



INSTITUTO TECNOLÓGICO DE TLALNEPANTLA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO E INVESTIGACIÓN

**“ENDURECIMIENTO SUPERFICIAL DE UN DISCO DE CORTE PARA SIERRA
CIRCULAR DE ACERO ASTM A 1011 TIPO B,
MEDIANTE PROCESO TERMOQUIMÍCO DE BORURADO
Y CARACTERIZACIÓN DE SUS PROPIEDADES”**

TESIS

PARA OBTENER EL GRADO DE:

MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA

PRESENTA:

ING. FELIPE ESCALONA CAMBRAY

**DIRECTOR DE TESIS: DR. OSCAR ARMANDO GÓMEZ VARGAS.
CO-DIRECTOR DE TESIS: DR. MARTIN ORTIZ DOMÍNGUEZ.**

TLALNEPANTLA DE BAZ, ESTADO DE MÉXICO, 11 DE ENERO DEL 2021.



Índice General

Capítulo 1	1
Introducción	1
1.1 Estudio del problema	4
1.2 Propuesta de solución	6
1.3 Justificación	6
1.4 Objetivos de la tesis	9
1.5 Metodología	11
1.6 Organización de la tesis	14
Capítulo 2	18
Estudio del estado del arte	18
2.1 Endurecimiento superficial	18
2.2 Métodos de difusión o tratamientos termoquímicos	22
2.2.1. Carburación	23
2.2.2. Nitruración	30
2.2.3. Carbonitruración y nitrocarburación ferrítica	32
2.2.4. Borurización	33
2.2.5. Procesos de difusión térmica	34
2.3. Endurecimiento superficial mediante energía aplicada	35
2.4.1. Cromado duro	41
2.4.2. Recubrimiento de niquelado electrolítico	41
2.4.3. Pulverización térmica	43
2.4.4. Endurecimiento por soldadura	44
2.4.5. Deposición de vapor químico (CVD)	48
2.4.6. Deposición de vapor físico (PVD)	49
2.4.7. Implantación iónica	54
2.4.8. Procesamiento de superficie con láser	55
2.5.1. Requisitos de rendimiento	57
2.5.2. Limitaciones de diseño	58
2.5.3. Análisis económico	58
2.6. Comparación de procesos	59
2.6.1. Dureza contra resistencia al desgaste	59
2.6.2. Costo	61
2.6.3. Distorsión o cambio de tamaño	63
2.6.4. Espesor de revestimiento alcanzable	64
Capítulo 3	66
3.1. Leyes de difusión por transferencia de masa	66
3.2. Equilibrio	67
3.3. Determinación de la frecuencia de saltos w	79
3.4. Determinación de la frecuencia de saltos w Relación de saltos atómicos con el coeficiente de difusión	83

Capítulo 4	94
Borurización	94
4.1. Introducción.....	94
4.2. Ventajas y desventajas de la borurización	95
4.3. Características de las capas boruradas	98
4.4. Selección de aceros.....	99
4.5. Efecto de los elementos de aleación.....	100
4.6. Procesos de borurización.....	105
4.6.1. Borurización en caja	105
3.6.2. Borurización en pasta	111
4.6.3. Borurización en plasma	112
4.6.4. Borurización multicomponente	114
4.7. Propiedades de los aceros borurados	117
4.8. Aplicaciones de la borurización de empaquetamiento en caja	124
Capítulo 5	127
Diámetro	142
Número y paso de dientes.....	143
Ancho de corte	144
Tamaño de la garganta	144
Ángulo de ataque de los dientes	145
Geometría del diente	147
Capítulo 6	153
matemática de la cinética de crecimiento de las capas boruradas Fe₂B formadas sobre la superficie del acero ASTM A1011 tipo B	153
6.1 Introducción.....	154
6.2 Caso estacionario.....	155
6.3 Caso transitorio.....	164
Capítulo 7	185
7.4. Ventajas de utilizar una máquina para el corte por láser	199
7.5. Borurización en caja de la hoja de sierra circular	199
Capítulo 8	210
8.1. Mecanismo de difusión y la formación de la capa borurada	210
8.1.1. Etapas de crecimiento de los boruros de hierro (etapa 1 de crecimiento)	211
8.1.2. Crecimiento de los cristales Fe ₂ B dentro del substrato (etapa 2 de crecimiento)	216
8.1.3. Establecimiento de una fuerte textura Fe ₂ B en (002) (etapa 3 de crecimiento)	218
8.2. Microfotografías ópticas de las capas boruradas	219
8.3. Microfotografías de las capas boruradas obtenidas con microscopía electrónica de barrido	224
8.5. Análisis de la difracción de rayos X.....	228

8.6. Estimación de la energía de activación del boro con el modelo independiente del tiempo (estado estacionario)	229
8.7. Estimación de la energía de activación del boro con el modelo dependiente del tiempo (estado no estacionario).....	233
8.8. Comparación de los cuatro modelos de difusión.....	235
8.9. Validación experimental de los modelos cinéticos de difusión	237
8.13. Análisis preliminar del dentado de la geometría del disco mediante el software CATIA V5	247
8.14. Simulación de la hoja de sierra circular mediante el software CATIA V5	250
8.14.1. Simulación de la hoja de sierra circular sin tratamiento	251
8.14.2. Simulación de la hoja de sierra circular con tratamiento	254
8.15. Conclusiones	257
<i>Bibliografía</i>	259

Índice de Figuras

Figura 1.1: Metodología de investigación. Fuente: (Elaboración propia.)	17
Figura 2.1: Áreas de investigación contempladas en la tesis. Fuente: (Elaboración propia)	19
Figura 2.2: Rangos de niveles de dureza para diversos materiales y tratamientos superficiales. HSLA: Alta-resistencia de baja-aleación. Fuente: (Elaboración propia)	60
Figura 2.3: Aproximación de costos relativos de varios tratamientos superficiales. Fuente: (Elaboración propia)	62
Figura 2.4: Temperaturas máximas de superficie que se pueden anticipar para varios procesos de ingeniería de superficies. La línea vertical discontinua a 540°C (1000°F) representa el límite de temperatura de distorsión para metales ferrosos. Fuente: (Elaboración propia)	64
Figura 2. 5: Espesores y profundidades típicas de penetración de revestimientos para varios procesos de recubrimiento y endurecimientos superficiales. Fuente: (Elaboración propia.).....	65
Figura 4.1. Separación de la capa borurada de fase-doble en un acero al carbono (Borurado a 900°C con 4 h de tratamiento) causado por rectificado con un disco de corte. 200x.....	99

Figura 4.2. Efecto sobre la morfología de la composición del acero y espesor de la capa borurada. Fuente: (Davis, J. R., 2002).	101
Figura 4.3. Efecto de los elementos de aleación en aceros en el espesor de la capa borurada.	102
Figura 4.4. El efecto del aumento del contenido de aleación y el tiempo de tratamiento en el espesor de capa borurada.	103
Figura 4.5. Diagrama que muestra la influencia del contenido de B₄C del polvo borurante en proporción de la fase FeB en la capa borurada de varios aceros con la técnica de empaquetamiento en polvo a 900°C (1650°F) con 5 horas de tratamiento.	109
Figura 4.6. Efecto de la temperatura y el tiempo de borurización empaquetada en el espesor de la capa de boruro en un acero de medio carbono (Ck45).	110
Figura 4.7. Relación lineal entre el espesor de la capa de boruro y la raíz cuadrada del tiempo para un acero y un hierro puro borurados con pasta (B₄C-Na₂B₄O₇-Na₃AlF₆) a 1000°C (1830°F).	112
Figura 4.8. Microestructura de un recubrimiento de una aleación de acero borocromatitanizado. Fuente: (Davis, J. R., 2002).	117
Figura 4.9. Resistencia al desgaste de varios tratamientos superficiales, incluyendo recubrimientos multicomponenciales, donde: (a) Desgaste de metal a metal (prueba de Faville). Sustrato Acero de medio-carbono (C45). (b) Desgaste abrasivo (prueba de disco de molienda). Sustrato Acero de medio-carbono (C45). Fuente: (Davis, J. R., 2002).	118
Figura 4.10. Efecto de la borurización en la resistencia al desgaste (Ensayo de Faville) de un acero 0.45 % C (C45) borurado a 900°C (1650°F) a 3 horas de tratamiento. Fuente: (Davis, J. R., 2002).	119
Figura 4. 11: Efecto de la composición del acero (valor nominal en wt%) en la resistencia al desgaste bajo un desgaste abrasivo (dv = espesor de capa de boruro). Condiciones de prueba: Probador de molienda DP-U, hoja de SiC 220, tiempo de prueba de 6 min. Fuente: (Davis, J. R., 2002).	120
Figura 4.12. Efecto corrosivo de los ácidos clorhídrico y fosfórico en los aceros borurados y no borurados a 56°C (130°F). (a) Acero al carbono, 0.45 %C (Ck 45). (b) Acero inoxidable austenítico 18Cr-9Ni. Fuente: (Davis, J. R., 2002)	122
Figura 4.13. Pérdida de peso en función del número de ciclos para probetas circulares de acero (3 a 5.5 mm de espesor y 9 a 20 mm de radio) sumergidos en aluminio y zinc fundido. (a) Acero al carbono en aluminio. (b) Acero al carbono en zinc. (c) Acero de alta aleación en zinc. Fuente: (Davis, J. R., 2002).	123
Figura 5.1. Modelo simple del proceso de diseño.	129
Figura 5.2. Los seis pasos en el proceso de diseño.	130
Figura 5.3. Hoja de sierra circular. Patente US 1083645.	133
Figura 5.4. Partes de una sección de una sierra circular.	142

Figura 5.5. Características físicas que contienen las hojas de sierras circulares. .	152
Figura 6.1. Perfil de concentración de boro en la capa Fe ₂ B.....	156
Figura 6.2. Diagrama de fases hierro-boro.....	157
Figura 6.3. Flujo de átomos de boro en la interface.	161
Figura 6.4. Perfil de concentración de boro en la capa Fe ₂ B.....	166
Figura 6.5. Balance de masa en la interfase de crecimiento Fe ₂ B/substrato.....	176
Figura 6.6. Descripción gráfica del método de Newton-Raphson.	181
Figura 6.7. Pendientes relativas respecto a cada temperatura de tratamiento.	183
Figura 7.1. Sección del lingote de acero ASTM A1011 tipo B.....	186
Figura 7.2. Probeta de acero ASTM A1011 tipo B.....	186
Figura 7.3. Dispositivo montador de probetas.	187
Figura 7.4. Pulidora Buehler	187
Figura 7.5. Contenedor para tratamiento de borurización: 1: Tapa del contenedor, 2: Contenedor de acero inoxidable AISI 316 L, 3: Probeta de acero ASTM A1011 tipo B, 4: Agenten borurante (Mezcla de polvo B ₄ C + 4KBF ₄ + 3SiC + 2O ₂).....	188
Figura 7.6. Mufla con atmósfera controlada para tratamiento termoquímico.	190
Figura 7.7. Bosquejo a mano alzada de contenedor hexagonal.....	191
Figura 7.8. Vista frontal e inferior de las dimensiones de la caja hexagonal	193
Figura 7.9. Vista isométrica de la caja hexagonal.	194
Figura 7.10. Vista frontal e inferior de las dimensiones de la tapa hexagonal.....	194
Figura 7.11. Vista isométrica de la caja hexagonal.	195
Figura 7.12. Vista frontal y seccionada del empaquetamiento hexagonal de la sierra circular.....	196
Figura 7.13. Sierra circular de la hoja de acero ASTM A1011 tipo B y el contenedor hexagonal.....	197
Figura 7.14. Corte láser empleado en el corte de la hoja de sierra circular y el contenedor hexagonal.....	198
Figura 7.15. Vista isométrica explosionada del empaquetado donde: 1) Tapa hexagonal, 2) Caja hexagonal, 3) Cubierta de polvo de uso, 4) Hoja de sierra circular, 5) Tornillo de cabeza hexagonal, 6) Tuerca hexagonal de ¼ in, 7) Cubierta de polvo nuevo para borurar.	200
Figura 7.16. Pulidora Phoenix Beta.	202
Figura 7.17. Ataque químico para revelar la fase Fe ₂ B.	203
Figura 7.18. Microscopio metalográfico marca Olympus GX51.	204
Figura 7.19. Difractómetro Inel, modelo EQUINOX 2000.....	205

