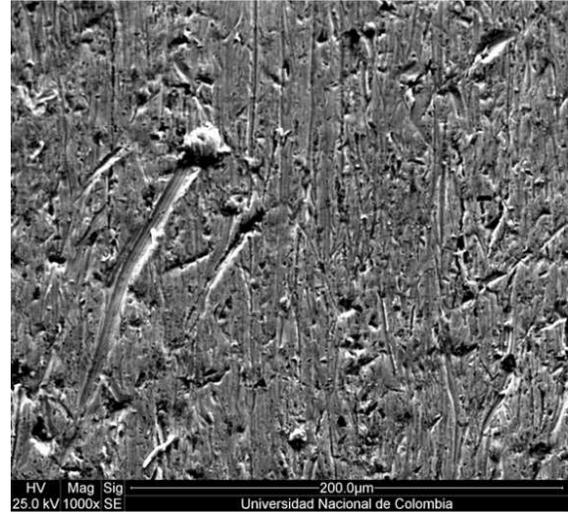
El desgaste en un material depende de las condiciones de interacción tanto mecánica como química entre las zonas en contacto. Al sistema tribológico se le debe considerar la dureza, el tamaño y la morfología de las partículas utilizadas en el ensayo, así como la carga aplicada y su velocidad de aplicación; de igual manera las condiciones ambientales referentes a la humedad, la atmósfera y temperatura principalmente para la rueda de caucho. Algunos aspectos pudieron tener influencia en los anteriores resultados, que se pueden relacionar a factores físicos del material abrasivo que influyen en la profundidad del daño en cada probeta, así como el tamaño de sus partículas, donde se presenta una correlación con la profundidad del daño observado. No solo la deformación sino que también el incremento en la temperatura de la superficie pueden tener una influencia sobre los resultados ya que el proceso de abrasión es conducido en estado seco.

- **Caracterización de las superficies desgastadas**

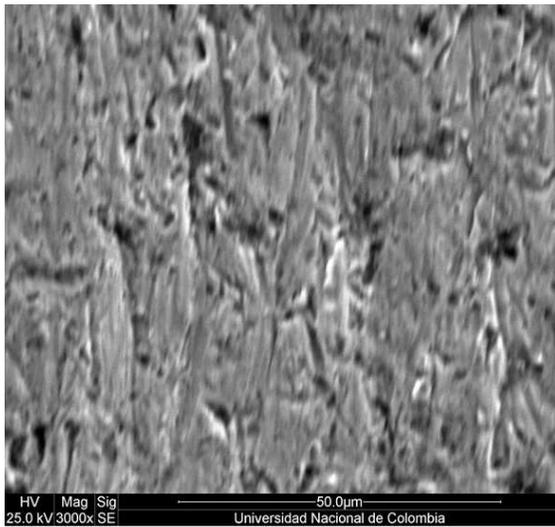
Las siguientes micrografías muestran las superficies desgastadas de las probetas ensayadas mediante chorro de arena, obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido con aumentos de 500x, 1000x, 3000x y 5000x.



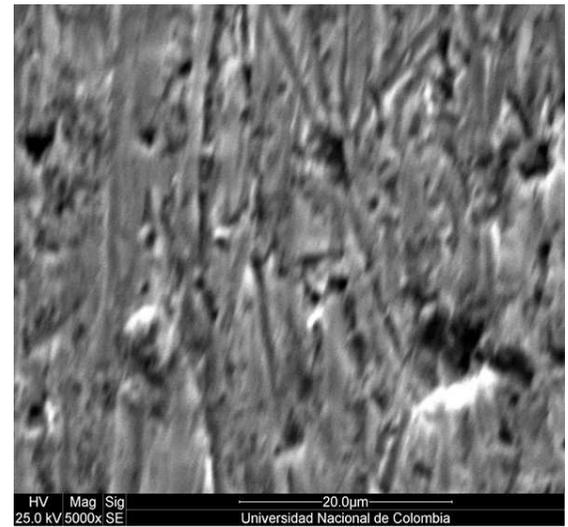
a.



b.

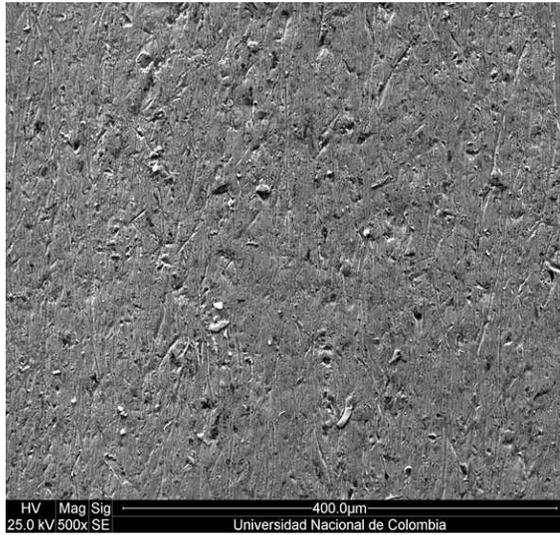


c.

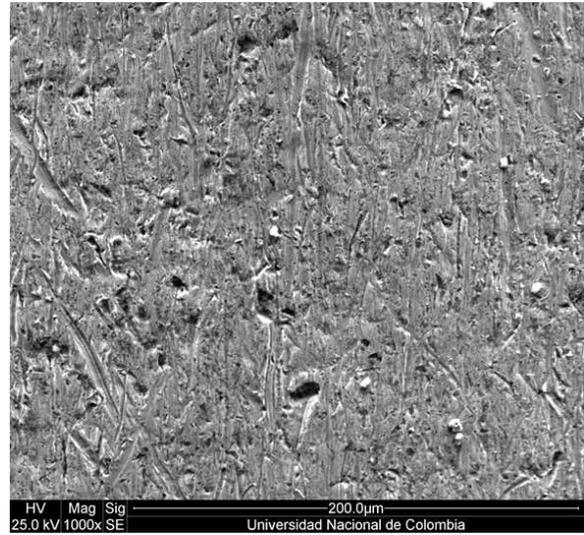


d.

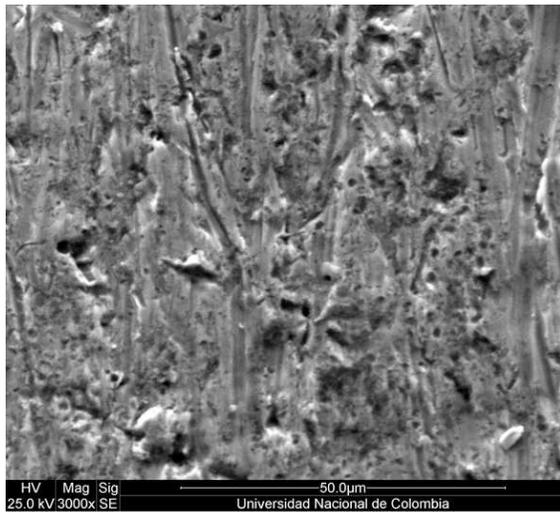
Fotografía 15. Micrografía superficie desgaste abrasivo Acero Bainítico 0B – a. 500x; b. 1000x; c. 3000x; d. 5000x



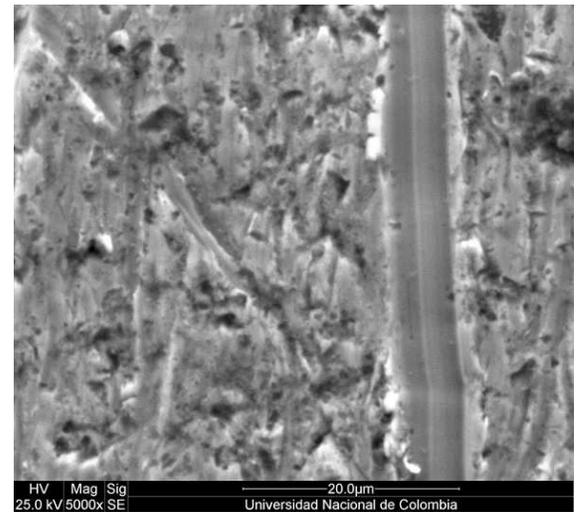
a.



b.

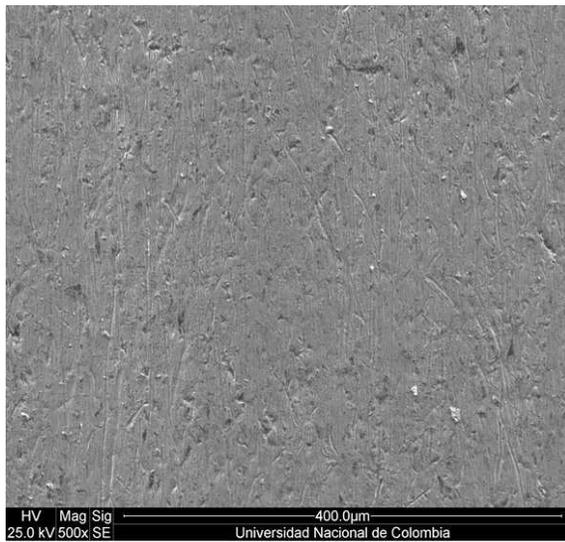


c.

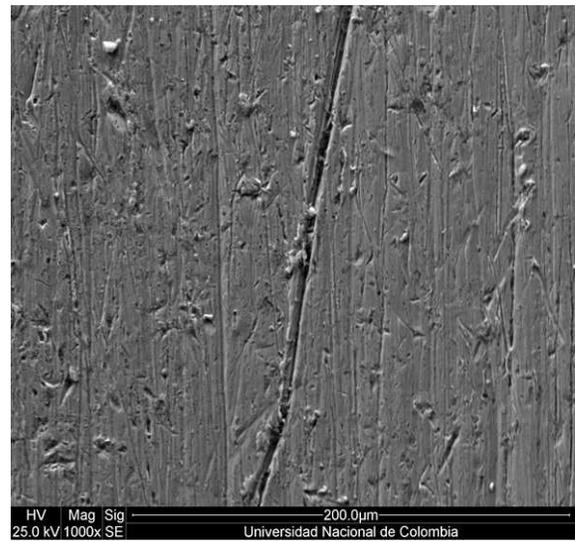


d.

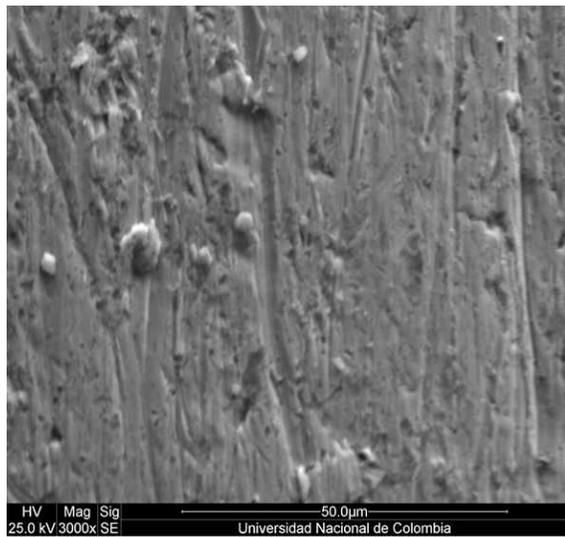
Fotografía 16. Micrografía superficie desgaste abrasivo Acero Bainítico 10B – a. 500x; b. 1000x; c. 3000x; d. 5000x



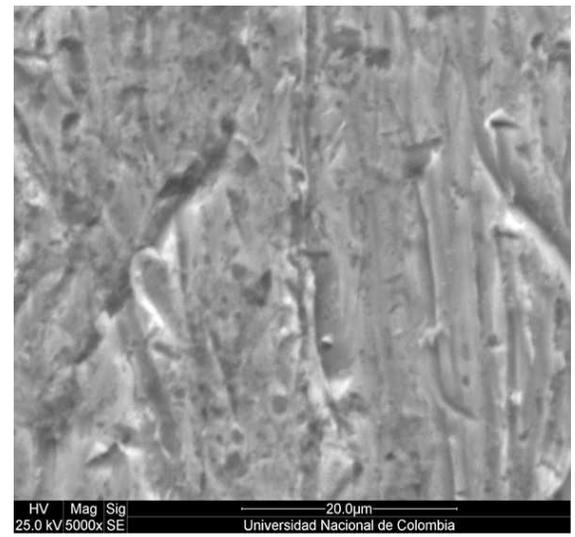
a.



b.

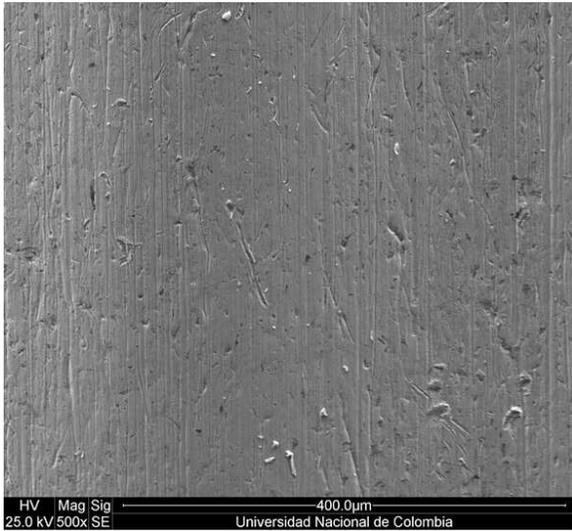


c.

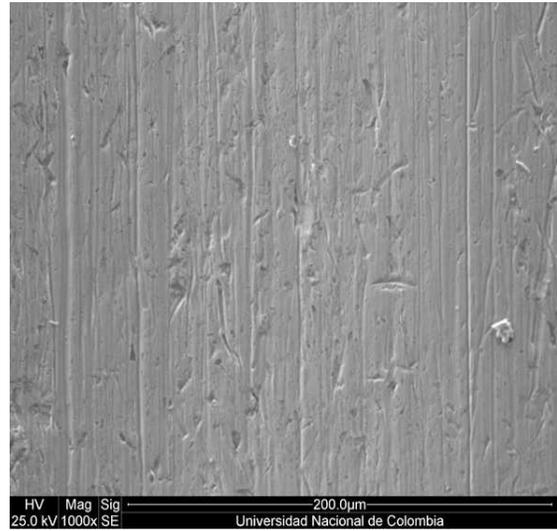


d.

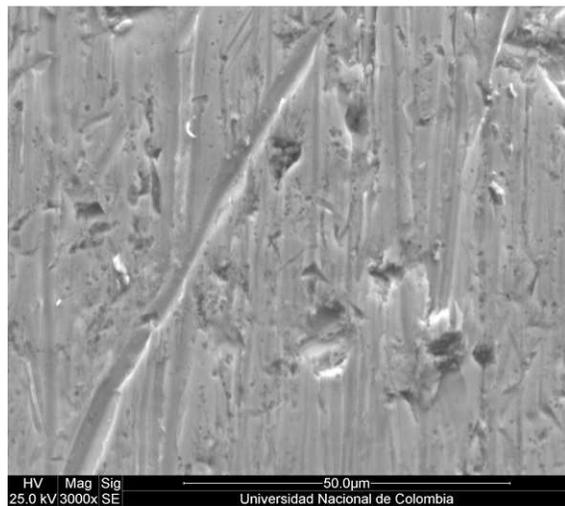
Fotografía 17. Micrografía superficie desgaste abrasivo Acero Bainítico 20B – a. 500x; b. 1000x; c. 3000x; d. 5000x



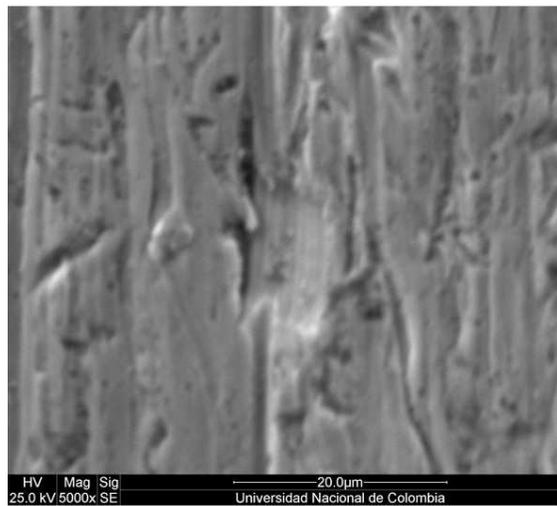
a.



b.

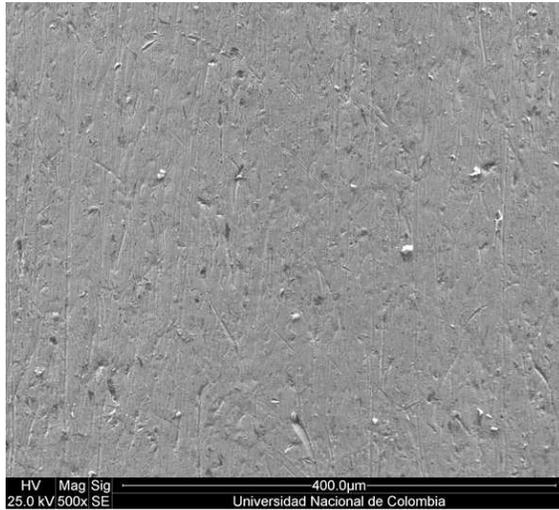


c.

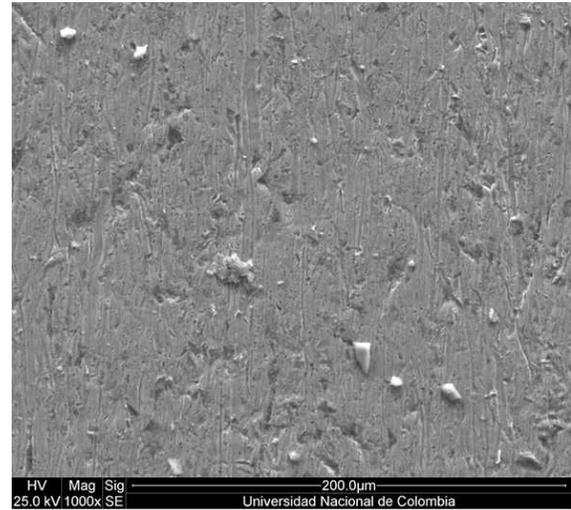


d.

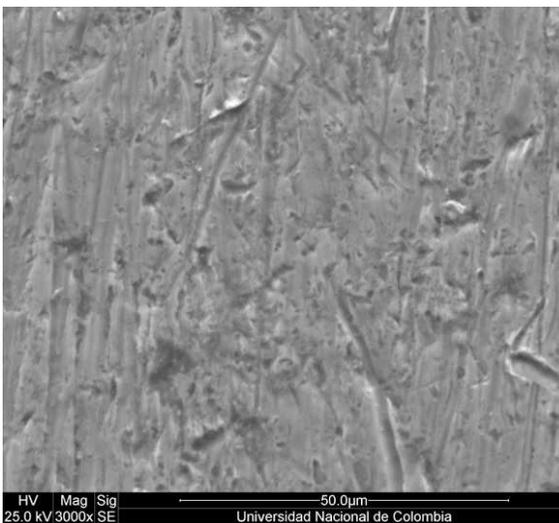
Fotografía 18. Micrografía superficie desgaste abrasivo Acero Bainítico 40B – a. 500x; b. 1000x; c. 3000x; d. 5000x



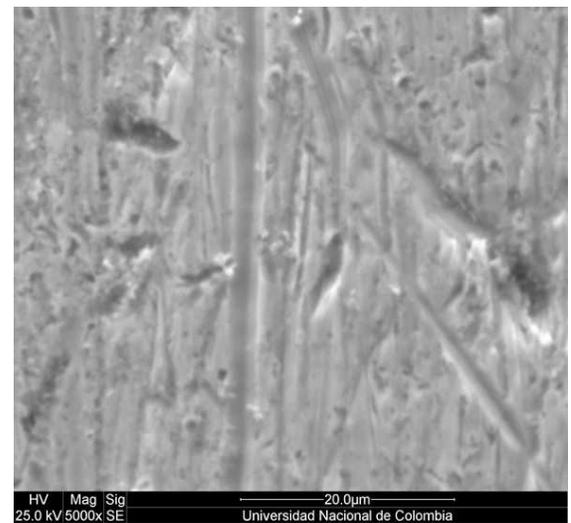
a.



b.



c.



d.