Figura 7.20. Esquematación del funcionamiento de un difractómetro de rayos X.	206
Figura 7.21. Difractograma del acero borurado ASTM A1011 tipo B.....	206
Figura 7.22. Interferencias de acuerdo al ángulo de desviación (2θ)	207
Figura 7.23. Estructura cristalina tetragonal centrada en el cuerpo de la fase Fe_2B , donde $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$ y $a = b(\neq c)$, con $a = 0.5109nm$ y $c = 0.4249nm$	208
Figura 7.24. Medición de capas boruradas.	209
Figura 8.1. Muestra de hierro con un tiempo de tratamiento de 1h a la temperatura de 1123 K en contacto con potencial químico de boro bajo (ver Tabla 8.1): (a) imagen tomada con un microscopio electrónico de barrido de cristales de B_4C (áreas oscuras) en la superficie del sustrato y cristales acirculares de Fe_2B creciendo sobre la superficie del metal en las zonas de contacto B_4C -metal; (b) detalles del crecimiento de los cristales Fe_2B en (a), después de la remoción de las partículas de carburo de boro.	212
Figura 8.2. Direcciones y planos cristalográficos.	213
Figura 8.3. Proyección de los átomos de hierro Fe sobre el plano perpendicular (001) en el cual un salto atómico de B lleva a cabo en la fase Fe_2B . Los puntos centrales de los átomos eclosionados están en un plano a una distancia de $3c/4$ por encima del plano de proyección; los puntos centrales de los átomos oscuros están en un plano a una distancia de $c/4$ por encima del plano de proyección. Los radios atómicos de Fe han sido tomados igual a la mitad de la distancia más corta en la estructura Fe-Fe: 0.120 nm (por ejemplo, el par de átomos 4-5 en (a)). Los átomos de B no han sido dibujados, pero las proyecciones de los átomos de B coinciden con las cruces que se indican en (a). En (b) se representa la configuración del átomo de Fe alrededor del átomo de B para la fase Fe_2B en el momento de máximo acercamiento durante un salto atómico de B perpendicular a (001): y cuando un átomo de B salta a la fase Fe_2B a lo largo de la dirección cristalográfica [001] cubre una distancia de $c/2 = 0.212$ nm. Este tipo de crecimiento conduce a la formación de una primera capa de cristales orientados de manera diferente.	214
Figura 8.4. Metalografía de una sección transversal de una muestra de hierro puro donde se puede apreciar cavidades en la superficie debido al crecimiento de cristales Fe_2B dentro del sustrato.	215
Figura 8.5. Representación esquemática de las etapas del crecimiento termoquímico de los cristales Fe_2B : etapa 1, crecimiento sobre la superficie del material; etapa 2, crecimiento en el interior del material; etapa 3, el crecimiento profundo conduce a una fuerte orientación preferencial (002).	216
Figura 8.6. Micrografías con la técnica de Microscopía Electrónica de Barrido (SEM) de cristales Fe_2B creciendo en la superficie del metal, donde (a) detenido, o (b) forzado a cambiar de dirección como consecuencia de estar en contacto con cristales adyacentes.....	217
Figura 8.7. Medio borurante en polvo ($B_4C + KBF_4 + SiC$).	219

Figura 8.8. Microfotografía óptica de la sección transversal de una muestra borurada del acero ASTM A1011 tipo B, con un tiempo de tratamiento de durante la temperatura de borurización de 1123 K.	220
Figura 8.9. Microfotografías Ópticas de las secciones transversales de las muestras boruradas del acero ASTM A1011 tipo B, con una temperatura de tratamiento de 1123 K durante diferentes tiempos de exposición: (a) 2 h, (b) 4 h, (c) 6 h y (d) 8 h.	221
Figura 8.10. Microfotografías Ópticas de las secciones transversales de las muestras boruradas del acero ASTM A1011 tipo B, con una temperatura de tratamiento de 1173 K durante diferentes tiempos de exposición: (a) 2 h, (b) 4 h, (c) 6 h y (d) 8 h.	222
Figura 8.11. Microfotografías Ópticas de las secciones transversales de las muestras boruradas del acero ASTM A1011 tipo B, con una temperatura de tratamiento de 1223 K durante diferentes tiempos de exposición: (a) 2 h, (b) 4 h, (c) 6 h y (d) 8 h.	223
Figura 8.12. Microfotografías Ópticas de las secciones transversales de las muestras boruradas del acero ASTM A1011 tipo B, con una temperatura de tratamiento de 1273 K durante diferentes tiempos de exposición: (a) 2 h, (b) 4 h, (c) 6 h y (d) 8 h.	223
Figura 8.13. Microfotografías obtenidas con microscopía electrónica de barrido de las secciones transversales de las muestras boruradas del acero ASTM A1011 tipo B, para una temperatura de tratamiento de 1123 K y tiempos de exposición de 2, 4, 6 y 8 h respectivamente.	225
Figura 8.14. Una micrografía (SEM) de las secciones transversales de la imagen de la micrografía del acero endurecido ASTM A1011 tipo B obtenida a la temperatura de 1123 K con un tiempo de exposición de 8 h, (a) y (b) espectro EDS de la muestra borurada.	227
Figura 8.15. Espesor al cuadrado de la capa borurada Fe_2B (v^2) vs. (t) tiempo de borurización para diferentes temperaturas.	230
Figura 8.16. Relación de Arrhenius para el coeficiente de difusión de boro (D_{Fe_2B}) a través de la capa de Fe_2B	232
Figura 8.17. Relación de Arrhenius para el coeficiente de difusión de boro (D_{Fe_2B}) a través de la capa de Fe_2B	234
Figura 8.18. Principio de indentación del ensayo VDI 3198.	239
Figura 8.19. Ensayo de adhesión sobre el acero borurado ASTM A1011 tipo B.	240
Figura 8.20. Ensayo scratch sobre el acero borurado ASTM A1011 tipo B.	242
Figura 8.21. Ensayo de Pin on Disc.	245
Figura 8.22. Variación del coeficiente de fricción contra la distancia.	246
Figura 8.23. Geometría del dentado propuesto de la sierra circular.	249
Figura 8.24. Hoja de cierra circular.	250

Figura 8.25. Tratamiento termoquímico de borurización de la hoja de sierra circular a la temperatura de 1223 K y un tiempo de tratamiento de 6 h.	250
Figura 8.26. Mallado de la sierra circular del disco (Mesh).....	251
Figura 8.27. Detalle amplificado de la deformación del mallado del diente.....	252
Figura 8.28. Esfuerzo de Von Mises.	253
Figura 8.29. Detalle amplificado de la deformación del mallado del diente endurecido.	254
Figura 8.30. Esfuerzo de Von Mises.	255

Índice de Tablas

Tabla 2.1. Métodos de ingeniería para el endurecimiento superficial de aceros. Fuente: (Elaboración propia).....	21
Tabla 2.2. Características típicas de los tratamientos difusivos. Fuente: (Elaboración propia)	25
Tabla 2.3: Comparación de procesos de endurecimiento por llama e inducción. Fuente: (Elaboración propia)	37
Tabla 2.4: Comparación de los principales procesos de revestimiento por pulverización térmica. Fuente: (Elaboración propia).....	45
Tabla 2.5: Comparación de procesos característicos de PVD, CVD e implantación iónica. Fuente: (Elaboración propia)	52
Tabla 4.1. Dureza superficial típica de aceros borurados comparados con otros tratamientos y materiales duros.....	96
Tabla 4.2: Tratamientos termoquímicos de borurización multicomponental en caja.....	114
Tabla 5.1. La diferencia fundamental entre las sierras de disco.	140
Tabla 5.2. Ángulos de ataque de los dientes comunes sierras de disco.....	146
Tabla 5.3. Geometrías comunes de dientes en sierras de disco.	147
Tabla 5.4. Recomendaciones para elegir sierras de disco, según el material a cortar.....	150
Tabla 7.1. Composición química del acero ASTM A1011 tipo B.....	185

Tabla 7.2. Dimensiones de referencia para el diseño del contenedor.	192
Tabla 8.1. Potenciales químicos de carburo de boro (B_4C).....	210
Tabla 8.2. Espesores de capa obtenidos experimentalmente.	218
Tabla 8.3. El parámetro de crecimiento normalizado al cuadrado y las constantes de crecimiento como una función de la temperatura de borurización.....	231
Tabla 8.4. Muestra un marco de la probeta a la cual se le aplicó la prueba de rayado.	242
Tabla 8.5. Características de la hoja de sierra.....	247

Capítulo 1

Introducción

En la actualidad las exigencias tecnológicas ponen de manifiesto la necesidad de disponer de materiales metálicos con elevadas prestaciones cuando son sometidos a condiciones de servicio críticas, como, por ejemplo, las matrices metálicas empleadas en los procesos metalúrgicos de trabajo en frío y en caliente donde los materiales necesitan alta tenacidad y elevada dureza superficial, especialmente a alta temperatura. Los tratamientos térmicos superficiales generalmente tienen por objeto el endurecimiento de la superficie de los metales y, por consiguiente, el aumento de la resistencia al desgaste, conservando la ductilidad y tenacidad del núcleo [1].

El endurecimiento superficial del acero puede ser conseguido, fundamentalmente mediante dos procedimientos, el primero de ellos se le conoce como tratamiento termoquímico en el cual se modifica la composición química de la superficie mediante la difusión de algún elemento químico como puede ser carbono, nitrógeno, boro, azufre, entre otros; el segundo es conocido simplemente como tratamiento superficial en el cual es modificada sólo la microestructura de la superficie [2]. Los tratamientos más comunes son carburización, nitruración, carbonitruración y borurización o boruración (Davis, J. R., 2002; Sinha, A. K., 1991). Estos procesos

se aplican comúnmente a piezas de acero de bajo carbono para lograr una capa exterior dura, resistente al desgaste reteniendo un núcleo tenaz y dúctil.

Una de las principales razones para endurecer el acero es retardar el desgaste en superficies. El temple superficial se realiza calentando la capa superficial del acero hasta una temperatura superior al punto crítico, para austenitización, y con el enfriamiento posterior a una velocidad superior a la crítica para obtención de la martensita. El objetivo fundamental del temple superficial es aumentar la dureza superficial, la resistencia al desgaste y el límite de fatiga de la pieza que se trata. El núcleo de la pieza se conserva dúctil y tenaz y soporta las cargas de impacto. Los aceros de medio y alto carbono pueden endurecerse en la superficie por endurecimiento mediante flama, por inducción y en electrolito (Davis, J. R., 2002).