Fotografía 19. Micrografía superficie desgaste abrasivo Acero Bainítico 60B – a. 500x; b. 1000x; c. 3000x; d. 5000x

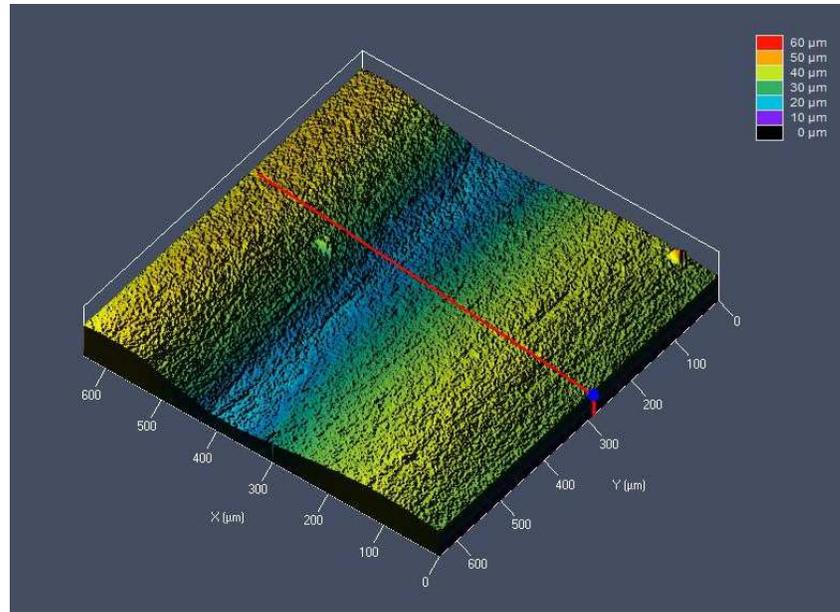
El material es removido debido al micro-corte y micro-arado de la superficie. También se debe al movimiento aleatorio de partículas durante el contacto con la superficie del material, probablemente originando microfatiga. En las micrografías se observa que las superficies desgastadas presentan una cantidad significativa de daño por indentación.

Las muestras desgastadas exhiben una gran cantidad de ranuras generadas por deformación plástica producto del deslizamiento de las partículas duras sobre las muestras, con buena adhesión del daño del material y una alta densidad de microagujeros, las cuales son producidas al presentarse el obstáculo al movimiento de las partículas abrasivas, llevando a la finalización de algunas ranuras dentro de los mismos agujeros. Las partículas abrasivas deslizan y son algunas veces detenidas en su progreso lo que conduce a una extensa picadura, llevando a una fragmentación de la superficie.

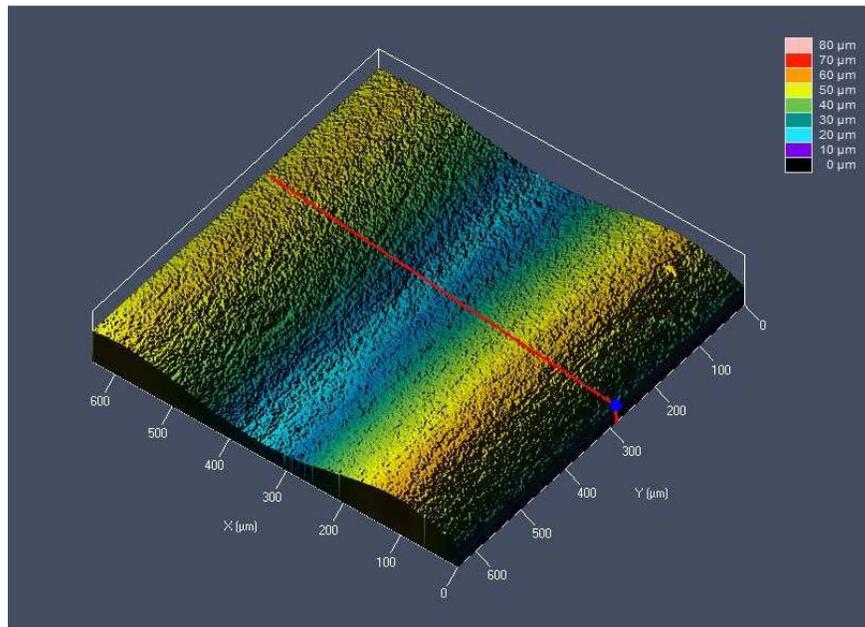
Los surcos de poca profundidad pueden corresponder a zonas de mayor dureza, lo que puede dificultar la acción de incrustación de las partículas de arena en la muestra. Los mecanismos de desgaste pueden variar a medida que avanza el ensayo, asociado a la acción de las partículas de arena que se introducen dentro de la superficie de la probeta. Por lo tanto, los micromecanismos de falla están dominados por el proceso de deformación plástica para los casos de microcorte y microarado. En los materiales dúctiles la deformación puede producir endurecimiento que lleva a un aumento de la resistencia al desgaste. Estos mismos mecanismos fueron encontrados en el trabajo desarrollado por Bakshi, Shipway y Bhadeshia (2013), quienes llevaron a cabo ensayos de desgaste abrasivo de tres cuerpos para aceros perlíticos, martensíticos y bainita nanoestructurada, donde la superficie del acero bainítico presentó picaduras y microhuecos.

En los aceros con mayor dureza, los cuales no son muy propensos a deformar plásticamente y pueden ser relativamente frágiles, la interacción del abrasivo con la superficie del sólido puede ocasionar agrietamiento en la superficie. La energía suministrada en la interface durante el proceso de abrasión se disipa mediante la formación de grietas en oposición a la generación de dislocaciones, asociadas con la deformación de los materiales que son dúctiles. La energía surge de la interacción del grano del abrasivo con la pieza de trabajo bajo una carga y velocidad determinada, origina una considerable cantidad de energía dentro de la interface que debe ser disipada rápidamente. La energía generalmente resulta en una cantidad de calentamiento y deformación de la superficie.

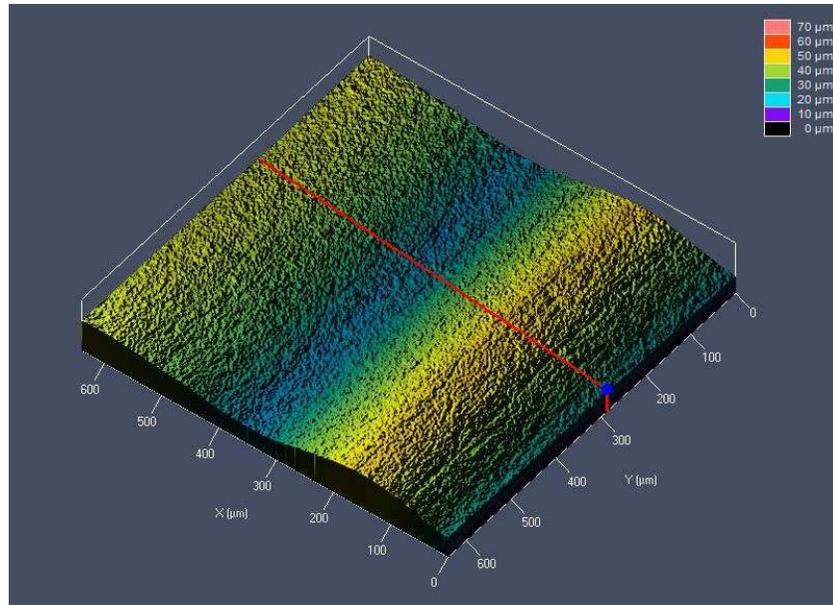
De la fotografía 20 a la 24 se pueden observar las topografías tomadas a cada una de las huellas para los aceros con 0B, 10B, 20B, 40B y 60B. Cada imagen se obtuvo mediante un microscopio de laser confocal, donde se utilizaron aumentos de 20x y 50x. Ante todo se puede observar con detalle los surcos formados por el desgaste abrasivo.



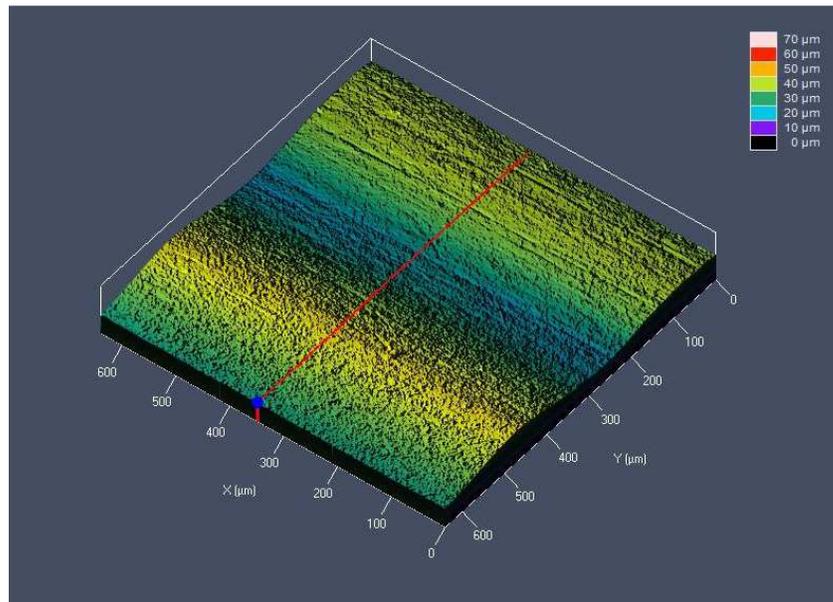
Fotografía 20. Topografías huella generada por el desgaste abrasivo – 0B



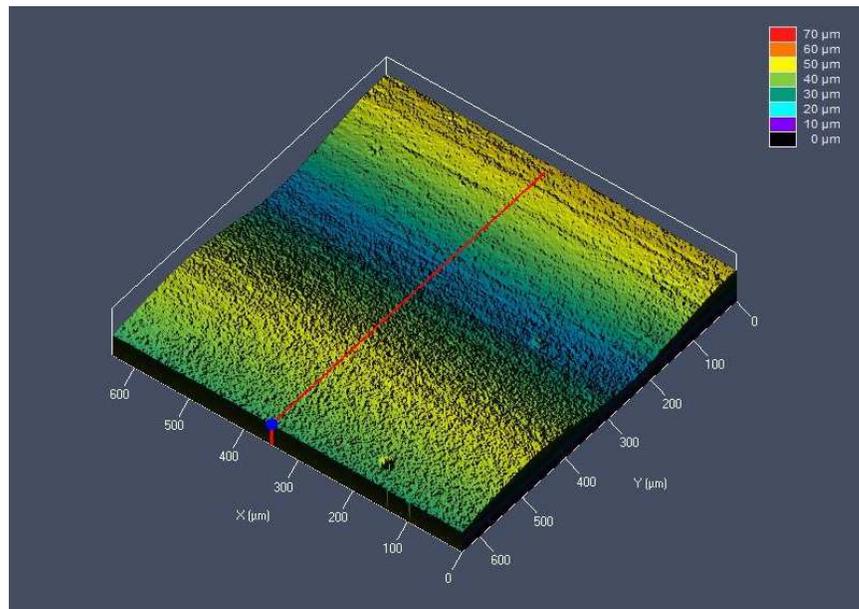
Fotografía 21. Topografías huella generada por el desgaste abrasivo – 10B



Fotografía 22. Topografías huella generada por el desgaste abrasivo – 20B



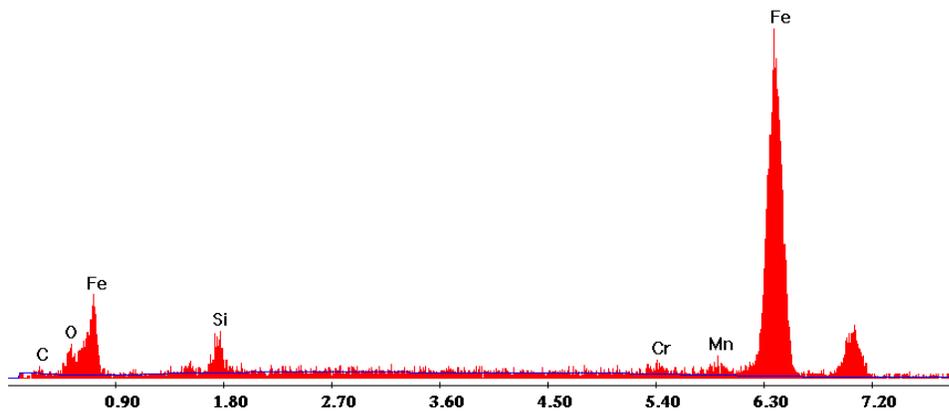
Fotografía 23. Topografías huella generada por el desgaste abrasivo – 40B



Fotografía 24. Topografías huella generada por el desgaste abrasivo – 10B

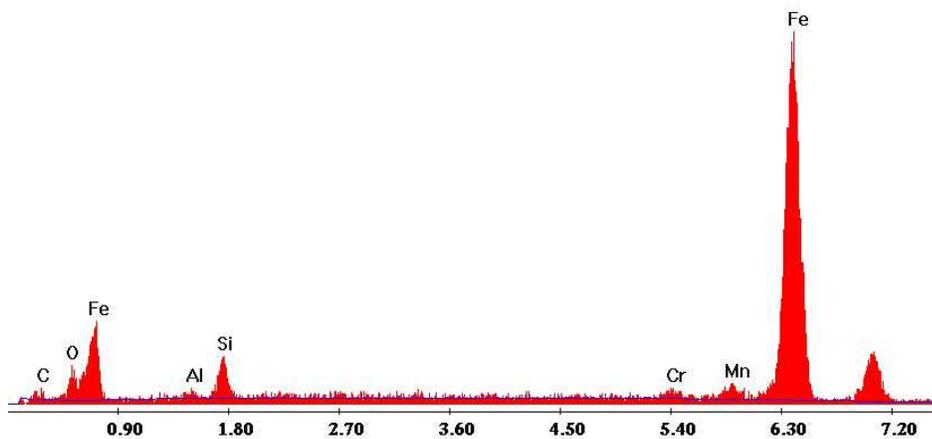
- **Composición Química de la Superficie mediante EDS**

Los espectros EDS muestran un aumento en el contenido de oxígeno sobre la superficie desgastada, lo cual indica una posible formación de óxido de hierro debido a la fricción, originado por el calentamiento de las superficies en contacto y por la interacción con el medio ambiente. Sin embargo, las concentraciones de oxígeno son muy pequeños en comparación con el desgaste “pin on disk”, lo cual se puede deber al mecanismo de desgaste, donde la probeta hace contacto con una rueda de caucho y entre ellos el agente abrasivo que corresponde a la arena.



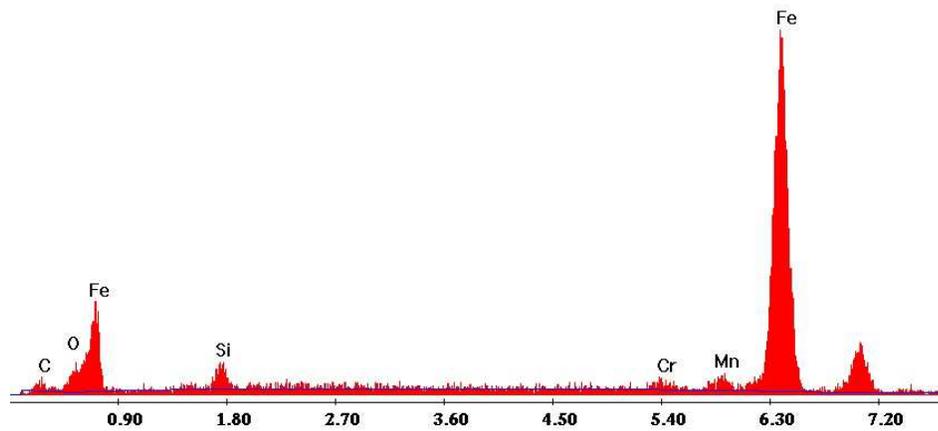
ELEMENTO	Wt %	At %
C K	5,42	18,43
O K	4,75	12,14
Si K	4,95	7,21
Cr K	1,43	1,12
Mn K	2,66	1,98
Fe K	80,8	59,13
Total	100	100

Figura 32. Espectros EDS obtenidos de la superficie desgastada. – 10B



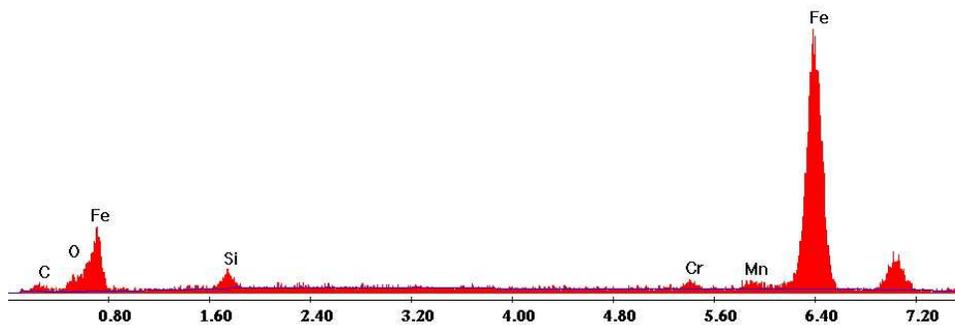
ELEMENTO	Wt %	At %
C K	6,77	22,07
O K	4,77	11,67
Al K	1,13	1,64
Si K	4,75	6,63
Cr K	1,38	1,04
Mn K	2,61	1,86
Fe K	78,59	55,1
Total	100	100

Figura 33. Espectros EDS obtenidos de la superficie desgastada. – 20B



ELEMENTO	Wt %	At %
C K	8,1	26,24
O K	4,16	10,12
Si K	3,46	4,79
Cr K	1,46	1,09
Mn K	2,79	1,98
Fe K	80,04	55,78
Total	100	100

Figura 34. Espectros EDS obtenidos de la superficie desgastada. – 40B.



ELEMENTO	Wt %	At %
C K	7,99	26,15
O K	3,89	9,56
Si K	3,04	4,25
Cr K	1,54	1,16
Mn K	2,55	1,82
Fe K	81	57,04
Total	100	100

Figura 35. Espectros EDS obtenidos de la superficie desgastada. – 50B

6.3. CORROSIÓN

6.3.1. Polarización Potenciodinámica

Los aceros requieren alta resistencia a la corrosión y al desgaste, alta templabilidad y estabilidad dimensional, donde el progresivo deterioro en ambientes que contienen ácido o cloruro conduce a la pérdida de eficiencia en la producción y calidad. La corrosión del acero es un proceso complejo, el cual involucra variables relacionadas a características del material y el ambiente. Las evidencias experimentales han mostrado que las propiedades mecánicas y el comportamiento electroquímico de la corrosión son fuertemente dependientes del arreglo microestructural (Rosalbino, Scavino & Mortarino, 2012), las cuales juegan un rol en determinar el comportamiento electroquímico de la corrosión de los aceros investigados. En cada fase se tienen diferentes microestructuras, composiciones químicas o estados de esfuerzo, los cuales pueden conducir a una corrosión selectiva que es perjudicial para la vida útil del acero (Qu, Pang, Wang & Gao, 2013). La pérdida de metal debido a la disolución anódica es un importante factor en materiales ferrosos. En un metal la disolución anódica comienza en el límite de grano debido a que son regiones amorfas que tienen energía de alto defecto (Hakan, Polat & Zor, 2013).

La resistencia a la corrosión de un material se determina a partir de una curva de polarización que evalúa el comportamiento de la muestra frente a este fenómeno, donde la resistencia se mide por su capacidad para retener bajas densidades de corriente y positivos potenciales de corrosión. Un aumento en la resistencia a la corrosión refleja un aumento del potencial de corrosión y una disminución de la corriente de intercambio, lo cual indica un menor flujo de electrones desde el material sometido al ensayo, lo que lleva a un menor grado de degradación. Los aceros con potencial de corrosión más negativo indican que tienen una mayor actividad electroquímica y por ende una mayor tendencia a la corrosión, lo que permite que se liberen más electrones al electrolito.

De la figura 36 a la 40 se muestran las curvas de polarización potenciodinámica de los ensayos llevados a cabo en cada uno de los aceros en solución de cloruro de sodio a temperatura ambiente. La correspondiente densidad de corrosión, i_{corr} , y el potencial de corrosión, E_{corr} de los aceros investigados fueron determinados por la extrapolación de Tafel. Como se explicó anteriormente, dentro de la composición química de los aceros el único elemento que se varió en su contenido fue el boro. Para cada muestra con su respectivo contenido se realizaron tres ensayos.