En los últimos 10 años se ha fortalecido la investigación básica y aplicada en el endurecimiento superficial de materiales metálicos ya sean aleaciones ferrosas y no ferrosas. El impacto de los tratamientos superficiales en México se refleja en el continuo establecimiento de nuevas industrias, centros tecnológicos y grupos de investigación que tratan de cubrir las necesidades del mercado. El estudio de todos estos procesos ha despertado un enorme interés en los últimos años, tanto a nivel académico como industrial, debido sobre todo al continuo crecimiento de las aplicaciones industriales (Brakman, C. M., Gommers, A. W. J., & Mittemeijer, E. J., 1989; Sinha, A. K., 1991; Stewart, K., 1997; Yoon, J. H., Jee, Y. K. & Lee, S. Y., 1999; Davis, J. R., 2002).

Los sectores que se ven beneficiados se encuentra el manufacturero, mecánico, automotriz, aeronáutico, energético, químico y bioquímico, electrónico, biomédico, entre otros. Con base en esta evidencia en el presente proyecto se propone un método para evitar y/o disminuir el desgaste en una hoja de sierra circular durante el proceso de corte a través, borurización de empaquetamiento en caja. Entre las ventajas de utilizar este método destacan: la posibilidad de controlar las características de la capa (densidad, composición, espesor de capa y dureza) y por lo tanto sus propiedades (Anthymidis, K. G., Stergioudis, E., & Tsipas, D. N., 20; Anthymidis, K. G., Stergioudis, G., & Tsipas, D. N., 2002; Anthymidis, K. G., Zinoviadis, P., Roussos, D. & Tsipas, D. N., 2002; Batsch, K. & Leonhardt, A., 1999; Bourithis, L. & Papadimitriou, G. D., 2003; Bourithis, L., Papaefthymiou, S. & Papadimitriou, G. D., 2002; Brakman, C. M., Gommers, A. W. J., & Mittemeijer, E. J., 1989; Cabeo, E. R., Laudien, G., Biemer, S., Rie, K. T. & Hoppe, S., 1999; Davis, J. A., Wilbur, P. J., Williamson, D. L., Wei, R. & Vajo, J. J., 1998; Gidikova, N., 1999; Keddam, M., Ortiz Domínguez, M., Campos Silva, I. & Martínez Trinidad, J., 20; Kulka M. & Pertek, A., 2003; Kulka, M. & Pertek, A., 2003; Lee, S. Y., Kim, G. S. & Kim, B. S., 2004; Lei, T. C., Jiang, B. L. & Liu, W. 1990).

Como objetivo del trabajo se pretende diseñar y producir recubrimientos funcionales en una hoja de sierra circular (con diseño y manufactura propia) para protección en ambientes altamente exigentes en cortes de perfiles metálicos empleados en diversos procesos industriales a gran escala donde se presenta desgaste en los dientes de este tipo de herramientas. Así mismo se busca evaluar y caracteriza el recubrimiento con base en las variables de proceso, tanto de deposición como en

atmósferas de corte. Se propone depositar sobre la superficie de la hoja de sierra circular de acero ASTM A1011 tipo B una arquitectura de recubrimiento formada por: una capa formada por el tratamiento termoquímico de borurización de empaquetamiento en caja; que estará en contacto con el ambiente de desgaste. La selección del acero ASTM A1011 tipo B, es debido al amplio espectro de propiedades útiles en piezas que son sometidas a esfuerzos a un bajo costo. Al templearlo se logra una gran dureza tanto en la superficie como en el núcleo, teniendo además un comportamiento muy homogéneo, de igual manera también tiene una muy buena resistencia al desgaste. Asimismo, es un acero ampliamente utilizado en la construcción de estructuras metálicas, puentes, torres de energía, torres para la comunicación y edificaciones remachadas, atornilladas o soldadas, herrajes eléctricos y señalización. El recubrimiento será caracterizado por Microscopía Óptica, Microscopía Electrónica de Barrido, EDS, Difracción de Rayos X, Microdureza, Adherencia de capa, Rayado (Scratch), y Pin on Disc (Desgaste).

1.1 Estudio del problema

En la industria, se requieren componentes mecánicos con mayor durabilidad. El impacto de los tratamientos superficiales y capas duras en nuestro país se refleja en el continuo establecimiento de nuevas industrias, centros tecnológicos y grupos de investigación que tratan de cubrir las necesidades del mercado. De tal manera que los retos obligan a desarrollar y a mejorar los procesos de fabricación en distintos ámbitos. Desde una reducción de los costos de fabricación, mayor eficiencia, procesos más sostenibles desde un punto de vista medioambiental,

nuevos materiales con mayores prestaciones, con una disminución del peso y mejores características mecánicas, que, en muchos casos, implica una mayor dificultad en su manufactura, hasta una mejora en la calidad, reducción en tolerancias, y reducción de los tiempos de fabricación.

En el área del corte de acero y metales no ferrosos impone requisitos muy exigentes a la herramienta utilizada, por ejemplo, las sierras de disco. El desarrollo del corte de alta velocidad o de alto rendimiento, necesita de los avances tanto en las máquinas herramienta, como de las propias herramientas: desarrollo de nuevas geometrías, materiales de la herramienta y un gran conocimiento tanto de los materiales a cortar como de otros aspectos relevantes como las condiciones de trabajo, micro-geometría, el estado superficial o el recubrimiento.

El uso de recubrimientos es la mejor alternativa para proteger al sustrato-herramienta frente al desgaste, limitándolo mediante el depósito de materiales cerámicos de baja reactividad con el material a cortar y con el entorno, a las temperaturas de corte. Con los recubrimientos se consiguen mejoras importantes en la vida de las herramientas de corte, así como trabajar en condiciones, que no serían posibles, sin la utilización de los mismos. La búsqueda de nuevos recubrimientos, así como su optimización, se basan en la aplicación concreta, buscando las propiedades más adecuadas: resistencia al desgaste, coeficiente de fricción, dureza, tenacidad, resistencia a la oxidación, etc., para obtener en cada caso, el recubrimiento más óptimo a las condiciones de trabajo. Sin embargo, el recubrimiento no puede considerarse como un factor aislado. Para obtener los

resultados esperados, se deben tener en cuenta otros factores como: propiedades del material del sustrato, tratamiento térmico, estado superficial, micro-geometría de los filos, dientes, etc., de la herramienta a recubrir que junto a los del recubrimiento permitirán conseguir del rendimiento final esperado.

1.2 Propuesta de solución

El presente trabajo de investigación tiene como propósito fortalecer la investigación básica y aplicada en el endurecimiento superficial de una sierra circular para el corte de acero y metales no ferrosos, fabricada de un acero ASTM A1011 Tipo B, a través del tratamiento termoquímico de endurecimiento superficial (borurización de empaquetamiento en caja), lo cual permitirá incrementar las propiedades superficiales mecánicas, físicas y químicas de la sierra circular propuesta. Finalmente, se propone sólo la optimización y automatización del tratamiento termoquímico de borurización, a través de un modelo matemático con dependencia en el tiempo y temperatura que estime el espesor de la capa formada sobre la superficie de la sierra circular.

1.3 Justificación

El endurecimiento superficial de una hoja de sierra circular a través del tratamiento termoquímico de borurización, así como la optimización y automatización de dicho proceso termoquímico están orientados en ayudar a las empresas en la reducción de costos, obteniendo así el mayor beneficio posible usando las hojas de sierra

circular con el mejor desempeño, cuyo uso es fundamental para lograr resultados efectivos. Una hoja de sierra circular sin los parámetros adecuados (diámetro, ancho de corte, número y paso de dientes, tamaño de garganta, ángulo de ataque de los dientes, geometría de los dientes y endurecimiento superficial) genera sobrecostos y resta competitividad y eventualmente afecta la rentabilidad. En la búsqueda de minimizar costos de operación y maximizar el rendimiento de las hojas de sierra circular, el desgaste tiene un papel protagónico. El desgaste es un gran enemigo en muchas de las industrias, pues con su acción tiende a retirar recursos prematuramente. Los ingenieros han comenzado una lucha contra él, a través de hacer análisis técnicos económicos, buscando no ser derrotados y evitando alimentar patios con desechos. El análisis del desgaste es complejo, interviniendo factores como dureza, tenacidad, estructura, composición química, modo y tipo de carga, velocidad, rugosidad de la superficie, distancia recorrida, corrosión presente, etc.

Todo evento que incluya fricción tiene dos efectos negativos, el calor y el desgaste, así pues, las pérdidas de potencia por fricción, el consumo de lubricantes, y eventualmente el reemplazo de componentes desgastados y posteriormente la obsolescencia de máquinas y equipos causan una reducción en la eficiencia de la operación de las líneas de producción. El tratamiento termoquímico que se aplicará en la hoja de sierra circular, es una opción para el endurecimiento superficial de las hojas de sierra circular expuestas a desgaste. La pérdida de componentes por bajo rendimiento representa un problema importante en la industria, por lo que la

viabilidad en sustitución de componentes, o mejora de superficies, representa una opción para el tratamiento de borurización.

La nitruración de baño de sales, la boruración de empaquetamiento en caja y la formación de la película delgada de TiN con técnica de PVD tienen ventajas de simplicidad y economía en comparación con otros procesos de endurecimiento superficial como lo son la cementación, la sulfinización, etc. Por tal motivo es de gran importancia, controlar a los parámetros que intervienen en el proceso de borurización, ya que, de los tres, es el tratamiento que se aplicará a la hoja de sierra circular, debido a las temperaturas y tiempos de tratamiento que afectan el crecimiento de las capas boruradas (FeB y Fe₂B) formadas sobre la superficie, y que están directamente relacionadas con el desgaste de los dientes de la sierra, con el fin de optimizar y automatizar el proceso. Pese a la importancia del proceso de borurización, no se ha hecho una estimación del espesor de las capas boruradas con dependencia en el tiempo sobre el perfil de concentración de boro

$$\left(\partial C_{Fe_2B}(x,t) / \partial t = D_{Fe_2B} \partial^2 C_{Fe_2B}(x,t) / \partial x^2\right).$$

1.4 Objetivos de la tesis

Los objetivos de la tesis son los siguientes:

Objetivo general

Endurecer superficialmente una hoja de sierra circular de acero ASTM A1011 tipo B diseñada y manufacturada, a través de la implementación del tratamiento termoquímico de borurización de empaquetamiento en caja.

Objetivos específicos

- Estudiar los elementos de aleación presentes y la disponibilidad en el mercado nacional del acero seleccionado, para garantizar una reducción de costos en el producto final.
- Diseñar una hoja de sierra circular, a través de la aplicación de las etapas del diseño de ingeniería, para proporcionar soluciones a los problemas de desgaste.
- Analizar el dentado de la geometría del disco diseñado, a través del software CATIA V5, usando el módulo Analysis & Simulation y el submódulo Generative Structural Analysis, para visualizar las deflexiones por la aplicación de carga en las caras de los dientes de la hoja de sierra circular.
- Manufacturar una hoja de sierra circular, a través del corte láser para metal, para garantizar que no se van a generar residuos, ni se alteraran las propiedades naturales del material.

- Manufacturar un contenedor de acero AISI 201, a través de un diseño de caja hexagonal que permita el empaquetamiento de la hoja de sierra circular, para garantizar la aplicación del tratamiento termoquímico de borurización con pasta deshidratada base boro.
- Implementar el tratamiento termoquímico de borurización de empaquetamiento en caja, a través del uso de pasta deshidratada rica en boro, para generar una capa que permita incrementar la dureza gradualmente hacia la superficie de los dientes de la hoja de sierra circular.
- Deducir la primera $(J_{Fe_2B}(x,t) = D_{Fe_2B} \partial C_{Fe_2B}(x,t) / \partial x)$ y segunda ley de Fick $(\partial C_{Fe_2B}(x,t) / \partial t = D_{Fe_2B} \partial^2 C_{Fe_2B}(x,t) / \partial x^2)$, empleando las técnicas de básicas de cálculo diferencial e integral, para emplearse en la ecuación de balance de masa.
- Implementar una ecuación de balance de masa en la interface de crecimiento Fe_2B /substrato, a través de la primera ley de Fick para determinar el parámetro de crecimiento de normalización ϵ de la interfaces de crecimiento Fe_2B /substrato y el coeficiente de difusión del boro de la fase Fe_2B , como función de las temperaturas de tratamiento $D_{Fe_2B} = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$
- Validar los espesores obtenidos por el modelo matemático, mediante la comparación con los espesores de capa borurada obtenidos experimentalmente, para optimizar y automatizar el proceso termoquímico.

1.5 Metodología

La borurización en polvo es un tratamiento termoquímico innovador usado en aceros y aleaciones no ferrosas para modificar las propiedades mecánicas, químicas y físicas en la superficie del sustrato, por la difusión de boro y la generación de una capa de boruros. El estudio de la cinética de crecimiento de capa de boruros en diversas aleaciones comerciales no ha tenido un auge significativo en el país, por lo tanto, es de interés científico y tecnológico implementar este proceso. La evaluación de nuevas tecnologías de tratamientos termoquímicos, las que están en constante innovación, puede hacer favorable su implementación industrial con nuevos beneficios técnicos, ecológicos y económicos. De acuerdo con los objetivos generales y particulares, el presente estudio se realizará en 3 etapas, las cuales se muestran a continuación, asimismo en la Figura 1.1 se muestra un esquema de la metodología.

Etapa 1

- Estudio y selección del material utilizado para el diseño y manufactura de hojas de sierra circular, considerando los elementos de aleación presentes y la disponibilidad en el mercado.
- Diseño mecánico una hoja de sierra circular para una aplicación de corte específica, mediante una metodología de diseño, usando un software de diseño asistido por computadora (CAD).
- Realizar un análisis de elemento finito a la geometría propuesta de la hoja de sierra circular.

Etapa 2

- Aplicación del tratamiento termoquímico de borurización, como tiempos de tratamiento de (2, 4, 6, y 8 h) y temperatura de tratamiento (1123, 1173, 1223 y 1273 K), los cuales inciden drásticamente en la formación de boruros de hierro sobre la superficie del sustrato.
- Preparación metalográfica de las probetas del acero borurado ASTM A1011 tipo B, las probetas endurecidas se montan en dispositivos especiales, los cuales poseen varios objetivos; mejor manipulación, mayor agarre y evitar la formación de caras en la probeta al momento del desbaste. Finalmente se efectúa un ataque químico para revelar la microestructura incluyendo defectos y fases presentes.
- Caracterización físico-química de las capas mediante técnicas de Difracción de Rayos X (XRD por sus siglas en inglés) con el propósito de verificar la presencia de las capas (Fe_2B) formadas sobre la superficie del acero endurecido.
- Medición de la profundidad de los frentes de crecimiento de las capas boruradas formadas en la superficie del acero ASTM A1011 tipo B, para diferentes tiempos y temperaturas de tratamiento, empleando la técnica de Microscopía Óptica de Barrido (SEM por sus siglas en inglés).
- Determinación de las pendientes de crecimiento a partir del gráfico del espesor al cuadrado de la capa borurada en contra del tiempo de tratamiento (v^2 vs. t).

- Validación de ambos modelos de la cinética de crecimiento de la capa borurada en un acero ASTM A1011 tipo B, comparándolos contra resultados experimentales, para optimizar y automatizar el proceso termoquímico.
- Pruebas de adherencia de capa superficial con un durómetro Rockwell-C, para hacer una evaluación cualitativa de la capa en base a la norma VDI 3198.
- Pruebas de rayado (Scratch test) bajo la norma ASTM G171-03 con un equipo CSM tribometer, que determina la fuerza de adhesión y los mecanismos de falla de los recubrimientos cerámicos sobre el metal base. Este tipo de ensayos son comúnmente utilizados para determinar la resistencia al desgaste y protección contra la corrosión.
- Pruebas de desgaste (Pin on disc) bajo la norma ASTM G-99 con un equipo CSM tribometer, que permite determinar el coeficiente de fricción y posteriormente con ayuda de la microscopia electrónica de barrido identificar el mecanismo de desgaste.

Etapas 3

- Evaluación del comportamiento de la sierra circular endurecida por tratamiento termoquímico de borurización, en aplicaciones de corte de perfil de aluminio a través del software CATIA V5, usando el módulo Analysis & Simulation y el submódulo Generative Structural Analysis.

1.6 Organización de la tesis

La presente tesis está organizada de la siguiente forma:

En el Capítulo 1 se describe lo que son los tratamientos termoquímicos, los principales procesos que se realizan para mejorar las propiedades en la superficie, los diversos sustratos utilizados para tales fines, Así como también el estudio del problema, la propuesta de solución, justificación, objetivos y metodología.

En el Capítulo 2, consiste en el estado del arte, se discuten brevemente los métodos de endurecimiento superficial existentes, sus características, sus ventajas y desventajas de cada uno, así como sus aplicaciones, de igual manera se presentan los fundamentos a considerar en los parámetros de diseño y los tratamientos aplicados a las sierras circulares.

En el Capítulo 3 se hace una deducción detallada de la primera¹ y segunda² ley de Fick utilizadas en los mecanismos de difusión.

El Capítulo 4 describe el proceso de borurización, sus ventajas y desventajas, así como su aplicación en la sierra circular.

¹ Relaciona al flujo difusivo con la concentración bajo la suposición de un estado estacionario. Esta ley postula que el flujo va desde una región de alta concentración a las regiones de baja concentración, con una magnitud que es proporcional al gradiente de concentración (derivada espacial), o en términos más simples el concepto de que el soluto se moverá desde una región de alta concentración a una de baja concentración atravesando un gradiente de concentración.

² Predice la forma en que la difusión causa que la concentración cambie con el tiempo.

En el Capítulo 5 se discuten los fundamentos del diseño de sierras circulares, así como su clasificación y principales características.

En el Capítulo 6 se proponen dos modelos de difusión para estimar el crecimiento de la capa Fe_2B en el acero ASTM A1011 tipo B, los cuales se denominan modelo lineal (sin dependencia en el tiempo) y modelo transitorio (con dependencia en el tiempo). Para su resolución, se propone una ecuación de balance de masa en la interface de crecimiento Fe_2B /sustrato considerando la diferencia entre el flujo de entrada y flujo de salida.

En el Capítulo 7, se relata la parte experimental, en el cual se habla de la caracterización de las probetas, el contenedor donde se lleva a cabo el tratamiento y la mezcla de boro empleada, y los parámetros utilizados en el tratamiento.

Finalmente en el Capítulo 8 se presentan los resultados obtenidos a partir de la caracterización que se realizó a las probetas después del tratamiento termoquímico de borurización. Las pruebas de caracterización que se realizaron fueron, microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido, para poder visualizar el aspecto de la capa formada en la superficie del sustrato y determinar el espesor de la capa obtenida con base en los parámetros utilizados en el experimento y realizar una estimación del espesor de la capa borurada. Se presentan, asimismo, resultados de difracción de rayos X para la identificación de la fase formada, de rayado (Scratch test) para determinar los mecanismos de falla de los recubrimientos cerámicos sobre el metal base, de desgaste (Pin on disc) que permite determinar el coeficiente de fricción y el análisis preliminar del dentado de la geometría del disco

mediante el software CATIA V5, usando el módulo Analysis & Simulation y el submódulo Generative Structural Analysis, que permite determinar el esfuerzo de Von Mises, así como su factor de seguridad.

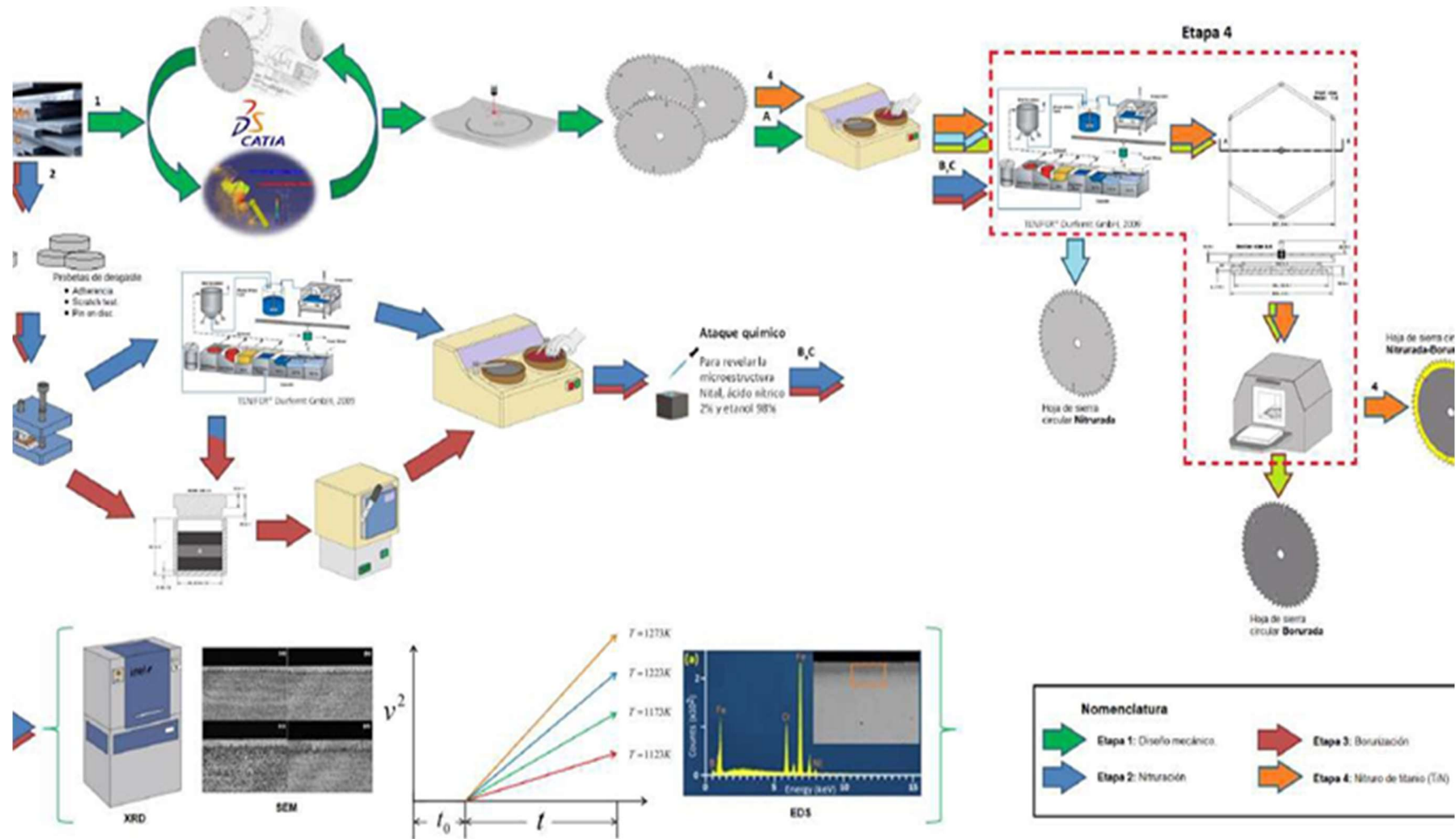


Figura 1.1: Metodología de investigación. Fuente: (Elaboración propia.)