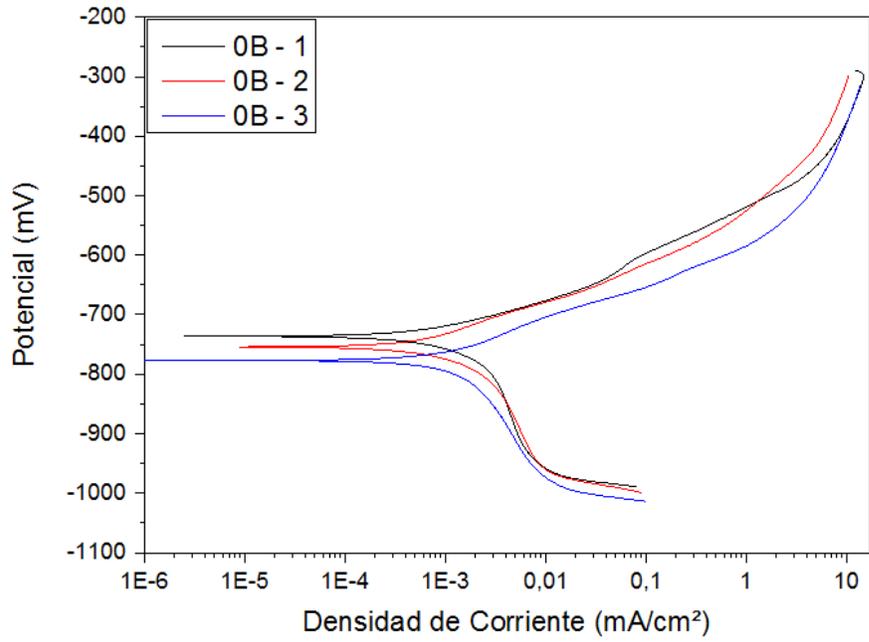


Figura 36. Curvas de Polarización Potenciodinámica - 0B

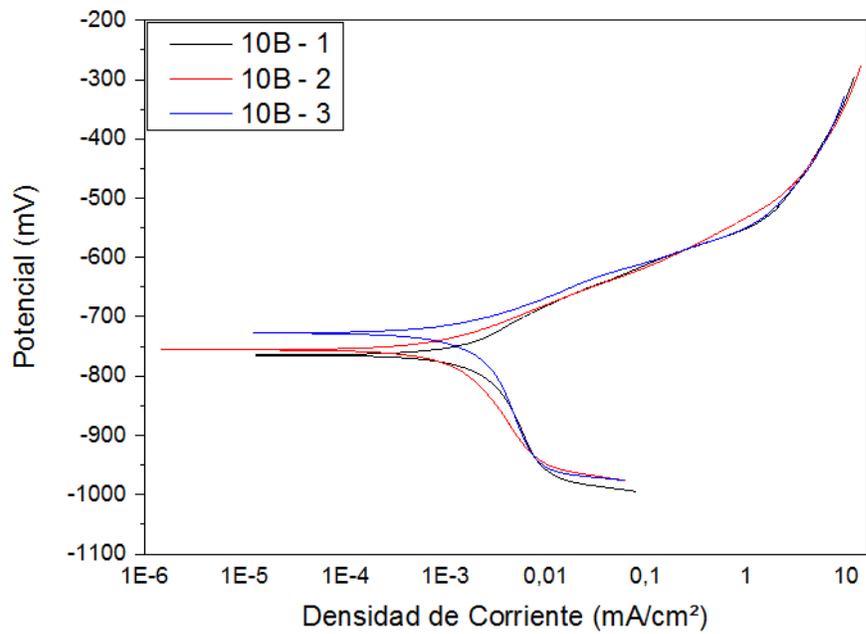


Figura 37. Curvas de Polarización Potenciodinámica - 10B

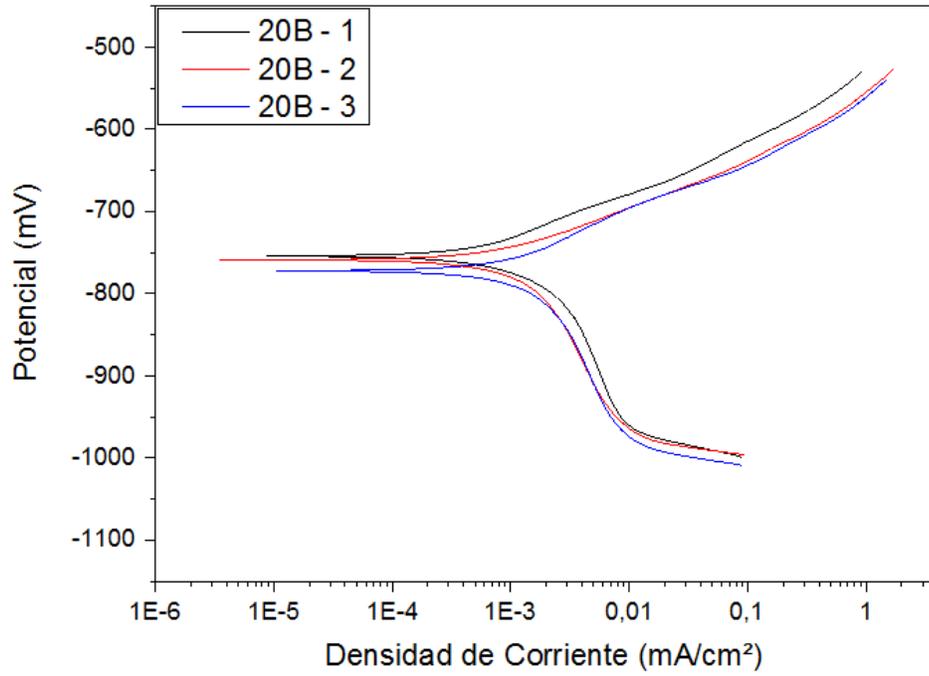


Figura 38. Curvas de Polarización Potenciodinámica - 20B

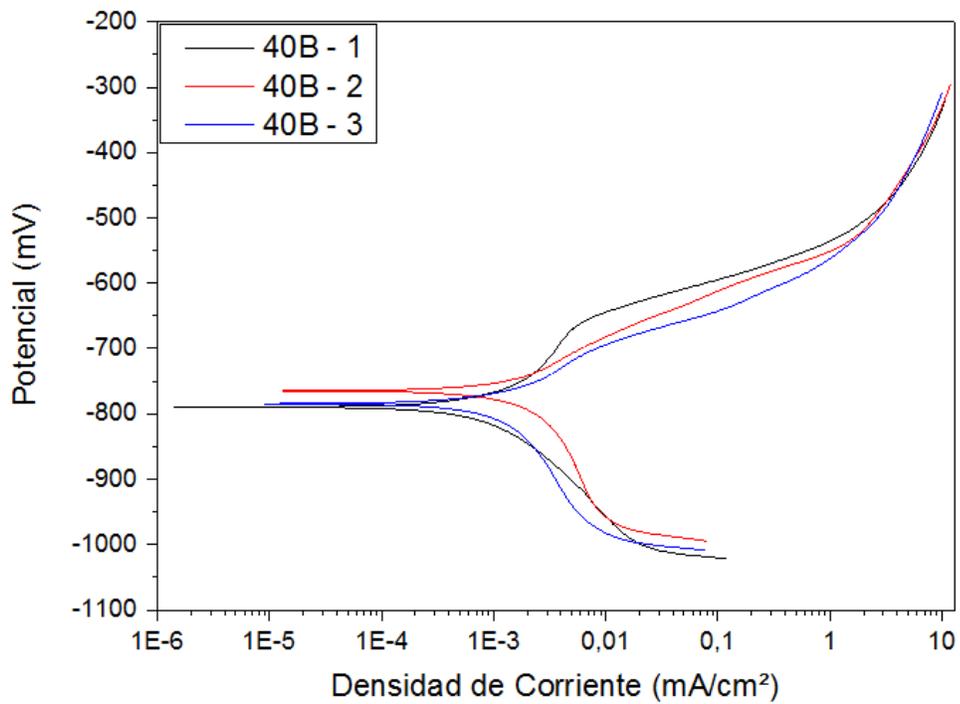


Figura 39. Curvas de Polarización Potenciodinámica - 40B

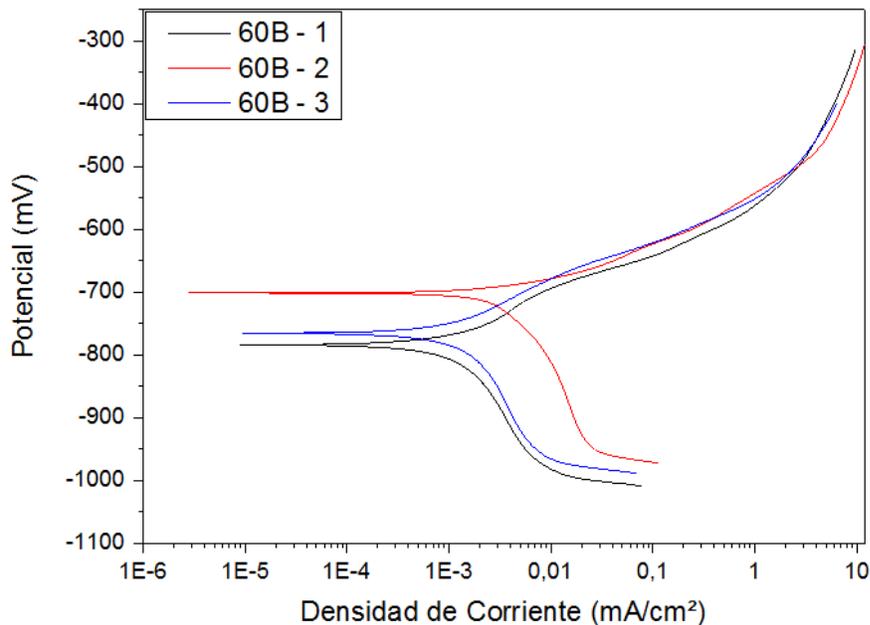


Figura 40. Curvas de Polarización Potenciodinámica - 60B

De dichas curvas se observa una similitud en el comportamiento de cada uno de los aceros frente a la resistencia a la corrosión, donde se aprecia una zona altamente activa y sobre el final se alcanza a observar un incremento en la pendiente de la región anódica. De todas formas, de las figuras obtenidas por el ensayo se puede observar una leve disminución de la velocidad de corrosión con el aumento del contenido de boro.

Las curvas catódicas de los aceros sugieren que son predominantemente una reacción de difusión del oxígeno, mientras que las curvas anódicas son controladas por la activación de polarización, donde los aceros son caracterizados por un rápido incremento en la densidad de corriente atribuible a su activa disolución. Las curvas catódicas de ambos aceros sugieren que la reacción catódica es una difusión controlada del proceso, reacción de reducción del oxígeno ($O_2 + 4H + 4e : 2H_2O$). Resultados similares fueron obtenidos por Qu et al. (2013), cuyo trabajo consistió en la evaluación del comportamiento a la corrosión de las fases presentes en un acero "dual-phase", ferrita-bainita, de bajo carbono, donde las curvas de polarización para el acero con microestructura bainítica obtuvieron en la región catódica un proceso controlado por la difusión de oxígeno, mientras que en la zona anódica el proceso fue controlado por activación de polarización. Mientras que las curvas de polarización desarrolladas en el trabajo de Xu, Shi, Zhou, Li, Liu y. Wang (2011), quienes analizaron la resistencia a la corrosión de aceros para tubería en una solución alcalina, mostraron que en las curvas no se observaban indicios de algún comportamiento pasivo, lo cual se asoció a que durante el desarrollo del ensayo no se presentaron en la superficie la formación de películas o capas protectoras.

En cuanto a la cinética de proceso, en la tabla 9 se muestran los valores relacionados a la densidad de corriente (i_{corr}) y el potencial de corrosión (E_{corr})

Tabla 9. Valores de densidad de corriente (I_{corr}) y potencial de corrosión (E_{corr}).

ALEACIÓN	I_{corr} (mA/cm ²)	Desv. Estándar	E_{corr} (mV)	Desv. Estándar
0B	0,4342 ± 0,019	0,033	-756,04 ± 11,71	20,27
10B	0,4335 ± 0,010	0,017	-749,67 ± 11,51	19,93
20B	0,3886 ± 0,003	0,004	-762,91 ± 4,60	7,96
40B	0,3812 ± 0,003	0,006	-779,93 ± 7,66	13,27
60B	0,3275 ± 0,033	0,057	-750,58 ± 25,10	43,46

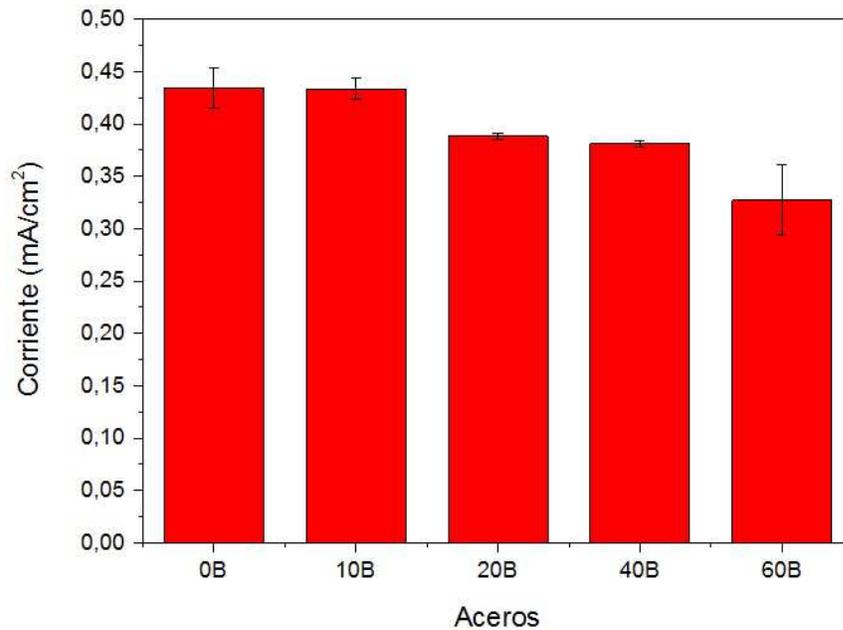


Figura 41. Densidad de corriente para cada acero ensayado

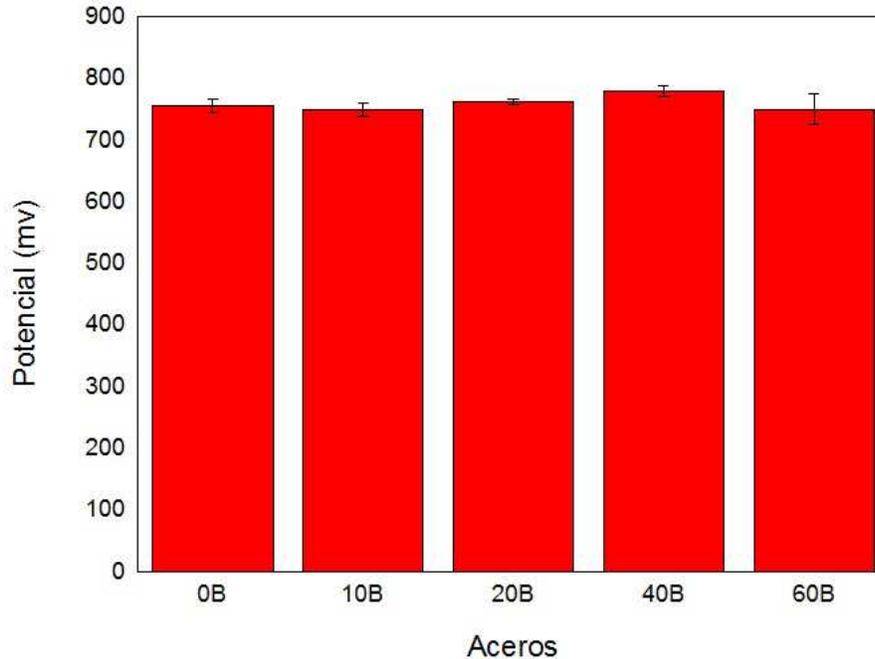


Figura 42. Potencial de cada acero ensayado

De acuerdo con la tabla 9, el valor más bajo de la densidad de corriente correspondió al acero de 60B, mientras que la más alta es observada para el acero 0B. Como se mencionó en el marco teórico, durante el proceso de formación de las subunidades de ferrita bainítica se presenta una difusión de carbono hacia la austenita circundante o austenita retenida, haciéndola más estable a temperatura ambiente por el alto contenido de carbono que esta presenta, lo cual sugiere que el proceso de disolución selectiva se origina en esta fase debido al alto contenido de carbono. Kazum, Kannan, Beladi, Timokhina, Hodgson y Khoddam (2014) asociaron este fenómeno a los aceros bainíticos analizados en su trabajo, que obtuvieron un mejor comportamiento a la resistencia a la corrosión en comparación con los aceros perlíticos estudiados.

Si se considera las curvas adquiridas mediante difracción de rayos X de la figura 22, y lo descrito en los respectivos numerales, el acero 60B presentó una disminución en los picos de austenita, lo cual puede ser un indicio de la baja densidad de corriente que presentó este acero. De igual manera, el contenido de silicio impidió la formación de carburos en la ferrita, lo cual evitó que sobre dicha fase se produjera la disolución. La presencia de estos carburos hubieran formado pequeñas celdas microgalvánicas, como es el caso del trabajo desarrollado por Moon, Sangal, Layek, Giribaskar y Mondal (2005), donde encontraron que debido a la presencia de finos carburos sobre la fase de ferrita se produjo un gran número de celdas microgalvánicas, ya que la cementita, cátodo, tiene una pequeña área en comparación con la larga región anódica de ferrita, por lo que no se encontraría una disolución total de la ferrita pero si la formación de las respectivas celdas.

En las soluciones de cloro, los iones de cloro son preferiblemente absorbidos en lugar de aniones OH en la solución, donde reaccionan con los iones de hierro, lo que origina que la matriz metálica sea fácilmente disuelta. La tasa de corrosión generalmente está ligada con la dureza del material, lo cual puede ser una explicación de que el acero 60B, que es el que posee mayor dureza, presente una menor densidad de corriente (*I_{corr}*). Es inevitable que el acero que contiene una matriz suave anódicamente se disuelve con la interacción de los iones de cloro como una función de tiempo. (Hakan et al., 2013)

En relación con el potencial de corrosión, la media el acero 40B presentó el mayor potencial, mientras que los aceros 10B y 60B presentaron los más bajos potenciales de corrosión, aunque el acero 60B presenta un mayor rango de error, lo cual puede inducir a que este acero posiblemente presente un potencial más alto en comparación con el 10B, incluso del acero 0B. De todas formas, de las gráficas no se observa una diferencia significativa de esta variable para cada acero independientemente del contenido de boro, cuya diferencia se encuentra dentro del margen de error. Generalmente las densidades de corriente de corrosión más bajas y los más altos potenciales de corrosión indican un mejor comportamiento electroquímico en la corrosión en una solución de cloruro de sodio. Rosalbino et al. (2012), evaluaron la resistencia a la corrosión electroquímica en solución de cloruro de sodio en aceros para moldes, cuya microestructura era mayoritariamente bainítica, la región catódica mostró un comportamiento predominantemente por una reacción controlada de difusión, mientras que la región anódica se caracterizó por un rápido incremento en la densidad de corriente asociado a una disolución activa.

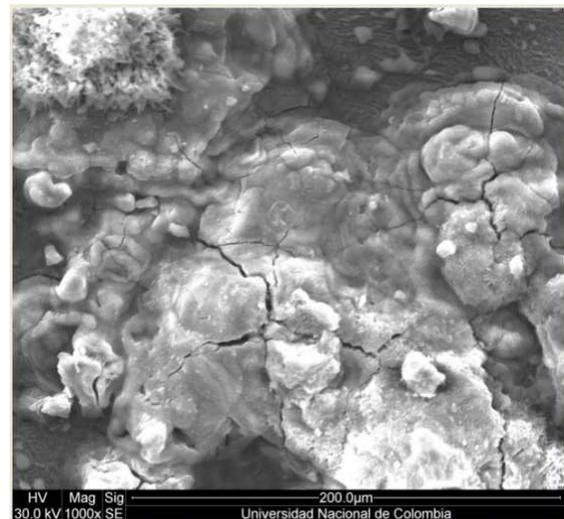
- **Caracterización de las Superficies Corroídas.**

Para entender la actividad en la microestructura bainítica en una solución de 3.5% de cloruro de sodio, el comportamiento de la corrosión fue inspeccionado por microscopía electrónica de barrido. De igual forma, el refinamiento de la microestructura influye en la resistencia a la corrosión, donde una microestructura bainítica más fina contribuye a un mejor comportamiento frente a este fenómeno (Rosalbino, et al., 2012). Sin embargo, dicho refinamiento no debe ser muy notable entre cada acero ensayado, ya que de acuerdo con lo observado en las curvas de polarización potenciodinámica, la variación en la resistencia a la corrosión no fue muy notable.