Capítulo 2

Estudio del estado del arte

En este capítulo se hace una discusión sobre los trabajos de investigación que sirven como plataforma de esta tesis. Están organizados de acuerdo al área de estudio que les corresponde, las cuales, se pueden ver en la Figura 2.1. El capítulo está organizado de la siguiente forma: Inicialmente, en la Sección 2.1 a la 2.4 se presenta un panorama general de los tipos de endurecimiento superficial existentes, sus características, ventajas y desventajas de cada uno de los procesos, así como también sus aplicaciones. En la Sección 2.5 se hace mención de las consideraciones principales para la selección más apropiada de un proceso de endurecimiento superficial. Posteriormente la Sección 2.6 hace referencia a una comparación de los procesos mencionados en las secciones anteriores. Los fundamentos acerca de las hojas de sierra circulares, sus características, sus parámetros principales y los tipos de sierras circulares existentes en el mercado se presentan en la Sección 2.7.

2.1 Endurecimiento superficial

En la actualidad y debido al creciente desarrollo tecnológico es necesario disponer de materiales metálicos con características específicas las cuales deben de mantenerse en condiciones de servicio críticas, por ejemplo, las matrices metálicas que se usan en los diferentes procesos metalúrgicos de trabajo en frío y en caliente,

las cuales dadas las condiciones de trabajo necesitan de una alta tenacidad y elevada dureza superficial.

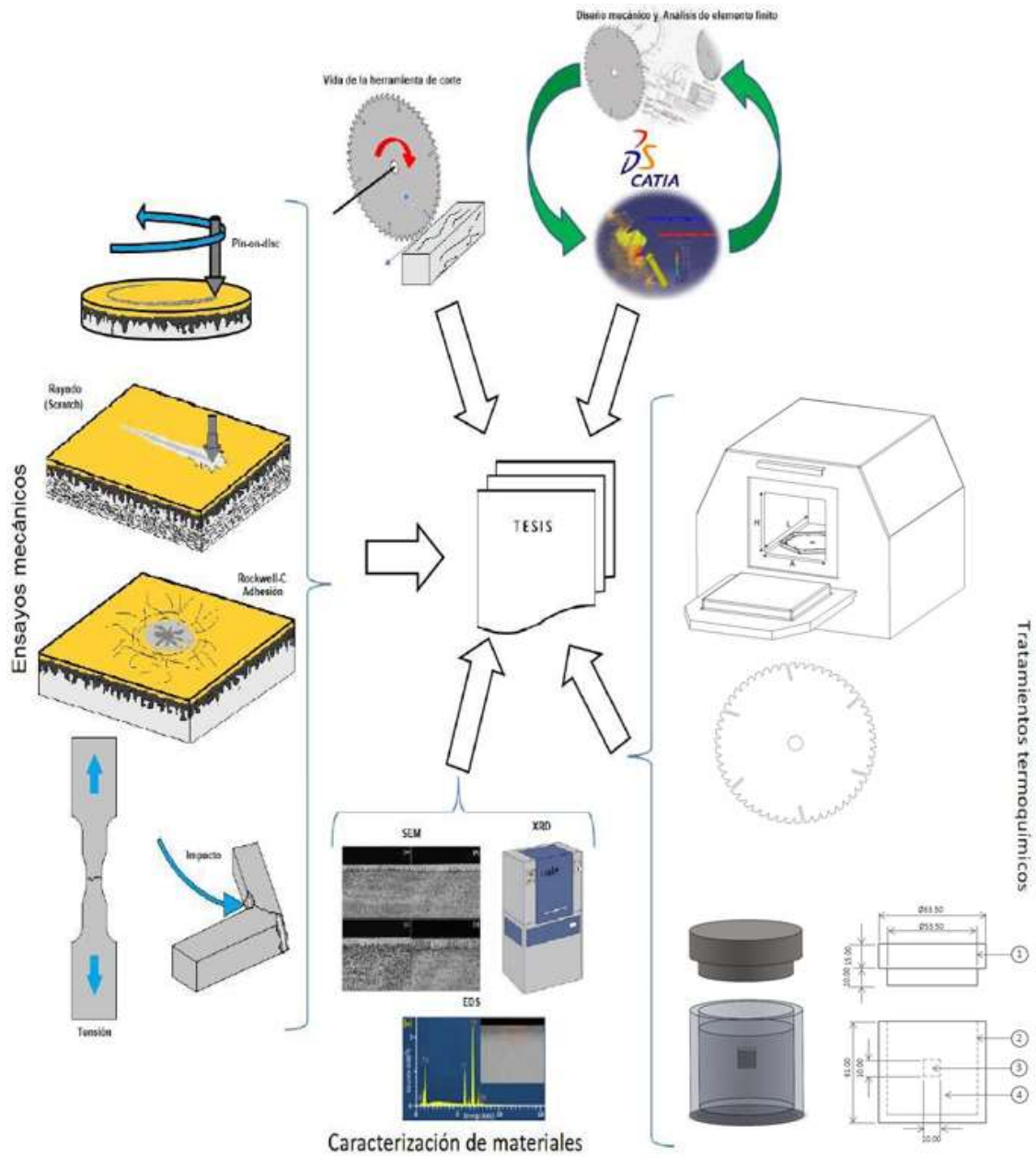


Figura 2.1: Áreas de investigación contempladas en la tesis. Fuente: (Elaboración propia)

El endurecimiento superficial, un proceso que incluye una amplia variedad de técnicas como se muestra en la Tabla 2.1, se utiliza para mejorar la resistencia al desgaste de las piezas sin afectar el interior más suave y resistente de la pieza. Esta combinación de superficie dura y resistencia a la rotura en caso de impacto es útil en piezas como un engranaje de leva o anillo que debe tener una superficie muy dura para resistir el desgaste, junto con un interior duro para resistir el impacto que ocurre durante la operación. Además, el endurecimiento de la superficie del acero tiene una ventaja sobre el templeado, porque es menos caro en aceros de bajo-medio carbono los cuales pueden ser endurecidos superficialmente sin los problemas de distorsión y del agrietamiento asociado con el templeado de secciones gruesas (Davis, J. R., 2002; Davis, J. R., & Sinha, A. K., 2002).

Existen tres enfoques claramente diferentes para los diversos métodos de endurecimiento de superficies (ver Tabla 2.1):

Métodos de difusión termoquímica

Son aquellos que modifican la composición química de la superficie con especies endurecedoras como carbono, nitrógeno y boro. Los métodos de difusión permiten el endurecimiento efectivo de toda la superficie de una pieza y se utilizan generalmente cuando un gran número de piezas se van a endurecer superficialmente. Los tratamientos más comunes en la industria son carburización, nitruración, carbonitruración y borurización (Davis, J. R., 2002; Davis, J. R., & Sinha, A. K., 2002).

Métodos energéticos o térmicos aplicados. - Son los que no modifican la composición química de la superficie, sino que mejoran sus propiedades alterando la metalurgia superficial, es decir, producen una superficie templada dura sin especies de aleación adicionales. Recubrimientos de superficie o métodos de modificación de superficies. - Son aquellos que impliquen la acumulación intencional de una nueva capa sobre el sustrato de acero o, en el caso de la implantación iónica, alteren la composición química del sub-superficial.

Cada uno de estos enfoques para el endurecimiento de superficies se examina brevemente en este capítulo, haciendo hincapié en las comparaciones de procesos para facilitar la selección de procesos. En los capítulos siguientes se ofrece información más detallada sobre el método que será utilizado en esta tesis.

Tabla 2.1. Métodos de ingeniería para el endurecimiento superficial de aceros.
Fuente: (Elaboración propia)

Métodos de difusión	Métodos de energía aplicada	Modificación superficial y recubrimiento
- Carburizado.	- Endurecimiento por flama.	- Cromado duro.
- Nitruado.	- Endurecimiento por inducción.	- Niquelado electrolítico.
- Carbonitrurado.	- Endurecimiento por rayo láser.	- Pulverización térmica.
- Nitrocarburizado.	- Endurecimiento por haz de electrones.	- Soldadura dura.
- Borurizado.		- Deposición química de vapor.
- Proceso de difusión térmica.		- Deposición física de vapor.
		- Implantación iónica.
		- Procesamiento de superficie con láser.

2.2 Métodos de difusión o tratamientos termoquímicos

Como se mencionó anteriormente, el endurecimiento de superficie por difusión implica la modificación química de una superficie. El proceso básico utilizado es termoquímico, ya que se necesita algo de calor para mejorar la difusión de las especies de endurecimiento en las regiones de superficie de una pieza. La profundidad de difusión presenta una dependencia tiempo-temperatura tal que:

$$\textit{Profundidad} = k (\textit{tiempo})^{1/2}$$

donde la constante de difusividad k , depende de la temperatura, la composición química del acero y el gradiente de concentración de una especie de endurecimiento dada. En términos de temperatura, la constante de difusividad aumenta exponencialmente en función de la temperatura absoluta. Los gradientes de concentración dependen de la cinética de la superficie y de las reacciones de un proceso particular. Los métodos de endurecimiento por difusión incluyen varias variaciones de especies endurecedoras (como carbono, nitrógeno o boro) y del método de proceso utilizado para manejar y transportar las especies de endurecimiento a la superficie de la pieza. Los métodos de proceso de exposición implican el manejo de especies endurecedoras en forma de gas, líquido o iones. Estas variaciones de proceso producen naturalmente diferencias típicas en la profundidad y dureza (ver Tabla 2.2).

Los factores que influyen en la idoneidad de un método de difusión en particular son el tipo de acero, la dureza y la profundidad del recubrimiento deseado. También es importante distinguir entre la profundidad total y la profundidad efectiva del recubrimiento. La profundidad efectiva suele ser de aproximadamente dos tercios a tres cuartos de la profundidad total del recubrimiento. La profundidad efectiva requerida debe especificarse de manera que el tratamiento térmico pueda procesar las piezas en el momento correcto a la temperatura adecuada.