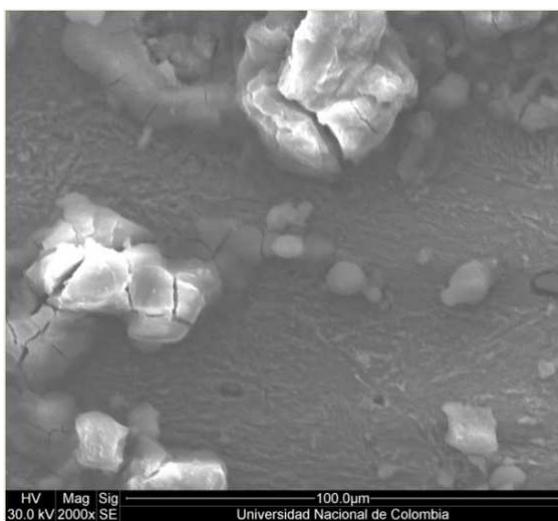
En las fotografías de la 16 a la 20 se observan las micrografías SEM, con un aumento de 100X, 1000X, 2000X y 4000X, que muestran la morfología de la superficie corroída de los aceros. Mediante EDS se analizó la composición química de las superficies, donde se observó la presencia de hierro y oxígeno, lo cual revela que las capas de los productos de corrosión están constituidos por estos elementos, formando principalmente óxidos de hierro.



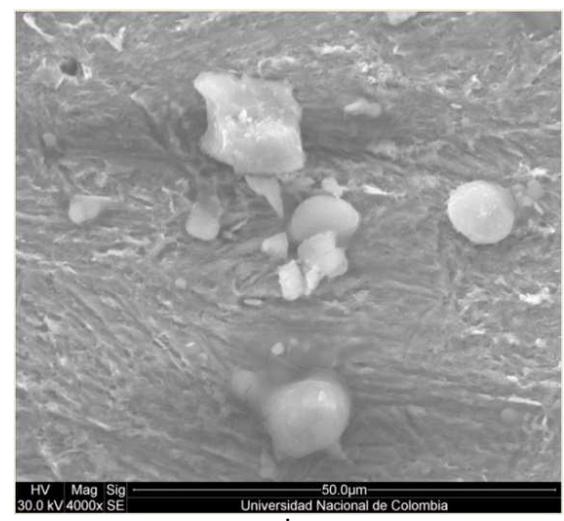
a.



b.

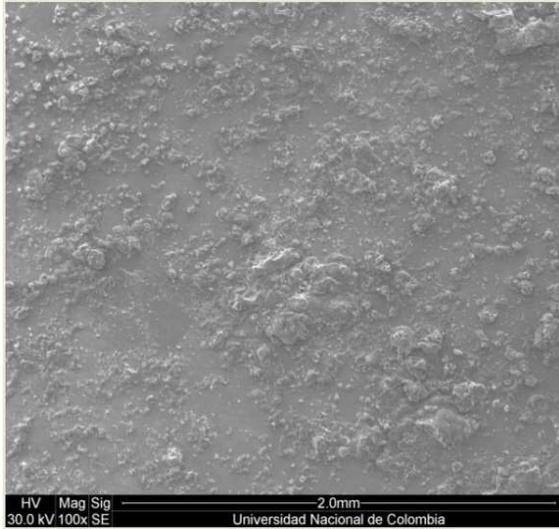


c.

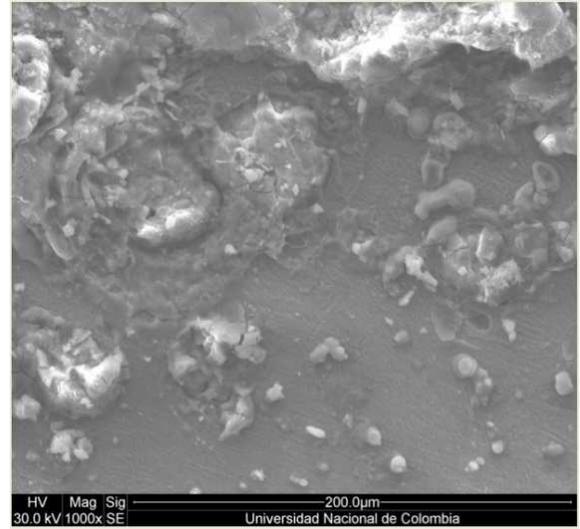


d.

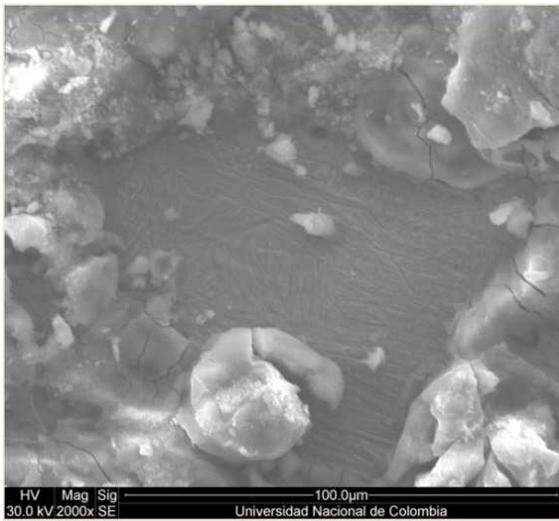
Fotografía 25. Superficie corroída por polarización potenciodinámica del acero bainítico 0B –
a. 100x; b. 1000x; c. 2000x; d. 4000x



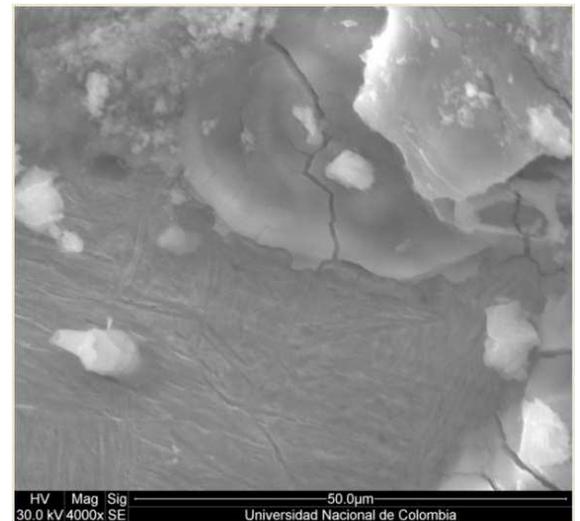
a.



b.

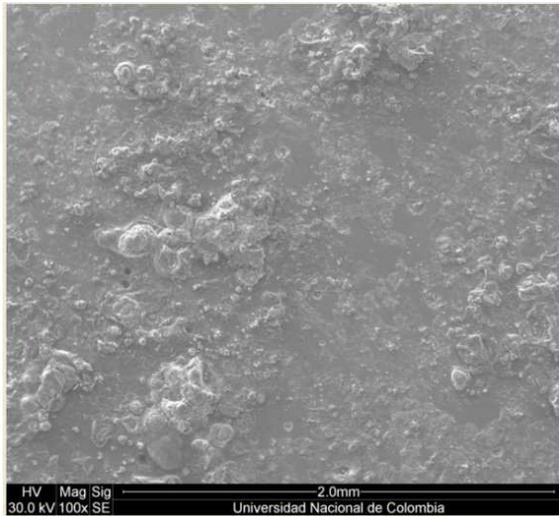


c.

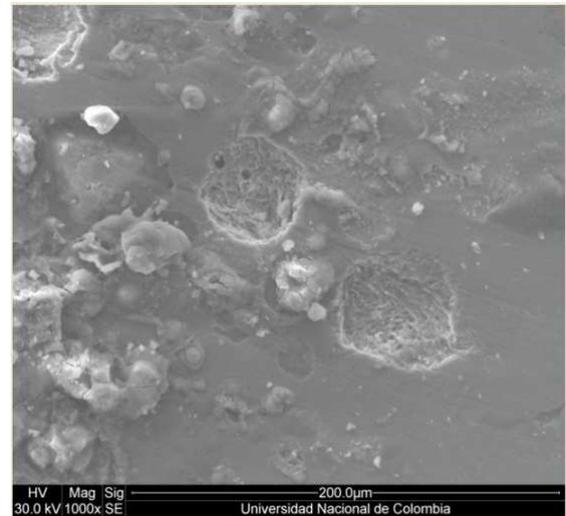


d.

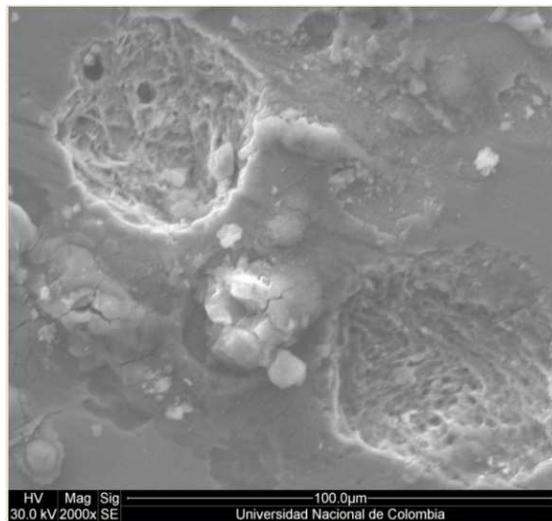
Fotografía 26. Superficie corroída por polarización potenciodinámica del acero bainítico 10B –
a. 100x; b. 1000x; c. 2000x; d. 4000x



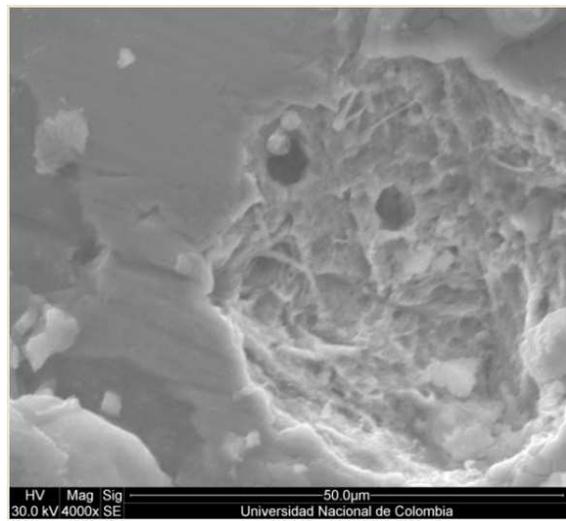
a.



b.

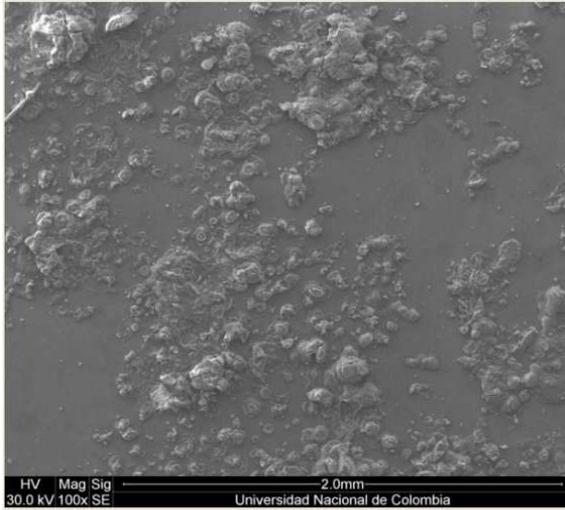


c.

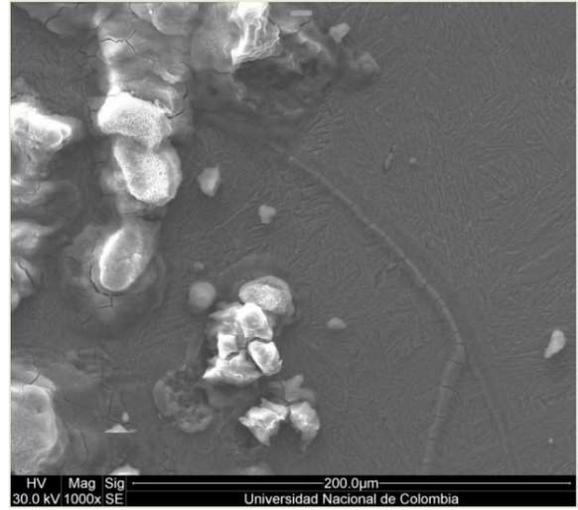


d.

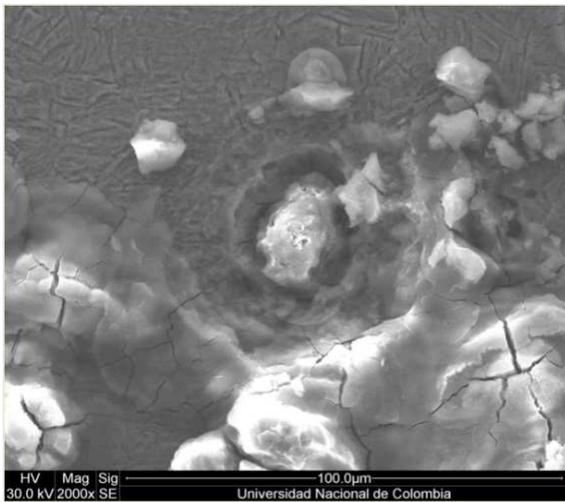
Fotografía 27. Superficie corroída por polarización potenciodinámica del acero bainítico 20B – a. 100x; b. 1000x; c. 2000x; d. 4000x



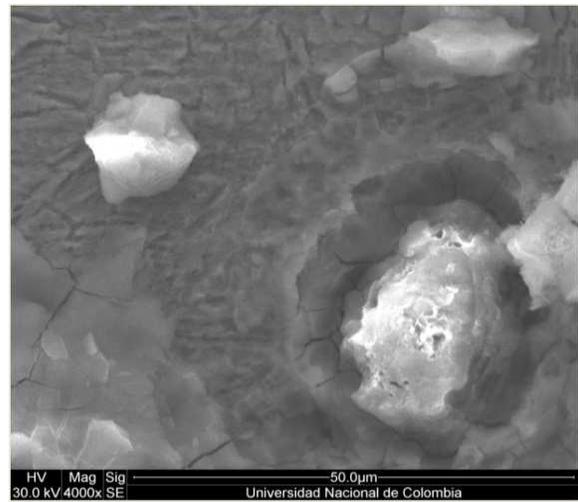
a.



b.

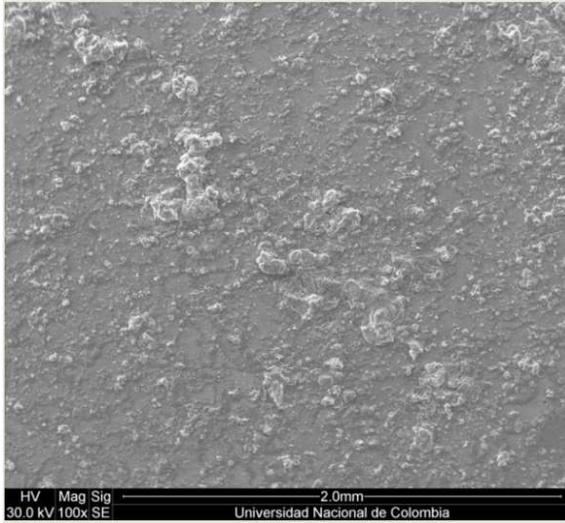


c.

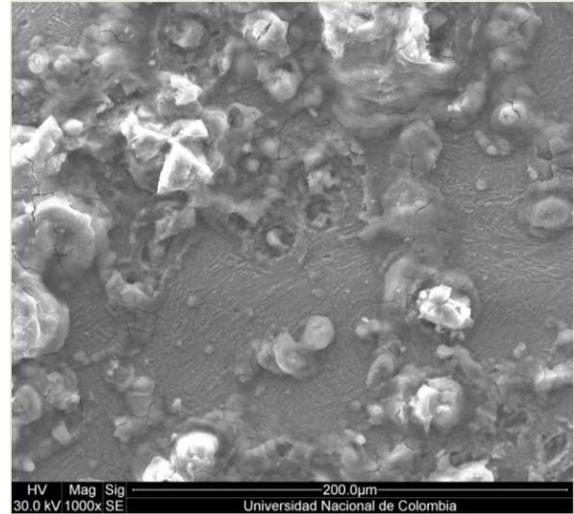


d.

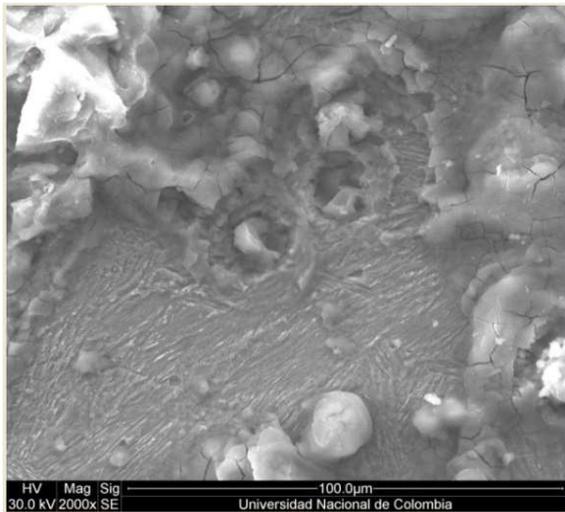
Fotografía 28. Superficie corroída por polarización potenciodinámica del acero bainítico 40B – a. 100x; b. 1000x; c. 2000x; d. 4000x



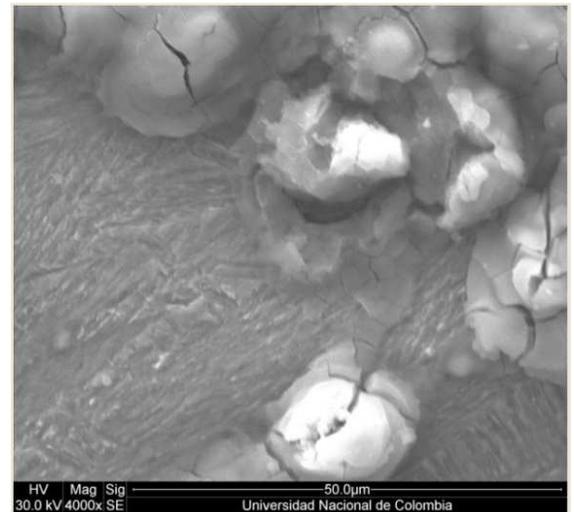
a.



b.



c.



d.

Fotografía 29. Superficie corroída por polarización potenciodinámica del acero bainítico 60B – a. 100x; b. 1000x; c. 2000x; d. 4000x

Por otra parte, de acuerdo con la literatura, el proceso de corrosión se lleva a cabo sobre los defectos superficiales de los aceros, ya que, conforme a lo reportado por Sheir (1994) los defectos cristalinos son regiones de alta energía inherentes a una actividad química y de esta forma son sitios potenciales para un ataque bajo condiciones de disolución activa, aunque no es muy observada cuando la tasa de corrosión es controlada por difusión de oxígeno o algunos otros procesos que no ocurran en la interface metal/ambiente. En relación a esto, dicho proceso posiblemente dio origen en los límites de grano, debido a que poseen un alto potencial de energía en una reacción dada, donde anódicamente se disuelven en un medio que contiene iones de cloro, dejando el acero cubierto de productos de corrosión, tales como óxidos metálicos. Hakan et al. (2013) en su trabajo argumentaron que los límites de grano rápidamente reaccionan con agresividad a los iones de cloro y forman hoyos, los cuales se pueden observar en las presentes micrografías.

En las micrografías se observa que los productos de corrosión presentaron diferentes características, en algunos se mostraron compactos y cubiertos uniformemente sobre la superficie del acero mientras que otros se mostraron con grietas en las capas. Si las capas de los productos de corrosión son compactas, estas suministrarán protección efectiva en los aceros. Las tasas de corrosión de los aceros son atribuidos a la compactibilidad e integridad de los productos de corrosión. Las curvas de polarización potenciodinámica mostraron que las densidades de corriente no presentaron una diferencia notable, donde la compactibilidad de los productos de corrosión se mantuvo aproximadamente constante en la superficie de cada acero, presentando las mismas características en cada probeta. De acuerdo con el trabajo realizado por Du, Li, Liang, Liu, Ji y Cheng (2009), si el grosor de las capas depositadas aumenta con el tiempo, se espera que las tasas de corrosión del acero disminuyan, ya que se asocia al incremento de la resistencia a la transferencia de carga. Cuando las capas depositadas son generalmente porosas o defectuosas, presentaran una estructura floja y no se presentaría una protección al acero. Esto puede ser una explicación para los aceros que presentaron una mayor densidad de corriente, donde la resistencia a la transferencia de carga es más baja, aunque la diferencia en dicho valor no es apreciable.