2.2.1. Carburación

Carburación es la adición de carbono en la superficie de los aceros de bajo carbono a temperaturas generalmente entre 850 y 950°C, (1560 y 1740°F) en la que la austenita, con su alta solubilidad para el carbono, es la estructura cristalina estable. El endurecimiento del componente se logra quitando la pieza y templando o permitiendo que la pieza se enfríe lentamente y luego recalentando a la temperatura de austenización para mantener la propiedad de superficie muy dura. En el temple, un buen recubrimiento martensítico de alto carbono resistente al desgaste y la fatiga se superpone a un núcleo de acero duro y de bajo carbono. Los aceros carburizados utilizados en el cementado suelen tener un contenido de carbono básico de aproximadamente 0.2 % en peso, siendo el contenido de carbono de la capa carburada fijado entre 0.8 y 1.0 % en peso. Los métodos de carburación incluyen carburación en gas, carburación en vacío, carburación en plasma (ion), carburación en baño de sal, y carburación de empaquetamiento en caja. La gran mayoría de las piezas carburadas se procesan mediante carburación de gas, utilizando gas natural,

propano o butano. La carburación por vacío y plasma es útil debido a la ausencia de oxígeno en la atmósfera del horno. La carburación de baño de sales y de empaquetamiento en caja tiene poca importancia comercial, pero todavía se hacen ocasionalmente.

Carburación en gas

La carburación de gas se puede ejecutar como un lote o un proceso continuo. Las atmósferas del horno consisten en un gas portador y un gas enriquecedor. El gas portador se suministra a un alto caudal para garantizar una presión positiva del horno, minimizando la entrada de aire en el horno. El tipo de gas portador afecta la tasa de carburación. La carburación por metano es más lenta que por la descomposición del monóxido de carbono (CO). El gas de enriquecimiento proporciona la fuente de carbono y se suministra a un ritmo necesario para satisfacer la demanda de carbono de la carga de trabajo. La mayor parte de la carburación de gas se realiza en condiciones de potencial de carbono controlado mediante la medición del contenido de CO y dióxido de carbono (CO₂). El objetivo del control es mantener un potencial de carbono constante, igualando la pérdida de carbono en la pieza de trabajo con el suministro de gas de enriquecimiento. El proceso de carburación es complejo, y un modelo completo de carburación requiere algoritmos que describen los diversos pasos en el proceso, incluyendo la difusión de carbono, cinética de la reacción superficial, cinética de la reacción entre el endogas y el gas de enriquecimiento, purga (para procesos por lotes), y el sistema de control atmosférico.

Tabla 2.2. Características típicas de los tratamientos difusivos. Fuente: (Elaboración propia)

Proceso	Naturaleza de recubrimiento	Temperatura de proceso °C (°F)	Profundidad típica de recubrimiento	Dureza HRC	Metal base típico	Características del proceso
Carburización						
Empaquetamiento	Carbono difundido	815-1090 (1500-2000)	125µm-1.5mm (5-60 mils)	50-63(a)	Acero de bajo-carbono, acero aleado de bajo-carbono.	Bajo costo de equipo, difícil de controlar la profundidad de la capa con precisión
Gaseosa	Carbono difundido	815-980 (1500-1800)	75µm-1.5mm (3-60 mils)	50-63(a)	Acero de bajo-carbono, acero aleado de bajo-carbono.	Buen control de la profundidad de la capa, adecuado para un funcionamiento continuo, se requieren buen control de gas, puede ser peligroso
Líquida	Carbono difundido y posibilidad de nitrógeno	815-980 (1500-1800)	50µm-1.5mm (2-60 mils)	50-65(a)	Acero de bajo-carbono, acero aleado de bajo-carbono.	Más rápido que los procesos de empaquetamiento y gas, puede plantear problemas de eliminación de sal, los baños de sal requieren mantenimiento frecuente
Vacío	Carbono difundido	815-1090 (1500-2000)	75µm-1.5mm (3-60 mils)	50-63(a)	Acero de bajo-carbono, acero aleado de bajo-carbono.	Excelente control de proceso, partes brillantes, más rápido que la carburación de gas, equipo de alta costo
Nitruración						

Gaseosa	Nitrógeno difundido, compuestos de nitrógeno	480-590 (900-1100)	125µm- 0.75mm (5-30 mils)	50- 70(a)	Acero aleado, aceros nitrurados, aceros inoxidables.	Recubrimiento más duro para aceros de nitruración, no se requiere temple, baja distorsión, el proceso es lento, generalmente es un proceso por lotes
Sales	Nitrógeno difundido, compuestos de nitrógeno	510-565 (950-1050)	2.5µm- 0.75mm (0.1- 30 mils)	50- 70(a)	Metales muy ferrosos incluyendo fundición de hierro.	Normalmente se usa para recubrimientos duros delgados <25 µm (1 mil), sin capa blanca, la mayoría son procesos patentados
Iónica	Nitrógeno difundido, compuestos de nitrógeno	340-565 (650-1050)	75µm-0.75mm (3-30 mils)	50-70	Acero aleado, aceros nitrurados, aceros inoxidables	Más rápido que la nitruración de gas, sin capa blanca, altos costos de equipo, control de recubrimiento cerrado
Carbonitruración						
Gaseosa	Carbono y nitrógeno difundido	760-870 (1400-1600)	75µm-0.75mm (3-30 mils)	50- 65(a)	Acero de bajo-carbono, Acero aleado de bajo-carbono, acero inoxidable	Temperatura inferior a la de carburación (menos distorsión), recubrimiento ligeramente más duro que la carburación, control de gas crítico
Líquida (cianuración)	Carbono y nitrógeno difundido	760-870 (1400-1600)	2.5-125µm (0.1-5 mils)	50- 65(a)	Acero de bajo-carbono	Bueno para recubrimientos delgados en partes no críticas, proceso por lotes, problemas de eliminación de sal
Nitrocarburación ferrítica	Carbono y nitrógeno difundido	565-675 (1050-1250)	2.5-25µm (0.1-1 mils)	40- 60(a)	Acero de bajo-carbono	Proceso de baja distorsión para recubrimiento delgado en aceros con bajo contenido de carbono, la

						mayoría de los procesos son patentados
Otros						
Boruración	Boro difundido, compuesto de boro	400-1150 (750-2100)	12.5-50µm (0.5-2 mils)	40->70	Acero aleado, acero herramienta, aleaciones de cobalto y níquel	Produce una capa compuesta dura, aplicada principalmente sobre aceros herramienta endurecidos, la alta temperatura del proceso puede causar distorsión
Procesos de difusión térmica	Capas de carburo difundidas a través del procesamiento de baño en sal	800-1250 (1475-2285)	2-20µm (0.08-0.8 mils)	>70	Acero de bajo-carbono	Produce una capa compuesta dura, aplicada principalmente sobre aceros herramienta endurecidos, la alta temperatura del proceso puede causar distorsión

Carburación en vacío

Es un proceso de carburación de tipo de impulso no equilibrado en que la austenización tiene lugar en un vacío en bruto, seguido de la carburación en una presión parcial de gas hidrocarburo, difusión en un vacío en bruto, y luego templado en cualquier aceite o gas. La carburación en vacío ofrece las ventajas de una excelente uniformidad y reproducibilidad debido a la mejora del control del proceso con hornos de vacío, la mejora de las propiedades mecánicas debido a la falta de oxidación intergranular y la reducción del tiempo de ciclo. Las desventajas de la carburación en vacío están principalmente relacionadas con los costes de equipo y rendimiento.

Carburación por plasma (ion)

Este método de carburación es básicamente un proceso de vacío que utiliza tecnología de descarga luminosa para introducir iones portadores de carbono en la superficie de acero para su posterior difusión. Este proceso es eficaz para aumentar las tasas de carburación, ya que el proceso pasa por alto varios pasos de disociación que producen carbono soluble activo. Por ejemplo, debido al efecto ionizante de los plasmas, el carbono activo para la adsorción puede formarse directamente a partir del gas metano (CH_4). Las altas temperaturas se pueden utilizar en la carburación en plasma, ya que el proceso se lleva a cabo en un vacío sin oxígeno, produciendo así una mayor profundidad de capa carburizada que en la carburación en gas atmosférico y en vacío.

Carburación líquida o baño de sales

Es un método de cementación de acero en un baño de sal fundida que contiene los productos químicos necesarios para producir una capa comparable con una resultante de la carburación en gas o de empaquetamiento en caja. La carburación en baños de sal líquida proporciona un método conveniente de cementado, con baja distorsión y considerable flexibilidad y uniformidad de control de la capa. Sin embargo, el gasto y los problemas ambientales asociados con la eliminación de los baños de sal, en particular los que contienen cianuro, han limitado el uso de este proceso, aunque se han desarrollado sales no cianuradas.

Carburación de empaquetamiento en caja

Es el proceso de carburación más antiguo. En este método de cementado, las piezas se envasan en una mezcla de coque y carbón vegetal con activadores y luego se calientan en un recipiente cerrado. Aunque se trata de un proceso intensivo en mano de obra, la carburación de empaquetamiento en caja se sigue practicando en algunas salas de herramientas, porque los requisitos de las instalaciones son mínimos.

2.2.2. Nitruración

El nitrurado es un proceso similar a la carburación, en el que el nitrógeno se difunde en la superficie de un producto ferroso para producir una capa dura. A diferencia de la carburación, el nitrógeno se introduce entre 500 y 550°C (930 y 1020°F), que está por debajo de la temperatura de formación de austenita (Ac1) para los aceros ferríticos, y el temple no es necesario. Como resultado de no austenización y temple para formar martensita, en la nitruración la distorsión resulta mínima y un control excelente. Los diversos procesos de nitruración se muestran en la Tabla 2.2, e incluyen nitruración en gas, nitruración líquida, y nitruración en plasma (ion).

Nitruración en gas

Es un proceso de cementado que tiene lugar en presencia de gas amoníaco. Se puede utilizar un proceso de una o dos etapas cuando se nitrura con amoníaco anhídrido. El proceso de una sola etapa, en el que se utiliza una temperatura de 495 a 525°C (925 a 975°F), produce la zona compuesta rica en nitrógeno frágil conocida como capa de nitruro blanco en la superficie del recubrimiento nitrurado. El proceso de doble etapa, o proceso de Floe, tiene la ventaja de reducir el espesor de la capa de nitruro blanco. Después de la primera etapa, se añade una segunda etapa, ya sea continuando con la temperatura de la primera etapa o aumentando la temperatura a 550 a 565°C (1025 a 1050°F). El uso de la segunda etapa de temperatura más alta reduce la dureza del recubrimiento y aumenta la profundidad del mismo.

Nitruración líquida

Es también conocida como (nitruración en un baño de sal fundida), utiliza temperaturas similares a las utilizadas en la nitruración en gas y un medio de cementado en baño de sal fundida, con nitrógeno, que contiene cianuros o cianatos. Similar a la carburación en baño de sal, la nitruración líquida tiene la ventaja de procesar piezas acabadas porque la estabilidad dimensional se puede mantener debido a las temperaturas sub-críticas utilizadas en el proceso. Además, a las temperaturas más bajas de nitruración, el nitrurado líquido añade más nitrógeno y menos carbono a los materiales ferrosos que el obtenido con tratamientos de alta temperatura porque la ferrita tiene una solubilidad mucho mayor para el nitrógeno (0.4 % máx.) que el carbono (0.02 % máx.).

Nitruración por plasma (ion)

Es un método de endurecimiento superficial empleando tecnología de descarga luminosa para introducir nitrógeno naciente (elemental) en la superficie de una pieza metálica para su posterior difusión en el material. El proceso es similar a la carburación de plasma en que un plasma se forma en un vacío utilizando energía eléctrica de alto voltaje, y los iones de nitrógeno se aceleran hacia la pieza de trabajo. El bombardeo iónico calienta la pieza, limpia la superficie y proporciona nitrógeno activo. El proceso proporciona un mejor control del recubrimiento químico, uniformidad de recubrimiento y baja distorsión en la pieza en comparación con la nitruración en gas.

2.2.3. Carbonitruración y nitrocarburation ferrítica

Carbonitruración

En este proceso se introduce tanto carbono como nitrógeno en la austenita del acero. El proceso es similar a la carburación en que la composición austenítica es mejorada y la alta dureza de la superficie se produce por temple para formar martensita. Este proceso es una forma modificada de carburación en gas en la que se introduce amoníaco en la atmósfera de carburación de gas. Como en la nitruración en gas, el nitrógeno elemental se forma en la superficie de la pieza de trabajo y se difunde junto con el carbono en el acero. Típicamente, la carbonitruración tiene lugar a una temperatura más baja y un tiempo de tratamiento más corto que la carburación en gas, produciendo un recubrimiento menos profundo. Los aceros con un contenido de carbono de hasta el 0,2 % son comúnmente carbonitrurados.

Nitrocarburation ferrítica

Es un proceso subcrítico de tratamiento térmico, realizado por líquido, técnicas gaseosas o plasmáticas, e implica la difusión de carbono y nitrógeno en la fase ferrítica. El proceso resulta en la formación de una fina capa blanca o capa compuesta con una zona de difusión subyacente de nitrógeno disuelto en hierro, o nitruros de aleación. La capa blanca mejora la resistencia de la superficie al desgaste y la zona de difusión aumenta el límite de resistencia a la fatiga, especialmente en aceros al carbono y de baja aleación. Se pueden tratar aceros

aleados, hierro fundido y algunos aceros inoxidable. El proceso se utiliza para producir una capa delgada y dura, normalmente de menos de 25 μm (1 mil) de espesor, en aceros de bajo carbono en forma de piezas de chapa metálica, piezas metalúrgicas en polvo, pequeños piñones de eje, etc.

2.2.4. Borurización

El borurado, o borurizado, es un proceso termoquímico de endurecimiento superficial que se puede aplicar a una amplia variedad de materiales ferrosos, no ferrosos y cermet. El proceso de borurización de empaquetamiento en caja es similar a la carburación en caja, con las partes a recubrir que se envasa con un compuesto que contiene boro como polvo de boro o ferrobore. Se añaden activadores como compuestos de cloro y flúor para mejorar la producción del gas rico en boro en la superficie de la pieza. El procesamiento de aceros para herramientas de alta velocidad que fueron previamente templados se realiza a 540°C (1000°F). El borurizar a temperaturas más altas hasta 1090°C (2000°F) hace que aumenten las tasas de difusión, reduciendo así el tiempo de proceso. El recubrimiento de boro no tiene que ser templado para obtener su alta dureza, pero los aceros herramienta procesados en el rango de la temperatura de austenización necesitan ser templados a la temperatura del revestimiento para endurecer el sustrato. El borurizado se aplica con mayor frecuencia a los aceros para herramientas u otros sustratos que ya están endurecidos por el tratamiento térmico. Las superficies de boruro delgadas (12 a 15 μm , o 0.48 a 0.6 mil) proporcionan una mayor dureza, mejorando la vida útil del desgaste. La distorsión de las altas temperaturas de procesamiento es un problema importante para revestimientos

borurizados (Anthymidis, K. G., Stergioudis, E., & Tsipas, D. N., 20; Anthymidis, K. G., Stergioudis, G., & Tsipas, D. N., 2002; Anthymidis, K. G., Zinoviadis, P., Roussos, D. & Tsipas, D. N., 2002; Batsch, K. & Leonhardt, A., 1999; Bourithis, L. & Papadimitriou, G. D., 2003; Bourithis, L., Papaefthymiou, S. & Papadimitriou, G. D., 2002; Brakman, C. M., Gommers, A. W. J., & Mittemeijer, E. J., 1989; Cabeo, E. R., Laudien, G., Biemer, S., Rie, K. T. & Hoppe, S., 1999; Davis, J. A., Wilbur, P. J., Williamson, D. L., Wei, R. & Vajo, J. J., 1998; Gidikova, N., 1999; Keddani, M., Ortiz Domínguez, M., Campos Silva, I. & Martínez Trinidad, J., 20; Kulka M. & Pertek, A., 2003; Kulka, M. & Pertek, A., 2003; Lee, S. Y., Kim, G. S. & Kim, B. S., 2004; Lei, T. C., Jiang, B. L. & Liu, W. 1990).

Las piezas terminadas que son capaces de tolerar unas milésimas de pulgada (75 μm) de distorsión son más adecuadas para esta secuencia de proceso, porque el delgado revestimiento no puede ser acabado de tierra. En el Capítulo 4 del presente trabajo se describe a detalle el proceso de borurización.

2.2.5. Procesos de difusión térmica

El proceso de difusión térmica (TD por sus siglas en inglés) es un método de recubrimiento de aceros con una capa dura y resistente de carburos, nitruros o carbonitruros. En el proceso TD, el carbono y el nitrógeno en el sustrato de acero se difunden en una capa depositada con un elemento formador de carburo o nitruro, como vanadio, niobio, tantalio, cromo, molibdeno o tungsteno. El carbono difundido

o nitrógeno reacciona con los elementos formadores de carburo y nitruro en el recubrimiento depositado para formar una capa de carburo o nitruro densa y metalúrgicamente unida en la superficie del sustrato. Los revestimientos de una aleación dura de carburo, nitruro y carbonitruro en el método TD se pueden aplicar a los aceros por medio de procesamiento de baño de sales o lechos fluidizados. El método de baño de sales utiliza bórax fundido con la adición de elementos formadores de carburos, tales como vanadio, niobio, titanio o cromo, que se combinan con el carbono del acero del sustrato para producir capas de aleación de carburos. Debido a que el crecimiento de las capas depende de la difusión de carbono, el proceso requiere una temperatura relativamente alta, de 800 a 1250°C (1470 a 2280°F), para mantener las tasas de recubrimiento adecuadas. Los espesores de los recubrimientos de carburo de 4 a 7 μm se producen en 10 min a 8 h, dependiendo de la temperatura del baño y el tipo de acero. Los aceros recubiertos pueden ser enfriados y recalentados para su endurecimiento, o la temperatura del baño puede ser seleccionada para corresponder a la temperatura de austenización del acero, permitiendo que el acero sea templado directamente después del recubrimiento.

2.3. Endurecimiento superficial mediante energía aplicada

Endurecimiento por flama

Consiste en austenitizar la superficie del acero calentándola con una antorcha de oxiacetileno u oxihidrógeno y templando inmediatamente con agua. Después del

temple, la microestructura de la superficie consiste en una capa dura de martensita sobre un núcleo interior de menor resistencia de otras morfologías de acero, como lo es la ferrita y la perlita. Un requisito previo para el correcto endurecimiento por llama es que el acero debe tener el carbono adecuado y otras adiciones de aleación para producir la dureza deseada, porque no hay cambio en la composición. El equipo de endurecimiento por llama utiliza el impacto directo de una llama de alta temperatura o de una alta velocidad de combustión de producto de gases para austenizar la superficie del componente y enfriar rápidamente la superficie más rápido que la tasa de enfriamiento crítico para producir martensita en el acero. Esto es necesario porque la capacidad de endurecimiento del componente se fija por la composición original del acero. Por lo tanto, el diseño del equipo es fundamental para el éxito de la operación. El equipo de calentamiento de llama puede ser una sola antorcha con una cabeza especialmente diseñada o un aparato elaborado que automáticamente indexa, calienta y apaga partes. Con mejoras en el equipo de mezcla de gas, medición y control de temperatura infrarroja, y el diseño de la instalación de quemadores, el endurecimiento de llama se ha aceptado como un proceso de tratamiento térmico fiable que se adapta al endurecimiento superficial general o localizado para requisitos de producción pequeños o de medianos a altos.

Calentamiento por inducción

Es un método de calentamiento extremadamente versátil que puede realizar un endurecimiento uniforme de la superficie, endurecimiento localizado de la superficie, a través del endurecimiento, y el templado de piezas endurecidas. El calentamiento

se logra colocando una pieza de acero en el campo magnético generado por la corriente alterna de alta frecuencia que pasa a través de un inductor, generalmente una bobina de cobre refrigerada por agua. La profundidad de calentamiento producida por inducción está relacionada con la frecuencia de la corriente alterna: cuanto más alta es la frecuencia, más delgado o más superficial es el calentamiento. Por lo tanto, profundidades más profundas e incluso a través del endurecimiento se producen mediante el uso de frecuencias más bajas. Las consideraciones eléctricas involucran los fenómenos de histéresis y corrientes turbulentas. Debido a que el calor secundario y radiante están calcinados, el proceso es adecuado para áreas de línea de producción. En la Tabla 2.3 se comparan los procesos de endurecimiento por llama y por inducción.

Tabla 2.3: Comparación de procesos de endurecimiento por llama e inducción.
Fuente: (Elaboración propia)

Características	Llama	Inducción
Equipamiento	Antorcha de oxicombustible, sistema especial de enfriamiento de la cabeza.	Fuente de alimentación, inductor, sistema de enfriamiento
Materia aplicable	Aleaciones ferrosas, aceros al carbono, aceros aleados, fundiciones de hierro	Igual
Velocidad de calentamiento	Pocos segundos a pocos minutos	1-105
Profundidad de endurecimiento	1.2-6.2 mm (0.050-0.250 in.)	0.4-1.5 mm (0.015-0.060 in.); 0.1 mm (0.004 in.) par impulso
Procesamiento	Una parte a la vez	Igual
Tamaño de pieza	No limitada	Debe caber en la bobina
Revenido	Requerido	Igual
Puede ser automatizado	Si	Si

Habilidades del operador	Habilidad significativa requerida	Se requiere poca habilidad después de la configuración.
Control de proceso	Atención requerida	Muy preciso
Comodidad del operador	Cliente requiere protección para los ojos	Se puede realizar con traje
Costo equipo por pieza	Bajo	Alto
	Mejor para trabajos grandes	Mejor para trabajos pequeños

Tratamiento térmico de superficie láser

Es ampliamente utilizado para endurecer áreas localizadas de componentes de máquinas de acero y fundición de hierro. El calor generado por la absorción de la luz láser se controla para evitar la fusión y por lo tanto se utiliza en la austenitización selectiva de las regiones de superficie locales, que se transforman en martensita como resultado de la refrigeración rápida (auto-temple) por la conducción del calor en la mayor parte de la pieza. Este proceso a veces se conoce como endurecimiento de transformación láser para diferenciarlo de los fenómenos de fusión de superficie láser. No hay ningún cambio químico producido por el endurecimiento de transformación láser, y el proceso, similar a la inducción y el endurecimiento en llama, proporciona una técnica eficaz para endurecer materiales ferrosos selectivamente.