Según Kazum et al. (2014), la microestructura del acero tiene una influencia en las propiedades de las capas de corrosión, tales como la morfología y la variación de los componentes químicos presentes. En términos generales, en las micrografías se observó que los productos de corrosión fueron bastantes flojos y con grietas en las capas. Por lo tanto, las tasas de corrosión de los aceros con diferente contenido de boro son atribuidas a la integridad de las capas de los productos formados sobre cada superficie, los cuales definen el desempeño del acero ante la corrosión.

- **Composición Química de la Superficie (EDS)**

De la figura 42 a la 45 se muestran los espectros EDS para cada superficie corroída, donde se puede observar la presencia de oxígeno y hierro, lo cual indica la presencia de óxidos de hierro sobre la superficie corroída de cada acero o dentro de las capas formadas producto de la acción corrosiva. De acuerdo con lo reportado con Papadopoulos, Apostolopoulos, Alexopoulos y Pantelakis (2007), el efecto que tienen las capas de óxidos de hierro con relación a la resistencia de la corrosión del acero se debe principalmente a un bloqueo que cohibe el acceso de las especies corrosivas a la superficie del acero. Por lo tanto, la compactibilidad de los depósitos de capas es un principal factor que determina la acción protectora del acero. Las reacciones catódicas/anódicas de los aceros son dominados por la reducción de oxígeno y la formación de óxidos de hierro que son depositados sobre la superficie del acero. La protección de los óxidos depositados proporciona al acero un efecto físico de bloqueo. Moon et al. (2015) encontró en su trabajo que las capas de óxido que fueron generadas presentaron una estructura irregular, permitiendo el acceso de especies corrosivas y oxígeno a través de los poros.

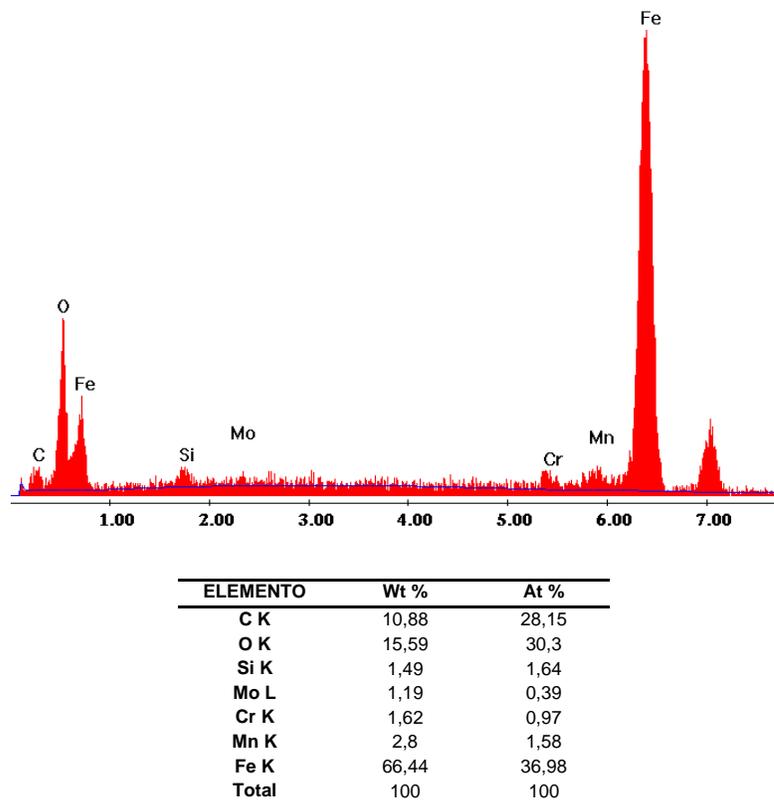
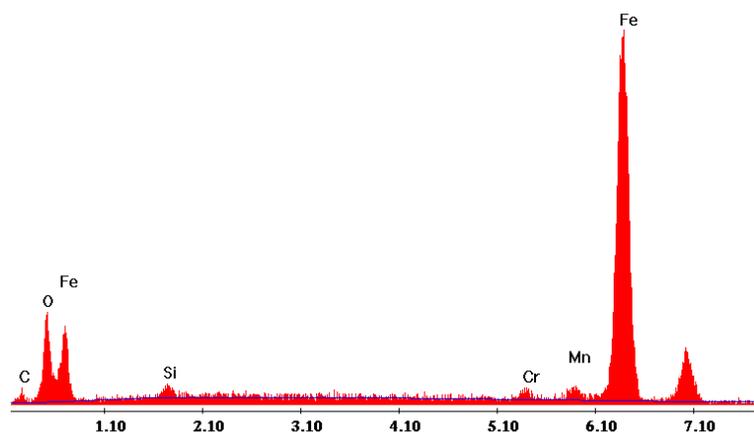
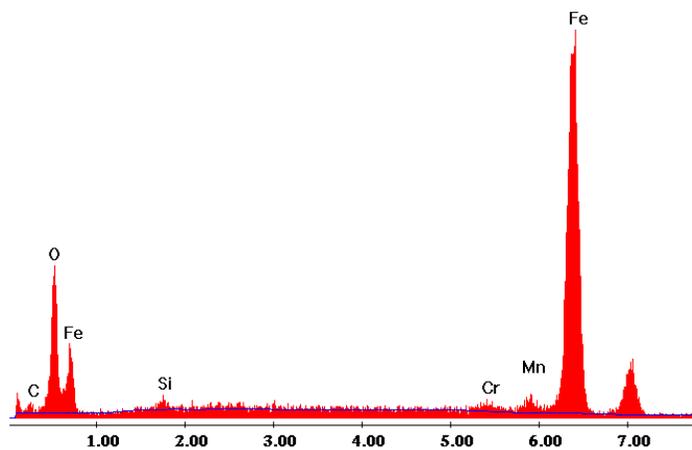


Figura 43. Espectros EDS obtenidos de la superficie corroída. – 10B



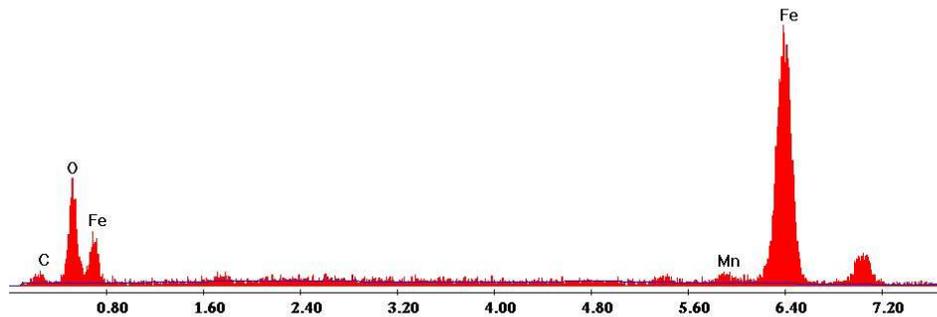
ELEMENTO	Wt %	At %
C K	6,9	20,71
O K	11,35	25,57
Si K	1,35	1,74
Cr K	1,23	0,85
Mn K	2,4	1,57
Fe K	76,77	49,56
Total	100	100

Figura 44. Espectros EDS obtenidos de la superficie corroída. – 20B



ELEMENTO	Wt %	At %
C K	6,03	17,06
O K	16,56	35,16
Si K	1,04	1,26
Cr K	1,06	0,69
Mn K	2,4	1,49
Fe K	72,9	44,33
Total	100	100

Figura 45. Espectros EDS obtenidos de la superficie corroída. – 40B



ELEMENTO	Wt %	At %
C K	8,68	22,56
O K	18,91	36,92
Mn K	2,51	1,42
Fe K	69,9	39,09
Total	100	100

Figura 46. Espectros EDS obtenidos de la superficie corroída. – 60B

En los espectros EDS también se observa la presencia de cromo en la superficie corroída del acero. Esto indica que la formación de la capa protectora de óxido puede estar relacionada con este elemento de aleación. De acuerdo con lo reportado por Qu et al. (2013), es conocido que las adiciones de cromo mejoran la resistencia a la corrosión de los aceros de bajo carbono por la formación de una capa protectora, además, es efectivo en mejorar la actitud protectora de los óxidos formados sobre los aceros. En el trabajo desarrollado por Rosalbino et al. (2012), se analizaron las superficies corroídas, donde también encontraron que los productos de corrosión formados se asociaron al hierro y al oxígeno. Los análisis en los productos de corrosión realizados en el trabajo de Xu et al. (2011), mostraron que los productos de corrosión contenían hierro y oxígeno, llevando a la formación de óxidos de hierro. Los productos mostraron una película compacta. De igual manera Moon et al. (2015) dentro de los productos de corrosión encontraron elementos como el cromo, cobre, níquel y silicio, los cuales juegan un importante rol en mejorar la habilidad protectora de las capas de óxido.

6.3.2. Ensayo de Niebla Salina (Cámara Salina)

El desempeño de los aceros en ambientes marinos ha sido ampliamente estudiado en laboratorios y condiciones naturales. Entendiendo el mecanismo de formación de las fases de hierro y el rol que ellos juegan en el comportamiento pasivo de los aceros expuestos en ambientes marinos, que es un importante factor en la ciencia de corrosión y materiales, se llevaron a cabo ensayos en cámara salina para estudiar el comportamiento frente a la corrosión de los aceros bainíticos. Para esto, los ensayos se llevaron a cabo en solución salina siguiendo los requerimientos descritos en la norma ASTM B117. El ensayo se fundamenta en que el ambiente salino conduce cualitativamente a un ambiente costero, lo que produce una corrosión severa en un período de tiempo corto al ser acelerado el proceso de corrosión mediante la cámara salina. En la siguiente tabla se exponen la secuencia de los resultados. En orden de cuantificar las tasas de corrosión, el área corroída de la superficie o el total de la superficie fue evaluada en porcentajes, ya que para analizar dichos resultados por medio de pérdida de masa era necesario remover los productos de corrosión y la cantidad de solución salina presente en la superficie corroída.

Tabla 10. Porcentaje de área corroída.

PROBETA	24 Horas (%)	48 Horas (%)	72 Horas (%)	100 Horas (%)	Desv. Estándar (100 horas)
0B	87 ± 3,3	87 ± 3,3	87 ± 3,3	95 ± 2,9	5
10B	87 ± 3,3	90 ± 0	90 ± 0	95 ± 2,9	5
20B	63 ± 26,7	68 ± 21,7	83 ± 16,7	92 ± 8	14
40B	90 ± 0	93 ± 3,3	97 ± 3,3	97 ± 3,3	5
60B	83 ± 5,8	87 ± 3,3	95 ± 1,7	95 ± 2,89	5

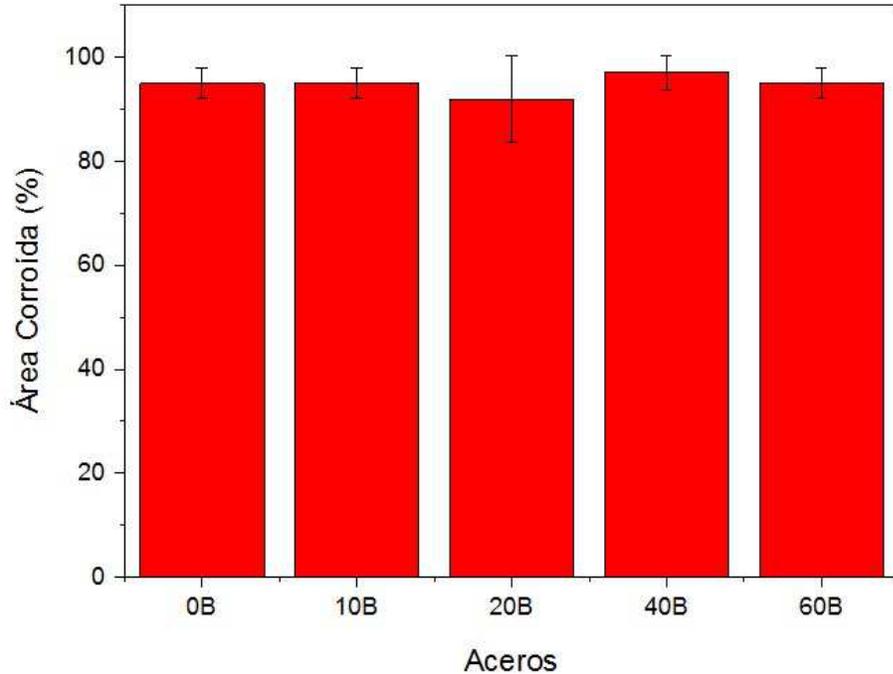


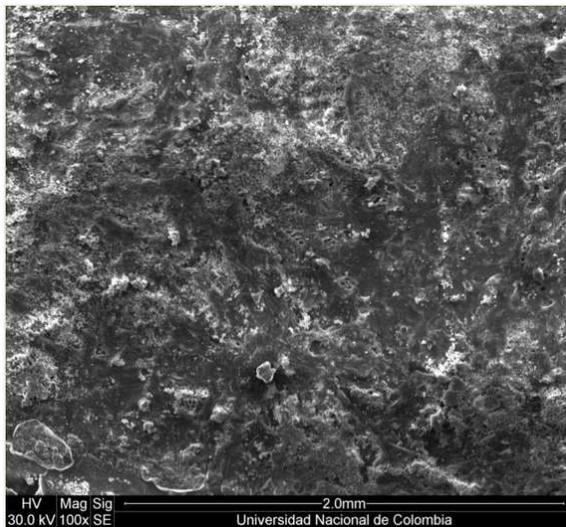
Figura 47. Porcentaje de área corroída

Los resultados de la tasa de corrosión de los ensayos de solución salina de los aceros bainíticos aleados con boro mostraron tasas de corrosión muy similares, las cuales para las primeras 24 horas presentaron valores entre el 80% y el 90% de la superficie total ensayada, a excepción del acero 20B que presentó un 63%. Para las 48 horas se observó que para algunos aceros su tasa de corrosión no incrementó, donde no hubo una evolución significativa en la corrosión de la superficie, de igual manera, el acero 20B incrementó al 68% la superficie corroída. A las 72 horas los aceros 20B, 40B y 60B incrementaron el porcentaje de área corroída, mientras que los restantes se mantuvieron constantes. Para las 100 horas los aceros alcanzaron prácticamente el 95% de promedio de la superficie corroída.

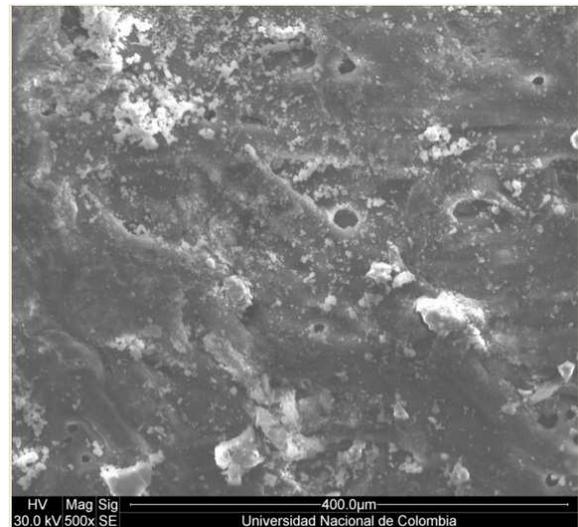
Como se puede observar en los anteriores resultados, entre las muestras no existió una notable diferencia entre las tasas de corrosión a las 100 horas, ya que la composición química de los aceros es similar a excepción del contenido de boro. Lo anterior indica que de acuerdo con los ensayos realizados, el boro no es un elemento que contribuya a mejorar la resistencia a la corrosión en los aceros con microestructura bainítica, ya que este elemento es ampliamente utilizado para mejorar las propiedades mecánicas de los aceros bainíticos, así como en la resistencia al desgaste y en la tenacidad.

- Caracterización de la Superficie Corroída

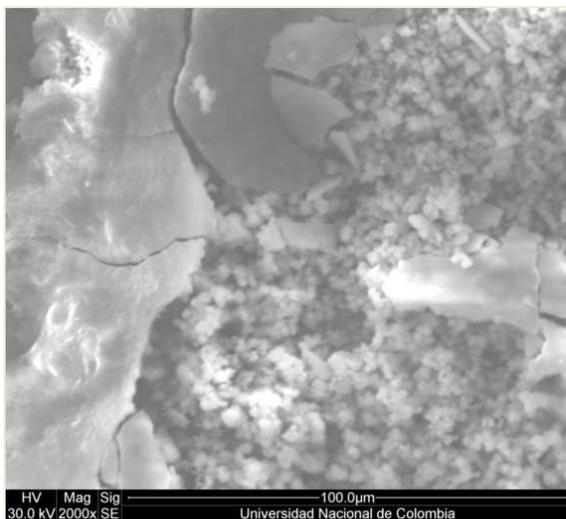
En la superficie de cada probeta corroída se observó mediante microscopía electrónica de barrido, luego de 100 horas de ensayo, la formación de productos de corrosión relativamente intensos que se originaron sobre toda la superficie del material. En las fotografías de la 30 a la 34 se observan las superficies corroídas para cada uno de los aceros ensayados.



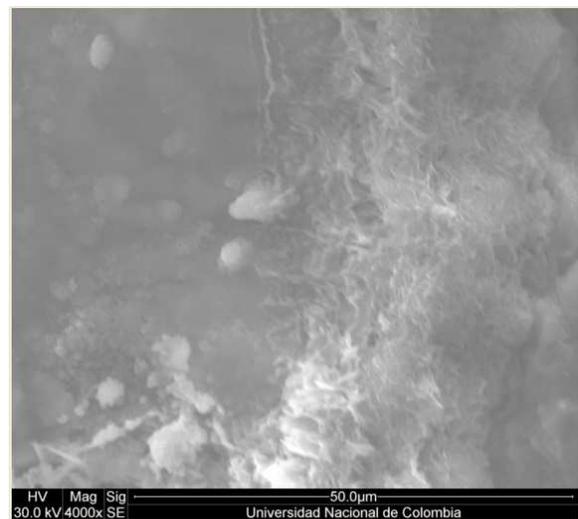
a.



b.



c.

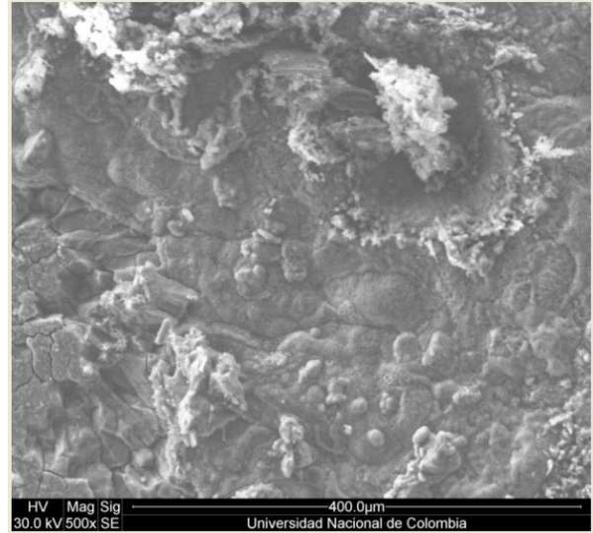


d.

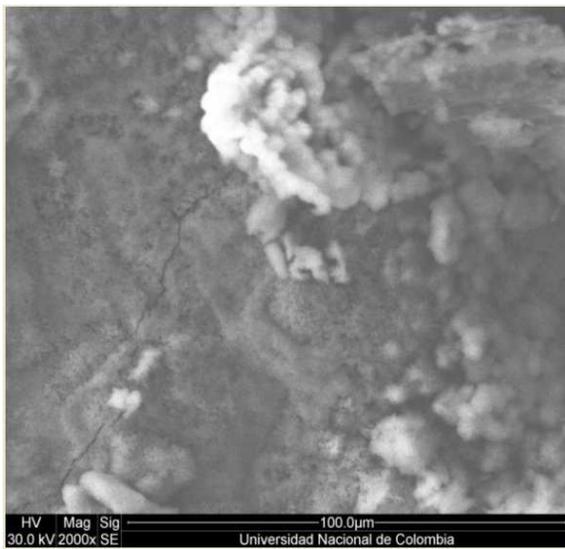
Fotografía 30. Superficie corroída por cámara salina del acero bainítico 0B - a. 100x; b. 500x; c. 2000x; d. 4000x



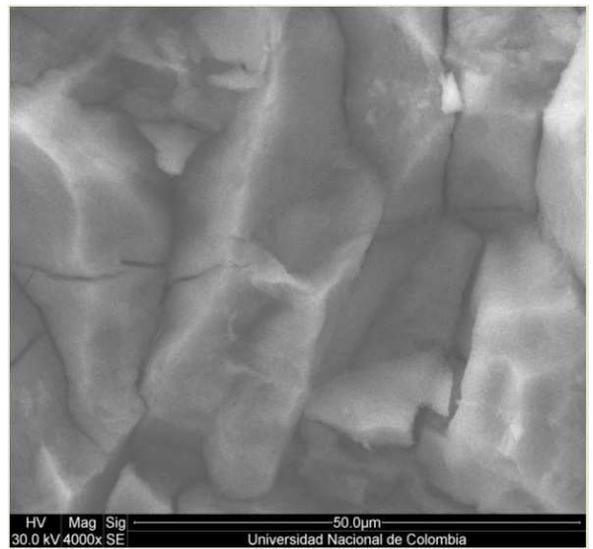
a.



b.

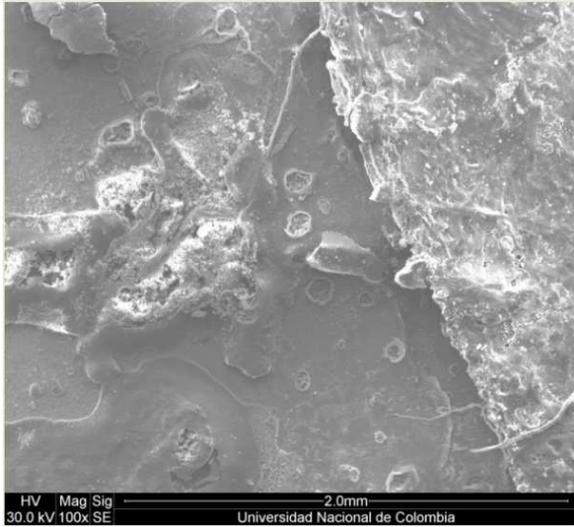


c.

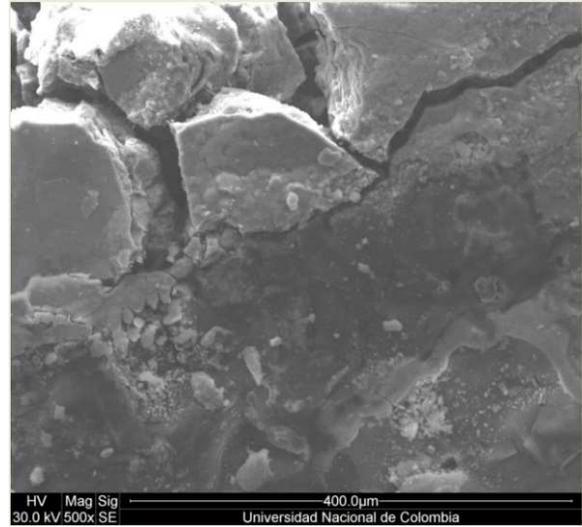


d.

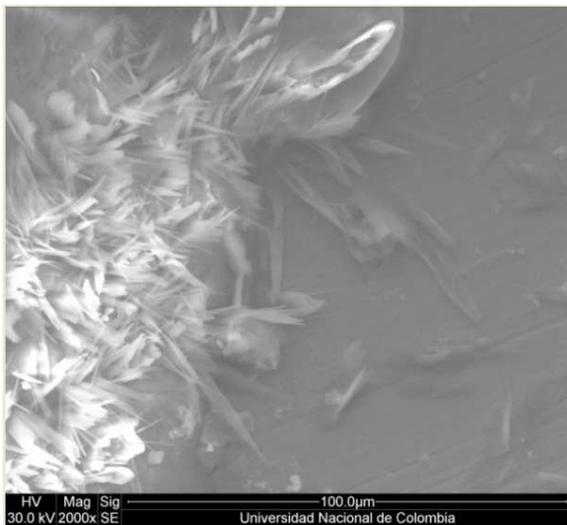
Fotografía 31. Superficie corroída por cámara salina del acero bainítico 10B - a. 100x; b. 500x; c. 2000x; d. 4000x



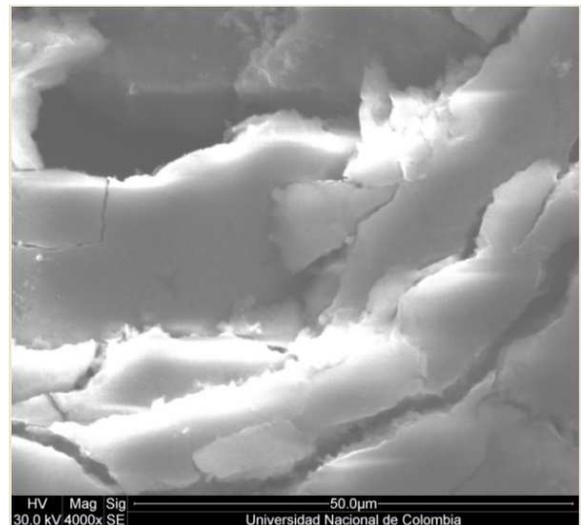
a



b

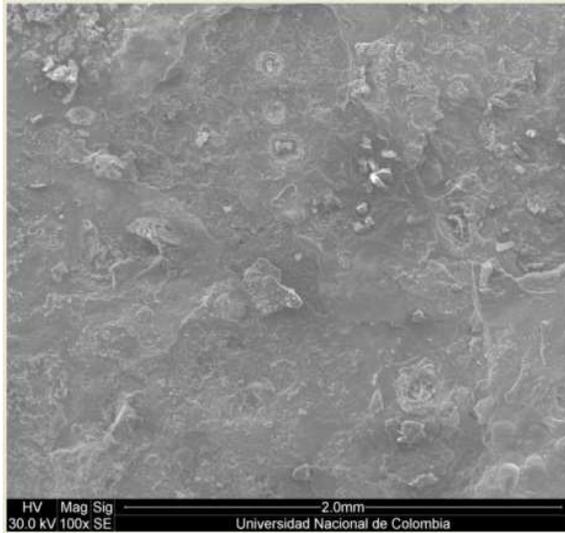


c.

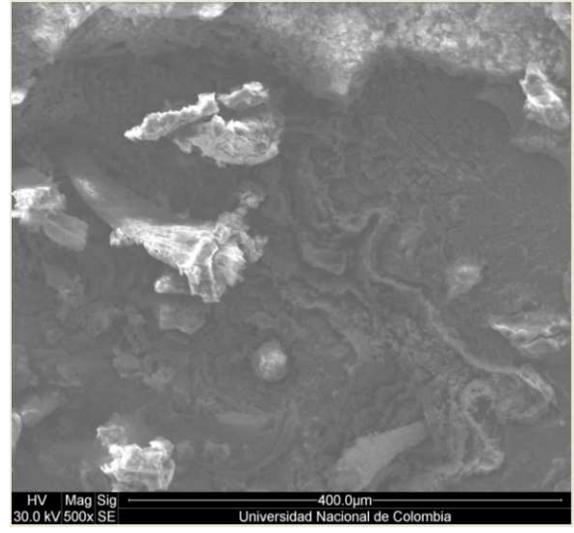


d.

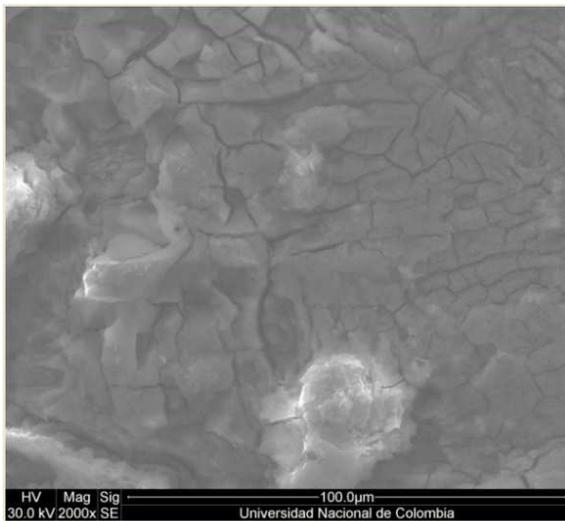
Fotografía 32. Superficie corroída por cámara salina del acero bainítico 20B - a. 100x; b. 500x; c. 2000x; d. 4000x



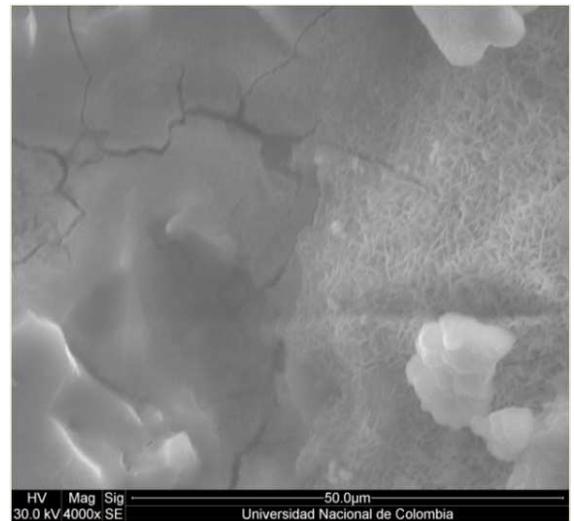
a.



b.

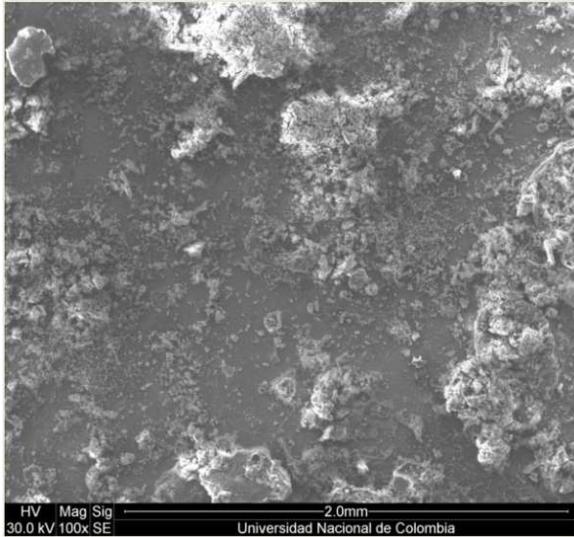


c.

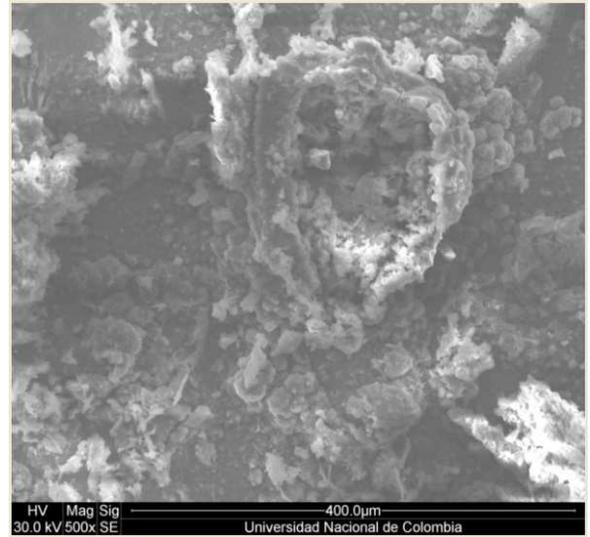


d.

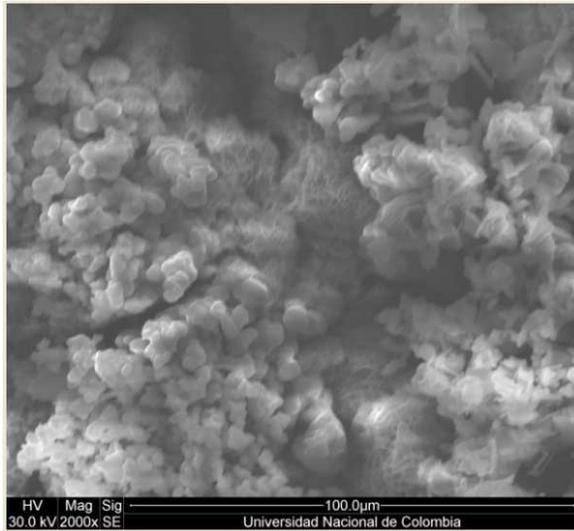
Fotografía 33. Superficie corroída por cámara salina del acero bainítico 40B - a. 100x; b. 500x; c. 2000x; d. 4000x



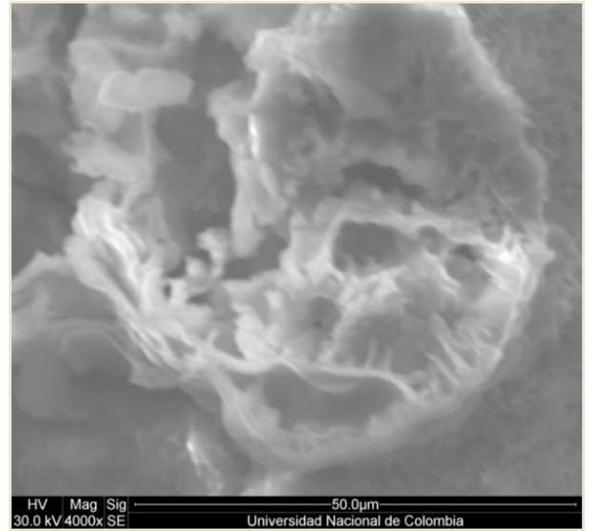
a.



b.



c.



d.

Fotografía 34. Superficie corroída por cámara salina del acero bainítico 60B - a. 100x; b. 500x; c. 2000x; d. 4000x

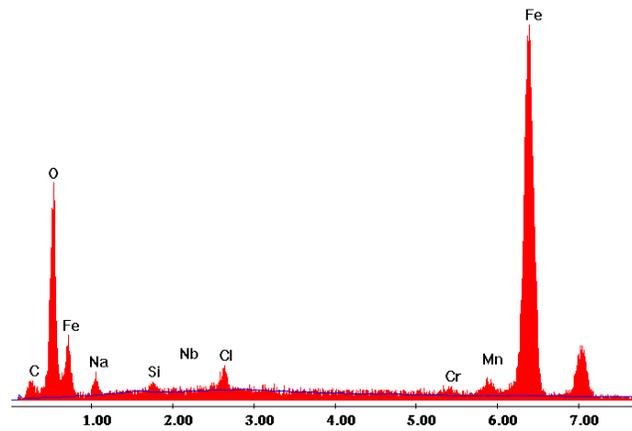
Es posible observar zonas atacadas ricas en cloro, revelando un ataque localizado del material por cloruros. También se puede apreciar que la capa de corrosión no es totalmente homogénea, ya que en ciertas zonas se observa el agrietamiento de la película de óxido, lo cual puede estar asociado con el mecanismo de penetración de los iones cloruros en la superficie del acero. Este agrietamiento puede formar en algunos casos orificios de diversos tamaños. Algunas de las capas exteriores estuvieron compuestas de huecos y micro grietas, las cuales podrían facilitar la penetración de la solución de cloruro al acero en torno a promover el proceso de corrosión. Sin embargo, en algunas regiones se observan un menor número de estos defectos, lo cual puede estar relacionada a una capa más densa. Por otra parte, se observa en la superficie de las muestras pequeños volúmenes de productos blancos, lo cual puede corresponder a compuestos de cloruro de sodio. En términos generales, las superficies de las muestras después del ataque corrosivo presentaron apariencias similares independientemente de su contenido de boro. Las capas originadas tienen una importante influencia sobre el efecto de la resistencia a la corrosión, por ejemplo Guan et al. (2009) determinó que los aceros ensayados estaban compuestos por capas exteriores flojas y capas internas con mayor densidad y compactas para darle una protección al acero, lo cual es relacionado en gran medida con las adiciones de cromo.

Al observarse la fotografía puede notarse la existencia de irregularidades sobre la superficie metálica. En todos los casos, la apariencia es interpretada en revelar una superficie cubierta con capas agrietadas de productos de corrosión, de la cual pudieron existir depósitos de productos de corrosión adicionales, así como la presencia de cristales de cloruro de sodio. También se aprecia la presencia de ruptura que aparentemente es debida al desprendimiento de los productos de corrosión en la superficie.

Para el comienzo de la corrosión la capa protectora en la interface del acero debe ser rota o químicamente disuelta. Mecanismos propuestos para lo cual el cloruro descompone la capa protectora pasiva son: la construcción de agujeros de metal en la interface, acidificación local y picaduras causadas por una alta concentración de cloruro en la interface. De acuerdo con Leek y Poole (1990), los iones de cloro inician la corrosión debido al rompimiento de los enlaces entre la película pasiva y el metal. Trittdart (1990) propuso que la corrosión inducida por iones de cloro comienza cuando un umbral de concentración de iones de cloro libres en los alrededores del acero es alcanzado. En el trabajo desarrollado por Guan et al. (2009) se encontró que las capas contenían agujeros y microgrietas que facilitaron la penetración de la solución de cloruro al sustrato y promovieron el proceso de corrosión. Sin embargo, a medida que transcurría el ensayo las capas se volvieron más gruesas y sirvieron de protección al acero.

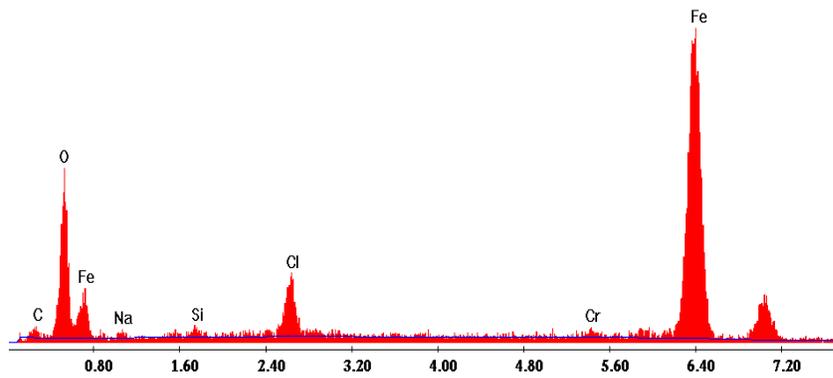
- **Composición Química de la Superficie (EDS)**

Análisis EDS fueron llevados a cabo sobre las superficies de cada probeta donde se depositaron los productos de corrosión. De las figuras 47 a la 49 se pueden observar la presencia de oxígeno y hierro, lo que es posible la presencia de óxido de hierro sobre la superficie. Además se observan elementos característicos como lo son el cloro y el sodio, los cuales fueron localizados en todas las muestras. La presencia de cloro en la superficie se debe a que este es un elemento característico del medio corrosivo al que fue sometida la muestra, igualmente se observa la presencia de sodio proveniente del medio corrosivo.



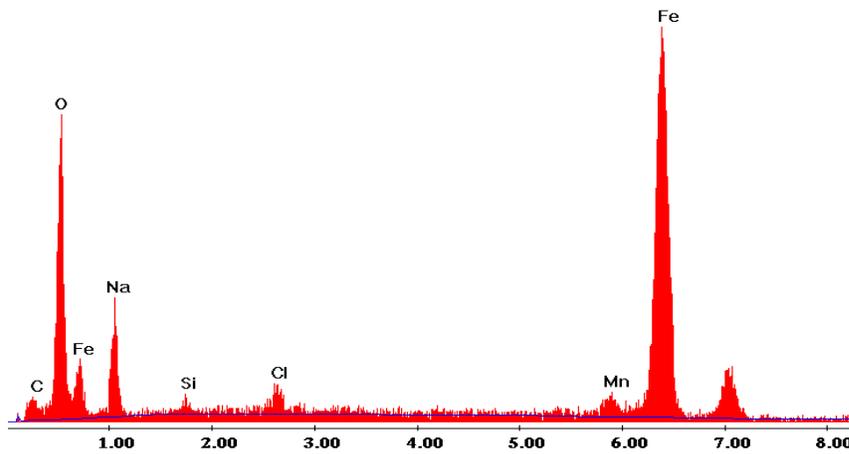
ELEMENTO	Wt %	At %
C K	9,65	22,39
O K	23,68	41,26
Na K	3,26	3,95
Si K	0,8	0,8
Nb L	0,41	0,12
Cl K	1,39	1,09
Cr K	0,76	0,41
Mn K	2,22	1,13
Fe K	57,84	28,87
Total	100	100

Figura 48. Espectros EDS obtenidos de la superficie corroída por cámara salina. –20B



ELEMENTO	Wt %	At %
C K	6,89	17,39
O K	21,38	40,49
Na K	1,65	2,17
Si K	0,83	0,9
Cl K	4,55	3,89
Cr K	0,99	0,57
Fe K	63,71	34,57
Total	100	100

Figura 49. Espectros EDS obtenidos de la superficie corroída por cámara salina. -40B



ELEMENTO	Wt %	At %
C K	9,99	21,38
O K	24,49	39,35
Na K	12,68	14,17
Si K	0,86	0,78
Cl K	1,38	1
Mn K	2,44	1,14
Fe K	48,17	22,17
Total	100	100

Figura 50. Espectros EDS obtenidos de la superficie corroída por cámara salina. -60B

En las figuras EDS también se observa la presencia de silicio y manganeso. Las distribuciones de estos elementos de aleación son aproximadamente los mismos para cada acero. También se observa la presencia de cromo, el cual en los aceros juega un importante rol en la mejora de la compactibilidad, densificación y adhesión de las capas de óxidos, de este modo disminuye la difusión de oxígeno al acero. Además, el cromo puede reducir la conductividad de las capas de óxidos. Guan et al. (2009) relaciona los productos de corrosión a óxidos de hierro (Fe_3O_4) que podrían originarse para hacer la capa más densa y mejorar la resistencia a la corrosión. De igual forma asocia al cromo como un elemento que juega un importante rol para mejorar la compactidad, la densificación y la adhesión de las capas para disminuir la difusión del oxígeno al sustrato, reduciendo la conductividad de las capas.

7. CONCLUSIONES

7.1. De acuerdo con lo observado en las micrografías de SEM, se puede concluir que por medio de los procesos de fundición y de laminado en caliente se logró obtener la microestructura bainítica en cada una de los aceros, lo cual muestra que el desarrollo llevado a cabo durante cada experimento se elaboró de manera adecuada, donde el boro contribuyó a la formación de bainita, lo cual se vio influenciado en algunas propiedades como la dureza.

7.2. La tendencia en las tasas de desgaste para cada uno de los aceros ensayados fue la misma independientemente del tipo de ensayo a realizar, sea mediante *pin on disk* o chorro de arena, de lo cual se encontró lo siguiente:

7.2.1. Se observó que a medida que incrementaba el contenido de boro la resistencia al desgaste en el material aumentaba. Sin embargo, para ambos ensayos, se observó un incremento de alrededor del diez por ciento (10%) en la tasa de desgaste del acero 10B con relación al acero base, lo cual se atribuyó a efectos como el endurecimiento por deformación o al efecto TRIP.

7.2.2. Para los aceros 20B y 40B se observó una clara tendencia en la disminución de la tasa de desgaste con relación al acero base. De igual forma, el acero 60B, el cual contenía el mayor contenido de boro, presentó la mejor resistencia a la corrosión de los aceros analizados, con una tasa de desgaste inferior al acero 0B entre el quince y el treinta y cinco por ciento (15% – 35%).

7.2.3. Los mecanismos de desgaste presentados en cada uno de los aceros fueron similares, donde se observaron desprendimientos de material, ranuras y microhuecos, entre otros, así como la formación de óxidos.

7.3. La influencia del boro en relación al comportamiento de los aceros bainíticos frente a la corrosión se relaciona a continuación:

7.3.1. En las curvas de polarización potenciodinámica se observa que la densidad de corriente no cambió de manera significativa independientemente del contenido de boro. Sin embargo, se puede observar una leve disminución de la velocidad de corrosión con el aumento del contenido de boro, donde el acero 60B, el cual obtuvo la menor densidad de corriente de los aceros ensayados, presentó aproximadamente un veintitrés por ciento (23%) de menor densidad en comparación con el acero 0B.

7.3.2. En relación al potencial de corrosión, de los gráficas se concluyó que no se observa una diferencia significativa de esta variable para cada acero

independientemente del contenido de boro, cuyos diferencia se encuentra dentro del margen de error.

- 7.3.3.** De igual forma, el ensayo llevado a cabo dentro de la cámara salina mostró que para todos los aceros el porcentaje de área corroída fue superior al noventa por ciento (90 %) después de 100 horas de ensayo.
- 7.3.4.** Los productos de corrosión originados en cada ensayo fueron similares, analizados mediante SEM, donde se formaron óxidos, y en el caso de los ensayos llevados a cabo en cámara salina, se encontró dentro de la composición química la presencia de elementos como cloro o sodio.

TRABAJOS FUTUROS

El desarrollo de la presente investigación generó nuevos interrogantes que podrían abordarse en trabajos futuros a nivel de posgrado y pregrado. Se sugiere trabajar en los siguientes temas:

Analizar la microestructura bainítica mediante microscopía TEM, con el fin de conocer con más detalle la posible existencia de carburos dentro de las láminas de ferrita bainítica.

Estudiar la influencia de los procesos de enfriamiento luego del laminado en caliente con relación a la microestructura y la resistencia al desgaste y a la corrosión.

Analizar el efecto TRIP en las superficies desgastadas, con el propósito de concluir si este efecto puede incidir dentro del comportamiento de la resistencia al desgaste. De igual forma, medir la microdureza en las probetas ensayadas para estudiar el endurecimiento de la superficie desgastada por deformación.

Realizar ensayos de desgaste y corrosión en aceros con otro tipo de microestructuras, con el fin de comparar los resultados obtenidos en este proyecto y la efectividad de la microestructura bainítica en dichos fenómenos frente a otro tipo de microestructuras.

ANEXO

DISEÑO EXPERIMENTAL

El análisis experimental de los resultados obtenidos en los ensayos de desgaste y corrosión se elaboró mediante un diseño comparativo, donde los tratamientos se comparan por sus efectos medios a partir de una variable de respuesta, con el objetivo de determinar cuál de ellos es “mejor”, dado que se están estudiando los tratamientos que son los aceros bainíticos con diferentes partes por millón de boro y a partir de estos se extraen las unidades experimentales. Esto se realiza con el fin de analizar los resultados y esperar un mejor comportamiento de un tratamiento respecto a los demás, comparando la respuesta media de las tasas de desgaste, la densidad de corriente y el porcentaje de área corroída. Para esto se establecen dos clases de hipótesis, la hipótesis nula y la hipótesis alterna, que permitirán determinar si hay o no una variación notoria en las medias de dichas tasas en cada tratamiento. Para esto se proponen los siguientes argumentos y procedimiento de análisis:

- **Pregunta de Investigación**

Al añadir pequeñas cantidades de boro dentro de la aleación para producir aceros bainíticos mediante un proceso de fundición, ¿se encontrará que dichos aceros presentarán una mayor resistencia al desgaste y a la corrosión a medida que se incrementa el contenido de boro en su composición química?.

- **Hipótesis**

Con el control adecuado de las adiciones de boro se puede modificar la microestructura en los aceros bainíticos, permitiendo mejorar su resistencia al desgaste ya la corrosión a medida que se incrementa las concentraciones de boro.

- $H_0 = \mu_1 = \mu_2 = \mu_3 = \mu_4 = \mu_5$
(El contenido de boro no influye en el valor de la media de las tasas de desgaste, densidad de corriente y porcentaje de área corroída para cada tratamiento)

- $H_A = \mu_1 \neq \mu_2 \neq \mu_3 \neq \mu_4 \neq \mu_5$
(El contenido de boro influye en la media de las tasas de desgaste y densidades de corriente y porcentajes de área corroída para cada tratamiento)

μ = Promedio de las tasas de desgaste, densidad de corriente y porcentaje de área corroída en el acero bainítico.

μ_1 = Acero con 0B; μ_2 = Acero con 10B; μ_3 = Acero con 20B; μ_4 = Acero con 40B; μ_5 = Acero con 60B.

- DISEÑO DEL TRATAMIENTO

El experimento se va a desarrollar con cinco tratamientos que equivalen a las cinco adiciones de boro presentes en las muestras. El diseño del tratamiento para evaluar la influencia del boro en relación a la resistencia al desgaste y a la corrosión se clasifica de la siguiente forma:

- 0 partes por millón (0B).
- 10 partes por millón (10B).
- 20 partes por millón (20B).
- 40 partes por millón (40B).
- 60 partes por millón (60B).

Como se explicó anteriormente, las unidades experimentales fueron extraídas de los bloques de acero bainítico con las diferentes composiciones de boro, los cuales fueron obtenidos mediante un proceso de fundición y un tratamiento termomecánico de laminación en caliente, procedimiento descrito en el Desarrollo Experimental del presente documento. Estos procesos se llevaron a cabo considerando las mismas condiciones de operación para la elaboración de cada bloque, con su respectivo contenido de boro. Estas condiciones hacen referencia a variables como la temperatura en el proceso de fundición, el número de pasadas sobre los rodillos del laminador durante el proceso de laminado en caliente y el tiempo de enfriamiento entre otros. Esto con el fin de que cada unidad experimental, extraída de los lingotes, obtuviera la uniformidad necesaria en el desarrollo de la microestructura bainítica. Dicho procedimiento demuestra la homogeneidad que presenta cada una de las unidades experimentales utilizadas en el presente experimento, ya que estas fueron obtenidas por medio de un mismo proceso.

- Recolección de Datos y Análisis

Para el desarrollo del análisis estadístico es indispensable identificar el rol que presentan los tratamientos dentro de cada probeta para así proceder a una evaluación de hipótesis. De esta forma, se realiza una comparación entre tratamientos que responda a la pregunta si el boro influye en la resistencia al desgaste y a la corrosión de los aceros. Tomando como referencia los capítulos 2 y 3 del libro “Diseño de Experimentos” de Robert Kuehl se lleva a cabo el análisis experimental de los ensayos realizados de acuerdo a como se describe a continuación:

El contraste de medias estará definido como:

$$C = \sum_{i=1}^t k_i u_i = k_1 u_1 + k_2 u_2 + k_3 u_3 + k_4 u_4 + k_5 u_5 \quad \text{Ecuación 1A}$$

Los contrastes quedaran definidos de la siguiente forma:

$$C_1 = u_1 - \frac{1}{4}(u_2 + u_3 + u_4 + u_5) \quad \text{Ecuación 2A}$$

Tasa de desgaste: contraste entre la probeta 10B y el resto. Esta fue la seleccionada por ser la que mayor tasa de desgaste tuvo.

Polarización Potenciodinámica: este contraste representa al acero 0B por presentar la mayor densidad de corriente.

Cámara salina: contraste entre el acero de 40B y el resto, por presentar el mayor porcentaje de área corroída.

$$C_2 = u_2 - \frac{1}{3}(u_3 + u_4 + u_5) \quad \text{Ecuación 3A}$$

Tasa de desgaste: contraste entre la probeta de 0B y el resto.

Polarización Potenciodinámica y Cámara Salina: este contraste representa al acero 40B y las restantes.

$$C_3 = u_3 - \frac{1}{2}(u_4 + u_5) \quad \text{Ecuación 4A}$$

Tasa de desgaste: contraste entre la probeta de 20 B y las restantes.

Polarización Potenciodinámica: este contraste representa al acero 10B.

Cámara salina: contraste entre el acero 60B y las restantes.

$$C_4 = u_4 - u_5 \quad \text{Ecuación 5A}$$

Tasa de desgaste: contraste entre la probeta 40B y la restante.

Polarización Potenciodinámica: este contraste representa al acero 40By la restante.

Cámara salina: contraste entre el acero 0B y la restante.

Considerando el procedimiento planteado por Kuehl en los capítulos 2 y 3, para el análisis de tratamientos en un experimento, se estima el intervalo de confianza para un contraste dado por la siguiente relación:

$$c \pm t_{\alpha/2, (N-t)(S_e)} \quad \text{Ecuación 6A}$$

Se calcula el valor de F ($F_{calculada}$), que equivale a la división de los cuadros medios de los tratamientos entre los cuadrados medios del error experimental, el cual es un estadístico de prueba que se calcula para examinar si se acepta o rechaza la hipótesis nula. La hipótesis nula H_0 se rechaza si: $F_0 > F_{\alpha, (t-1), (N-t)}$, y de esta forma se analiza si el boro en un elemento que influye en la resistencia al desgaste y la corrosión de los aceros bainíticos.

La hipótesis nula sobre los contrastes se plantea con cada coeficiente, aclarando que no hay diferencia entre la resistencia al desgaste y a la corrosión del acero que haya presentado una mayor tasa de desgaste, así como la más alta densidad de corriente y mayor porcentaje de área corroída, en relación con las demás, y así sucesivamente.

La suma de cuadrados y análisis de varianza para los contrastes experimentales se realiza para indicar que parte de la variación en los datos se explica por el contraste específico. Así mismo se calculan los cuadrados medios dividiendo las sumas de cuadrados en los grados de libertad correspondientes; los contrastes al tener cada uno un grado de libertad, los cuadrados medios tendrán el mismo valor numérico que los cuadrados medios. El F calculado es la división de los cuadrados medios de cada contraste entre los cuadrados medios del error experimental. Y al igual que en el análisis de varianza se procede a contrastar con un $F_{\alpha, 1, (N-t)}$ que para este caso al igual que en el análisis de varianza $\alpha=0.05$ al tener una confiabilidad del 95%. La hipótesis nula se rechaza al nivel de significancia α si el $F_{calculado} > F_{\alpha, 1, (N-t)}$, lo cual dice que los tratamientos (partes por millón de Boro) hacen cambiar la media de la tasa de desgaste, la densidad de corriente y el porcentaje de área corroída de los aceros.

- **Análisis experimental de los resultados.**

Tomando como referencia los pasos descritos anteriormente se procede a realizar el procedimiento de cálculo para conocer la influencia del boro en los resultados y de esta forma probar las hipótesis planteadas para los ensayos de desgaste y corrosión. Dichos análisis se llevan a cabo tomando como referencia los valores promedios de los resultados para cada ensayo.

- **Ensayo de desgaste (Pin on Disk)**

Tasa de desgaste

Tabla 1A. Tasa de desgaste Pin on Disk.

ACEROS	TASA DE DESGASTE (mm ³ /N.m)
0B	1,51
10B	1,69
20B	1,34
40B	1,24
60B	0,97

Tabla 2A. Estimación de contraste y error estándar de los contrastes de hipótesis del experimento.

	CONTRASTE		ERROR EXPERIMENTAL
S^2_{c1}	0,00627	S_{c1}	0,0792
S^2_{c2}	0,00669	S_{c2}	0,0818
S^2_{c3}	0,00752	S_{c3}	0,0867
S^2_{c4}	0,01003	S_{c4}	0,1002

Tabla 3A: Tabla de cálculo de error estándar, error estándar e intervalos de confianza superior e inferior para los contrastes.

CONTRASTES	ESTIMACIÓN	ERROR STD.	INTERV. CONFIANZA 95%	
			INFERIOR	SUPERIOR
C1	0,4263	0,0792	0,2219	0,6291
C2	0,3259	0,0817	0,1157	0,5362
C3	0,2320	0,0867	0,0090	0,4550
C4	0,2695	0,1002	0,0120	0,5270

Tabla 4A. Estimación de contraste y error estándar de los contrastes de hipótesis del experimento.

	GRADOS DE LIBERTAD	SUMA DE CUADRADOS	CUADRADOS MEDIOS	F CALCULADA	F TEÓRICA
TOTAL	9	0,643			
TRATAMIENTOS	4	0,593	0,148	14,788	5,192
ERROR EXPERIMENTAL	5	0,050	0,010		
TOTAL	14	0,643			

Como se puede observar en la tabla, el valor de la F calculada es superior a la teórica, por lo tanto se rechaza la hipótesis nula y se considera que el contenido de boro influye en el comportamiento de los aceros en relación al desgaste.

Tabla 5A. Estimación de contraste y error estándar de los contrastes de hipótesis del experimento.

	GRADOS DE LIBERTAD	SUMA DE CUADRADOS	CUADRADOS MEDIOS	F CALCULADA	F TEÓRICA
SCC1	1	0,289	0,289	28,878	6,608
SCC2	1	0,159	0,159	15,882	6,608
SCC3	1	0,072	0,072	7,155	6,608
SCC4	1	0,073	0,073	7,238	6,608

De acuerdo con los valores de la tabla, el F calculado es superior al teórico para todos los contrastes, de tal forma que en estos casos la hipótesis nula se rechaza y se concluye que existe una influencia del boro en cuestión a la resistencia al desgaste tomando como referencia el acero que presentó mayor desgaste, que es el acero 10B, de igual forma para el acero 0B, donde se observa que al no presentar un contenido de boro en su composición química se presenta una tendencia a adquirir mayores tasas de desgaste.

- **Ensayo de desgaste (Chorro de Arena)**

Tabla 6A: Pérdida de masa

ACEROS	PÉRDIDA DE MASA (gr)
0B	1,2767
10B	1,3637
20B	1,1918
40B	1,1437
60B	1,1023

Tabla 7A. Estimación de contraste y error estándar de los contrastes de hipótesis del experimento.

	CONTRASTE		ERROR EXPERIMENTAL
S^2_{c1}	0,00233	S_{c1}	0,04828
S^2_{c2}	0,00249	S_{c2}	0,04987
S^2_{c3}	0,00279	S_{c3}	0,05289
S^2_{c4}	0,00373	S_{c4}	0,06107

Tabla 8A. Tabla de cálculo de error estándar, error estándar e intervalos de confianza superior e inferior para los contrastes.

CONTRASTES	ESTIMACIÓN	ERROR STD.	INTERV. CONFIANZA 95%	
			INFERIOR	SUPERIOR
C1	0,1851	0,0482	0,0609	0,3092
C2	0,1308	0,0498	0,0026	0,2589
C3	0,0688	0,0529	-0,0671	0,2048
C4	0,0414	0,0610	-0,1156	0,1984

Tabla 9A. Estimación de contraste y error estándar de los contrastes de hipótesis del experimento.

	GRADOS DE LIBERTAD	SUMA DE CUADRADOS	CUADRADOS MEDIOS	F CALCULADA	F TEÓRICA
TOTAL	9	0,107			
TRATAMIENTOS	4	0,088	0,0221	5,93	5,192
ERROR EXPERIMENTAL	5	0,019	0,0037		
TOTAL	9	0,107			

Similar a los resultados obtenidos en los ensayos de desgaste pin on disk, para las pruebas de desgaste abrasivo también se puede observar que el valor de la F calculada es superior a la teórica, por lo tanto se rechaza la hipótesis nula y se considera que el contenido de boro influyen en el comportamiento de los aceros al desgaste.

Tabla 10A. Estimación de contraste y error estándar de los contrastes de hipótesis del experimento.

	GRADOS DE LIBERTAD	SUMA DE CUADRADOS	CUADRADOS MEDIOS	F CALCULADA	F TEÓRICA
SCC1	1	0,055	0,055	14,690	6,607
SCC2	1	0,026	0,026	6,878	6,607
SCC3	1	0,006	0,006	1,693	6,607
SCC4	1	0,002	0,002	0,459	6,607

De acuerdo con los valores de la tabla, el F calculado es superior al teórico para el primer y el segundo contraste, de tal forma que en estos casos la hipótesis nula se rechaza y se concluye que existe una influencia del boro en la resistencia al desgaste al comparar el acero 10B con el resto, de igual forma para el acero de 0B con el de 20B, 40B y 60B. Sin embargo, El valor de F teórico para el tercer y cuarto contraste es superior al calculado, por lo que la hipótesis nula es aceptada y en este caso el boro no tendría alguna influencia en los resultados al ser comparado en composiciones que contengan mayor cantidad de este elemento.

- **Ensayo de Polarización Potenciodinámica (Tafel)**

Tabla 11A. Densidad de corriente polarización potenciodinámica

ACEROS	DENSIDAD DE CORRIENTE (mA/cm²)
0B	0,4342
10B	0,4335
20B	0,3886
40B	0,3812
60B	0,3275

Tabla 12A. Estimación de contraste y error estándar de los contrastes de hipótesis del experimento.

	CONTRASTE		ERROR EXPERIMENTAL
S_{c1}^2	0,000396	S_{c1}	0,0199
S_{c2}^2	0,000422	S_{c2}	0,0205
S_{c3}^2	0,000475	S_{c3}	0,0218
S_{c4}^2	0,000634	S_{c4}	0,0251

Tabla 13A: Tabla de cálculo de error estándar, error estándar e intervalos de confianza superior e inferior para los contrastes.

CONTRASTES	ESTIMACIÓN	ERROR STD.	INTERV. CONFIANZA 95%	
			INFERIOR	SUPERIOR
C1	0,0515	0,0199	0,0071	0,0958
C2	0,0678	0,0205	0,0219	0,1136
C3	0,0342	0,0218	-0,0143	0,0827
C4	0,0536	0,0251	-0,0024	0,1097

Tabla 14A. Estimación de contraste y error estándar de los contrastes de hipótesis del experimento.

	GRADOS DE LIBERTAD	SUMA DE CUADRADOS	CUADRADOS MEDIOS	FCALCULADA	FTEÓRICA
TOTAL	14	0,032			
TRATAMIENTOS	4	0,023	0,0058	6,14	3,478
ERROR EXPERIMENTAL	10	0,009	0,0009		
TOTAL	14	0,032			

Como se puede observar en la tabla, el valor de la F calculada es superior a la teórica, por lo tanto se rechaza la hipótesis nula y se considera que el contenido de boro influye en el comportamiento de los aceros en relación a la corrosión electroquímica.

Tabla 15A. Estimación de contraste y error estándar de los contrastes de hipótesis del experimento.

	GRADOS DE LIBERTAD	SUMA DE CUADRADOS	CUADRADOS MEDIOS	FCALCULADA	FTEÓRICA
SCC1	1	0,00636	0,00636	6,6918	4,96460
SCC2	1	0,01033	0,01033	10,8745	4,96460
SCC3	1	0,00234	0,00234	2,4602	4,96460
SCC4	1	0,00431	0,00431	4,5359	4,96460

El valor de F calculado es mayor que el teórico para el primer y segundo contraste, por lo tanto la hipótesis nula se rechaza y el acero de 0B puede tener influencia en su resistencia a la corrosión respecto a los demás. Para los otros contrastes el valor de F teórico es superior, de tal forma que el boro en estos casos no presenta alguna influencia sobre la resistencia a la corrosión.

7.3.4.1. Ensayo de corrosión (Cámara Salina)

Tabla 16A: Porcentaje de área corroída cámara salina

ACEROS	ÁREA CORROÍDA
0B	0,95
10B	0,95
20B	0,92
40B	0,97
60B	0,95

Tabla 17A. Estimación de contraste y error estándar de los contrastes de hipótesis del experimento.

	CONTRASTE		ERROR EXPERIMENTAL
S^2_{c1}	0,0026	S_{c1}	0,0514
S^2_{c2}	0,0028	S_{c2}	0,0531
S^2_{c3}	0,0032	S_{c3}	0,0563
S^2_{c4}	0,0042	S_{c4}	0,0650

Tabla 18A. Tabla de cálculo de error estándar, error estándar e intervalos de confianza superior e inferior para los contrastes.

CONTRASTES	ESTIMACIÓN	ERROR STD.	INTERV. CONFIANZA 95%	
			INFERIOR	SUPERIOR
C1	0,0250	0,0514	-0,0895	0,1395
C2	0,0111	0,0531	-0,1071	0,1293
C3	0,0167	0,0563	-0,1087	0,1421
C4	0,0333	0,0650	-0,1114	0,1781

Tabla 19A. Estimación de contraste y error estándar de los contrastes de hipótesis del experimento.

	GRADOS DE LIBERTAD	SUMA DE CUADRADOS	CUADRADOS MEDIOS	FCALCULADA	FTEÓRICA	PVALOR
TOTAL	14	0,067				
TRATAMIENTOS	4	0,004	0,001	0,158	3,478	
ERROR EXPERIMENTAL	10	0,063	0,006			
TOTAL	14	0,067				

En los resultados de la presente tabla se puede observar que el valor del F calculado es inferior al teórico, por lo que la hipótesis nula se acepta y se establece que el boro no tiene influencia alguna con respecto al comportamiento de los aceros bainíticos a fenómenos como la corrosión.

Tabla 20A. Estimación de contraste y error estándar de los contrastes de hipótesis del experimento.

	GRADOS DE LIBERTAD	SUMA DE CUADRADOS	CUADRADOS MEDIOS	FCALCULADA	FTEÓRICA	PVALOR
SCC1	1	0,00150	0,00150	0,237	4,965	
SCC2	1	0,00028	0,00028	0,044	4,965	
SCC3	1	0,00056	0,00056	0,088	4,965	
SCC4	1	0,00167	0,00167	0,263	4,965	

Para todas las comparaciones el valor calculado de F fue inferior al teórico, por lo tanto, los anteriores resultados ratifican que el boro no presenta un efecto significativo con respecto a la resistencia a la corrosión en los aceros bainíticos.

8. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. E.S. Davenport y E.C. Bain. (1930) *Trans. Met Soc. AIME* 90, 117-154.
2. R.F. Hehemann, K.R. Kinsman y H.I. Aaronson. (1972). A Debate on the Bainite Reaction, *Metall. Trans.* 3, 1077-1094
3. C. Garcia-Mateo, F.G. Caballero, T. Sourmail, M. Kuntz, J. Cornidea, V. Smanio, R. Elvira. (2012). Tensile Behaviour of a nanocrystalline bainitic steel containing 3 wt% silicon. *Materials Science and Engineering A*
4. K. Zhu, C. Oberbillig, C. Musik, D. Loison, T. Lung. (2011). Effect of B and B +Nb on the bainitic transformation in low carbon steels. *Materials Science and Engineering, A* 528, 4222–4231
5. F.C. Zhang, T.S. Wang, P. Zhang, C.L. Zheng, B. Lv, M. Zhang and Y.Z. Zheng. (2008). A novel method for the development of a low-temperature bainitic microstructure in the surface layer of low-carbon steel. *Scripta Materialia*, 59, 294–296.
6. F.G. Caballero, M.K. Miller, S.S. Babu, C. Garcia Mateo.(2007). Atomic scale observations of bainite transformation in a high carbon high silicon steel. *Acta Materialia*, 55, 381–390
7. S. Yong Shina, S. Youb Hana, B. Hwang, C. Gil Leeb, S. (2009). Lee. Effects of Cu and B addition on microstructure and mechanical properties of high-strength bainitic steels. *Materials Science and Engineering, A* 517, 212–218
8. M. Naderia, M. Ketabchia, M. Abbasia, W. Bleck. (2011). Analysis of Microstructure and Mechanical Properties of Different Boron and non-Boron Alloyed Steels After Being Hot Stamped. *Procedia Engineering*, 10, 460–465.
9. H.R. Erfanian-Naziftoosi, N. Haghdadi, and A.R. Kiani-Rashid. (2011). The Effect of Isothermal Heat Treatment Time on the Microstructure and Properties of 2.11% Al Austempered Ductile Iron. in revised form October 8. 2011.
10. C. García-Mateo, F.G. Caballero y H.K.D.H. Bhadeshia. (2005). Superbainita. Una nueva microestructura bainítica de alta resistencia. *Revista Metal*, Madrid 41, 186-193.
11. F.G. Caballero, M.K. Miller, C. Garcia-Mateo, J. Cornide. (2012). New experimental evidence of the diffusionless transformation. *Journal of Alloys and Compounds*.
12. I.A. Yakubtsov, P. Poruks, J.D. Boyd. (2008). Microstructure and mechanical properties of bainitic low carbon high strength plate steels. *Materials Science and Engineering, A* 480, 109–116.

13. M.N. Yoozbashi, S. Yazdani, T.S. Wang. (2011). Design of a New Nanostructured, High-Si Bainitic Steel With Lower Cost Production. *Materials and Design*, 32, 3248–3253
14. X. Garcia Mateo, F. G. Caballero, M. K. Miller, J. A. Jiménez. (2011). On measurement of carbon content in retained austenite in a nanostructured bainitic steel. Received: 28 July 2011 / Accepted: 16 August 2011 / Published online: 17 September 2011
15. María Jesús Santofimia Navarro. (2006). La Transformación Bainítica Sin Formación de Carburos en Aceros. Universidad Complutense de Madrid, Madrid.
16. T. Song and B. Charles De Cooman (2012). Effect of Boron on the Isothermal Bainite Transformation. *The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International*.
17. X.M Wang, X. L. He. (2002). Effect of Boron and Addition on Structure and Properties of Low Carbon Bainitic Steels. *ISIJ International*, Vol. 42, Supplement, S38-S.
18. Mauricio Alejandro Sierra Cetina. (2011). Obtención y Evaluación de las Propiedades Mecánicas Del Acero Bainítico Fe-0.32c-1.45si-1.97mn-1.26cr-0.26mo-0.10v Aleado Con Boro. Departamento de Ingeniería Mecánica Y Mecatrónica – Universidad Nacional De Colombia – Sede Bogotá.
19. J. Yang, T.S. Wang, B. Zhang, F.C. Zhang. (2012). Sliding Wear Resistance and Worn Surface Microestructure of Nanostructured Bainitic Steel. *Wear*, 81 – 84.
20. A. Leiro, A. Kankanala, E. Vuorinen, B. Prakash. (2011). Tribological behaviour of carbide-free bainitic steel under dry rolling/sliding conditions. *Wear*, 2 – 8.
21. A. Leiro. (2014). Lulea University of Technology Department of Engineering Sciences and Mathematics, Division of Materials Science.
22. C. Chattopadhyay, S.Sangal, K.Mondal,A.Garg. (2012). Improved wear resistance of medium carbon microalloyed bainitic steels. *Wear* 289, 168–179
23. S. DasBakshi, P.H.Shipway, H.K.D.H. Bhadeshia (2013). Three body abrasive wear of fine pearlite, nanostructured bainite and martensite. *Wear* 308, 46–53
24. C. Dayot, A. Saulot, C. Godeau, Y Berthier. (2012). Tribological behaviour of Pearlitic and Bainitic steel grades under various sliding conditions. *Tribology International* 46, 128–136.
25. Santiago Rojas Guerrero. Procesamiento y Fabricación de Aceros Bainíticos con alta Resistencia (2009). Instituto de Investigaciones Metalúrgicas. Universidad Michoacana de San Nicolas de Hidalgo.
26. C. C. Viáfara. (2004). Desgaste por Deslizamiento en Seco de Aceros Perlíticos y Bainíticos. *Revista de la Facultad de Minas. Universidad Nacional de Colombia – Sede Medellín*.

27. Z.F. Wang, P.H. Li, Y. Guan, Q.F. Chen, S.K. P. (2009). The Corrosion Resistance of Ultra-Low Carbon Bainitic Steel. *Corrosion Science* 51, 954 – 961.
28. L.A. Dobrzanski, Z. Brytan, M. Actis Grande, M. Rosso. (2007). Corrosion resistance of sintered duplex stainless steels in the salt fog spray test. *Journal of Materials Processing Technology* 192–193, 443–448.
29. Z. Zhang, C. Zi, F. Zhu, Y. Li. (2010). Effect of Thermomechanical Control Processing on Microstructure and Mechanical Properties of Fe-0.2C-1.44Si-1.32Mn Hot Rolled Trip Steel. *Journal Of Iron And Steel Research, Journal of Iron and Steel Research, International*. 17(7), 44-50.
30. O. Kazum, M. Bobby Kannan, H. Beladi, I.B. Timokhina, P.D. Hodgson, S. Khoddam. (2014). Aqueous corrosion performance of nanostructured bainitic steel. *Materials and Design* 54, 67–71.
31. S. Qu, X. Pang, Y. Wang, K. Gao. (2013). Corrosion behavior of each phase in low carbon microalloyed ferrite–bainite dual-phase steel: Experiments and modeling. *Corrosion Science* 75, 67–77.
32. H. K. D. H. Bhadeshia and Sir R. Honeycombe. (2006). *Steels Microstructure and Properties*, Third edition. Professor of Physical Metallurgy, Elsevier.
33. H.K.D.H. Bhadeshia. (1982). *Metal Sci.* 16, pp. 159-165.
34. C. Viáfara y J. M. Vélez. Transformación Bainítica en Aleaciones Fe-C. (2005). *Ingeniería y Ciencia*, Volumen 1, número 2, 83-96.
35. R. Mahnken, A. Schneidt, S. Tschumak, H.J. Maier. (2011). On the simulation of austenite to bainite phase transformation. *Computational Materials Science* 50, 1823–1829.
36. Pasi Suikkanen. (2009). Development and Processing of low Carbon bainitic steels, Faculty Of Technology, Department Of Mechanical Engineering, University Of Oulu.
37. Sangeeta Khare, K. Lee, H. K. D. H. Bhadeshia. (2009) Relative effects of Mo and B on ferrite and bainite kinetics in strong steels. *International Journal of Materials Research*, 1513-1520.
38. H.K.D.H. Bhadeshia. (2001). Bainite in Steels: Transformation, Microstructure and Properties, *IOM Communications Ltd.*, 129–188.
39. H. Tamehiro, M. Murata R. Habu and M. Nagumo: Trans. (1987). *Iron Steel Inst. Jpn.*, 130.

40. Yu Lu. (2007). Effect of Boron on Microstructure and Mechanical Properties of Low Carbon Microalloyed Steels. Department of Mining, Metals and Materials Engineering McGill University, Montreal, Canada.
41. Bramfitt, B.L., Speer, J.G. A. (1990). *Perspective on the Morphology of Bainite*. Metallurgical Transactions A, Vol. 21A, págs. 817-829.
42. F.B. Pickering. Microalloying. (1977). *Union Carbide Corporation*, New York, 9.
43. D. Lyubimov, K. Dolgoplov, L. Pinchuk. (2013). *Micromechanisms of Friction and Wear*. Springer.
44. D. H. Buckley. (1981). *Surface Effects in Adhesion, Friction, Wear and Lubrication*. Elsevier.
45. K.C Ludema. (1996). *Friction, Wear and Lubrication*. CRC Press.
46. D.N. Lyubimov, G.G. Chigarev, A.G. Ponomarenko. (1992). Study of formation of lubricating layer by dry friction of metal-polymer systems. *J. Frict. Wear* 13, 368–372.
47. K.J. Stout, T.G. King, and D.J. Whitehouse. (1977). Analytical Techniques in Surface Topography and Their Application to a Running-in Experiment. *Wear*, vol. 43, 99-115.
48. E. Vera (2010) *Uso de Métodos Electroquímicos como Herramientas para Evaluar Parámetro de Interfase en Sistemas Heterogéneos Metal/Medio Acuoso*.
49. L. Shreir (1994). *Corrosion. Metal/Environment Reactions. Volume I*.
50. A.P. Pronov (1990). *Ciencia de los Materiales*. Editorial Pueblo y Educación.
51. *ASM Handbook* (1992). Corrosion. Volume 13. ASM International.
52. E. McCafferty (2010). *Introduction to Corrosion*. Science. Springer.
53. J.M. West. (1970). *Electrodeposition and Corrosion Processes*, 2nd ed., Van Nostrand Reinhold.
54. J.M. West. (1986). *Basic Corrosion and Oxidation*. 2nd ed., Ellis Horwood.
55. E. McCafferty (1974), *Electrochemical Behavior of Iron Within Crevices in Nearly Neutral Chloride Solutions*, *J. Electrochem. Soc.*, Vol 121 (No. 9), p 1007.
56. J.L. Ortiz. A. Manzano, O. Olvera, M.A. Pérez. (2009). *Principios básicos de corrosión y sus prácticas de laboratorio*. Tecnológico de Monterrey. Limusa.
57. J. Abella (2003), *Láminas Delgadas y Recubrimientos Preparación, Propiedades y Aplicaciones*, Consejo Superior de Investigaciones Científicas, Madrid.

58. J. Renau Piqueras, M. Faura. (1994). Principios básicos del Microscopio Electrónico de Barrido, Centro de Investigación. Hospital "La Fé", Valencia.
59. A. Boyde, A. (1988). Confocal Optical Microscopy. *Microscopy and analysis*, Enero, 7 - 13.
60. O. Guarneros García, J. de Vicente, J.L. Ocaña Moreno, M. Maya Méndez, S. Rodríguez Reyna, D. Espericueta González. (2012). Uso del microscopio confocal para la caracterización dimensional en micromecanizados (step height). *Ingeniería Mecánica, Tecnología Desarrollo*, Vol.4, No.2, México.
61. S.J. Wright, V.E. Centonze, S.A. Stricker P.J. DeVries, S.W. Paddock, G. Schatten. (1993). Introduction to Confocal Microscopy and Three-Dimensional Reconstruction. *Methods Cell Biol.*,4, 1 – 45.
62. Karol Felipe Rodríguez Galeano. (2015). Influencia del Boro en Las Propiedades Mecánicas de Aceros Bainíticos Avanzados. Departamento de Ingeniería Mecánica Y Mecatronica –Universidad Nacional De Colombia – Sede Bogotá.
63. S. Das Bakshi, A. Leiro, B. Prakash, H. Bhadeshia. (2014). Dry rolling/sliding wear of nanostructured bainita. *Wear* 316, 70-78
64. S. Sharma, S. Sangal, and K. Mondal. (2011). Development of New High-Strength Carbide-Free Bainitic Steels. The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International
65. T. Titova, N. Shulgan, and I. Malykhina (2007). Effect Of Boron Microalloying On The Structure And Hardenability Of Building Steel. *Metal Science and Heat Treatment*, Vol 49, 1 – 2.
66. F. Guerra, A. Bedolla-Jacuinde, I. Mejía, J. Zuno , C. Maldonado (2015). Effects of boron addition and austempering time on microstructure, hardness and tensile properties of ductile irons. *Materials Science & Engineering A* 648, 193 – 201.
67. I. Mejía, A. Bedolla-Jacuinde, C. Maldonado, J.M. Cabrera. (2011). Hot ductility behavior of a low carbon advanced high strength steel (AHSS) microalloyed with boron. *Materials Science and Engineering A*, 528, 4468–4474.
68. A. Bedolla-Jacuinde, F. Guerra, M. Rainforth, I. Mejía and C. Maldonado. (2015). Sliding wear behavior of austempered ductile iron microalloyed with boron. *Wear*, Volumes 330–331, 23 – 31.
69. A. Kankanala. (2010). Unlubricated rolling/sliding wear behaviour of high silicon carbide-free steels. Department of Applied Physics and Mechanical Engineering. Division of Engineering Materials, Division of Mechanical Engineering.
70. K. Heinz, Zum. Gahr. (1987). Microstructure and Wear of Materials. *Tribology Series*, Elsevier.

71. Gautham Kosuri. (2010). Rolling/sliding wear resistance of steels with different microstructures. Department of Applied Physics and Mechanical Engineering Division of Engineering Materials.
72. P. Zhang, F. Zhang, Z. Yan, T. Wang, L. Qian. (2011). Wear property of low-temperature bainite in the surface layer of a carburized low carbon steel. *Wear* 271, 697–704.
73. S. Hakan Atapeka, S. Polat and S.Zor. (2013). Effect of Tempering Temperature and Microstructure on the Corrosion Behavior of a Tempered Steel. *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*. 2013, Vol. 49, No. 2, 240–246.
74. F. Rosalbino, G. Scavino and G. Mortarino. (2012). Electrochemical corrosion behaviour of innovative mould steels in a chloride-containing environment. *Materials and Corrosion*, 63.
75. C. Xu, K. Shi, Y. Zhou, X. Li, Y. Liu and H. Wang. (2011). Microstructures and Corrosion Properties of X80 Pipeline Steel in Alkaline Sand Soil. Transactions of JWRI, Special Issue on WSE2011.
76. A. Moon, S. Sangal, S. Layek, S. Giribaskar, and K. Mondal. (2015). Corrosion Behavior of High-trength Bainitic Rail Steels. The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International.
77. C.W. Du, X.G. Li, P. Liang, Z.Y. Liu, G.F. Jia, and Y.F. Cheng. (2009). Effects of Microstructure on Corrosion of X70 Pipe Steel in an Alkaline Soil. ASM International. JMEPEG 18, 216–220.
78. M.P. Papadopoulos , C.A. Apostolopoulos, N.D. Alexopoulos, S.G. Pantelakis.(2007).Effect of salt spray corrosion exposure on the mechanical performance of different technical class reinforcing steel bars. *Materials and Design* 28, 2318–2328.
79. D. Leek, A. Poole. (1990). The breakdown of the passive film on high yield mild steel by chloride ions. London: Elsevier Science, 65 – 73.
80. J. Tritthart (1990) Pore solution composition and other factors influencing the corrosion risk of reinforcement in concrete. Society of Chemical Industry, London: Elsevier.