El proceso produce profundidades de recubrimiento típicas para acero que van de 0.75 a 1.3 mm (0.030 a 0.050 in), dependiendo del rango de potencia láser, y valores de dureza tan altos como 60 HRC. El procesamiento láser tiene ventajas sobre el

endurecimiento por haz de electrones en que el endurecimiento con láser no requiere vacío, son posibles perfiles de endurecimiento más amplios, y puede haber mayor accesibilidad para obtener áreas con la flexibilidad de la manipulación óptica de la energía de la luz.

Endurecimiento por haz de electrones

En el endurecimiento por haz de electrones, la superficie del acero endurecibles se calienta rápidamente a la temperatura austenificante, generalmente con un haz de electrones desenfocado para evitar la fusión. La masa de la pieza conduce el calor lejos de la superficie tratada a un ritmo lo suficientemente rápido como para producir endurecimiento. Los materiales para la aplicación del endurecimiento con haz de electrones deben contener suficiente contenido de carbono y aleación para producir martensita. Con el rápido calentamiento asociado a este proceso, el contenido de carbono y aleación debe estar en una forma que permita rápidamente la solución sólida completa en la austenita a las temperaturas producidas por el haz de electrones. Además, la masa de la pieza de trabajo debe ser suficiente para permitir un enfriamiento adecuado; por ejemplo, el espesor de la pieza debe ser al menos diez veces la profundidad de endurecimiento, y las zonas endurecidas deben estar adecuadamente espaciadas para evitar el temple de áreas previamente endurecidas (Budinski, K. G., 1988; Davis, J. R., 2001; Davis, J. R., 2002; del Castillo, R. F., 2007).

Para producir un haz de electrones, se requiere un alto vacío de 10^{-3} Pa (10^{-5} torr) en la región donde se emiten y aceleran los electrones. Este ambiente de vacío protege al emisor de la oxidación y evita la dispersión de los electrones mientras todavía están viajando a una velocidad relativamente baja. El endurecimiento con haz de electrones en unidades de vacío duro requiere que la pieza se coloque en una cámara lo suficientemente grande como para manipular el cañón de haz de electrones o la pieza de trabajo (Zehker, R. &, 1988; Zenker, R. J., 1989; Budinski, K. G., 1988; Davis, J. R., 2001; Davis, J. R., 2002; del Castillo, R. F., 2007).

Generalmente las unidades fuera de vacío implican envolver de la pieza de trabajo, en un vacío parcial (13 Pa, o 10^{-2} torr), se obtiene en la zona de trabajo mediante bombas mecánicas.

2.4. Endurecimiento superficial mediante recubrimiento o modificación superficial

Los tratamientos de recubrimiento o enchapado depositan capas de superficie dura con química, estructura y propiedades completamente diferentes en sustratos de acero y son aplicados por tecnologías bien establecidas como la electrodeposición, deposición sin electrodos, pulverización térmica, y recubrimiento duro mediante soldadura. En años más recientes, los métodos de recubrimiento o modificación de superficies han sido utilizados durante mucho tiempo en la industria electrónica para fabricar películas y dispositivos delgados para tratar los aceros. Estos incluyen técnicas de deposición de vapor y la implantación iónica.

El procesamiento de superficies con láser (fusión, aleación y revestimiento) también se ha llevado a cabo en los aceros. Estos diversos tratamientos de ingeniería de superficies pueden depositar películas muy delgadas (por ejemplo, de 1 a 10 μm para la deposición física de vapor) o revestimientos gruesos (por ejemplo, de 3 a 10 mm para el revestimiento duro de soldadura) (Budinski, K. G., 1988; Davis, J. R., 2001; Davis, J. R., 2002; del Castillo, R. F., 2007).

2.4.1. Cromado duro

El cromado duro es un proceso de galvanoplastia en el que el cromo se deposita a partir de una solución de ácido crómico, directamente sobre un metal base para aprovechar las propiedades especiales del cromo, proporcionando resistencia frente a la corrosión, permitiendo reducir la fricción, mejorando la durabilidad a través de la tolerancia a la abrasión y la resistencia al desgaste en general. También se busca minimizar el agrietamiento o agarre de partes, así como expandir la inercia química, para incluir un conjunto más amplio de condiciones. El grosor del cromado duro oscila entre 2 y 250 μm . Varios tipos de cromo duro incluyen cromo micro-agrietado, cromo microporoso, cromo poroso y cromo libre de grietas. Es esencial que los recubrimientos micro-agrietados y porosos tengan un espesor mínimo entre 80-120 μm para conferir una adecuada resistencia a la corrosión.

2.4.2. Recubrimiento de niquelado electrolítico

Descripción del Proceso

El recubrimiento es depositado por una reducción química autocatalítica de iones de níquel por hidrofosfito, aminoborano, o compuestos de borohidruro. Actualmente, los baños reducidos de ácido caliente de hipofosfito se eligen con más frecuencia para recubrir el acero. La dureza del depósito tratada con calor supera los 1000 HV.

Aplicaciones

Los recubrimientos de níquel sin electrodos tienen buena resistencia a la corrosión y el desgaste y se utilizan para proteger la maquinaria que se encuentra en el petróleo, productos químicos, plásticos, óptica, impresión, minería, y las industrias alimentarias (Budinski, K. G., 1988; Davis, J. R., 2001; Davis, J. R., 2002; del Castillo, R. F., 2007).

Ventajas:

- Tratamiento a baja temperatura (< 100°C, o 212°F)
- Más resistencia a la corrosión que electrochapado en cromo.
- Capacidad de recubrir formas complejas uniformemente.
- Incorporación de partículas duras para aumentar dureza.
- Buena soldabilidad y brazeabilidad.

Desventajas:

- Costos más altos que el galvanizado.
- Malas características de soldadura.
- Velocidad de recubrimiento más lenta, en comparación con las tasas de métodos electrolíticos.
- Tratamiento térmico necesario para desarrollar óptimas propiedades.

2.4.3. Pulverización térmica

Descripción del Proceso

La pulverización térmica es un término genérico para un grupo de procesos en los que un metal, cerámica, cermet, y algunos materiales poliméricos en forma de polvo, alambre, o varilla se alimentan a una antorcha o pistola con la que se calientan a o ligeramente por encima de su punto de fusión. Las gotas fundidas o casi fundidas de material resultantes se aceleran en una corriente de gas y se proyectan contra el sustrato para formar un revestimiento. Los métodos comúnmente empleados de recubrimientos de pulverización térmica depositada se pueden clasificar como pulverización en llama de alambre, pulverización en llama de polvo, arco eléctrico, pulverización en plasma y pulverización de oxicorte de alta velocidad (HVOF por sus siglas en inglés). Las características de este proceso son mostradas en la Tabla

2.4.

2.4.4. Endurecimiento por soldadura

Descripción del proceso

La soldadura es un método de solidificación para aplicar recubrimientos con resistencia a la corrosión, el desgaste y la erosión. Los recubrimientos de soldadura, a veces conocido como revestimiento, ofrecen ventajas únicas sobre otros sistemas de recubrimiento en que la soldadura de recubrimiento/sustrato proporciona una unión metalúrgica que no es susceptible de separación y puede aplicarse fácilmente sin porosidad u otros defectos. Los depósitos soldados de aleaciones de superficie se pueden aplicar en espesores mayores que la mayoría de las otras técnicas, normalmente en el rango de 3 a 10 mm. La mayoría de los procesos de soldadura se utilizan para la aplicación de revestimientos de superficie, y la deposición in situ puede llevarse a cabo más fácilmente, especialmente con fines de reparación.

Tabla 2.4: Comparación de los principales procesos de revestimiento por pulverización térmica. Fuente: (Elaboración propia)

Propiedades o características	Tipo de recubrimiento	Pulverización en llama de alambre	Pulverización en llama de polvo	Arco eléctrico	Pulverización en plasma	Pulverización (HVOF)
Fuerza de adherencia, MPa (103 psi)	Metales ferrosos	14(2)	28(4)	41(6)	34+ (5+)	62(9)
	Metales no-ferrosos	21(3)	21(3)	41+ (6+)	34+ (5+)	70 (10.2)
	Aleaciones auto-fundentes	...	69+(10+)(*)	62 (9)(**)
		...	14-34 (2-5)	...	21+ (3+)	...
	Cerámicos Carburos	...	34-48 (5-7)	...	55-69 (8-10)	83+ (12+)
Densidad, % de material forjado	Metales ferrosos	90	90	90	95	98+
	Metales no-ferrosos	90	90	90	95	98+
	Aleaciones auto-fundentes	...	100(*)	100(*)
		...	95	...	95+	...
	Cerámicos Carburos	...	90	...	95+	98+
Dureza	Metales ferrosos	84 HRC-35	80 HRB-35 HRC	95 HRC-	80 HRB-40	90 HRB-50 HRC
	Metales no-ferrosos	HRH	30 HRH-20 HRC	40	HRC	100 HRH-55
	Aleaciones auto-fundentes	95 HRH-40 HRC	30-60 HRC	HRH	40 HRH-40 HRC	HRC
		...	50-65 HRC	40 HRH-	HRC	50-60 HRC
	Cerámicos Carburos	...	50-60 HRC	80 HRB
	50-70 HRC	55-65 HRC	
	50-60 HRC	...	
	
	
Permeabilidad	Metales ferrosos	Medio	Medio	Alto	Bajo	Despreciable
	Metales no-ferrosos	Medio	Medio	Alto	Bajo	Despreciable
	Aleaciones auto-fundentes	...	Ninguno(*)	Ninguno(*)
		...	Medio	...	Bajo	...
	Cerámicos Carburos	...	Bajo	...	Bajo	Despreciable

limitación del espesor de revestimiento mm(in)	Metales ferrosos	1.25-2.5	1.25-2.5 (0.05-0.1)	1.25-2.5	1.25-2.5 (0.05-	1.25-2.5 (0.05-
	Metales no-ferrosos	(0.05-0.1)	1.25-5 (0.05-0.2)	(0.05-0.1)	0.1)	0.1)
	Aleaciones	1.25-5	0.4-2.5 (0.015-0.1)	1.25-5	1.25-5 (0.05-	2.5-5 (0.1-0.2)
	auto-fundentes	(0.05-0.2)	0.4 (0.015)	(0.05-0.2)	0.2)	1.25
	Cerámicos Carburos	...	0.4 (0.015) (0.05)	...
		0.4 (0.015) max	0.6 (0.025)
		0.4 (0.015) max	

(*) Revestimiento fundido, (**) Revestimiento sin fundido

Aplicaciones

Las aplicaciones de endurecido para el control del desgaste varían ampliamente, desde muy servicio de desgaste abrasivo severo, tal como trituración de roca y pulverización, a aplicaciones para minimizar el desgaste de metal a metal, tales como válvulas de control donde unas pocas milésimas de pulgada de desgaste son intolerables. El endurecido se utiliza para controlar el desgaste abrasivo, como se encuentra por los martillos de molino, herramientas de excavación, tornillos de extrusión, tijeras de corte, partes de equipos de movimiento de tierras, molinos de bolas, y piezas de trituradora. También se utiliza para controlar el desgaste de los contactos deslizantes de metal a metal no lubricados o mal lubricados, como válvulas de control, piezas de chasis de tractores y palas, y rodamientos de alto rendimiento. El endurecido también se utiliza para controlar las combinaciones de desgaste y corrosión.

Ventajas:

- Barato
- Aplicable a componentes grandes.
- Posible recubrimiento localizado.
- Excelente recubrimiento/adherencia del sustrato.
- Altas tasas de deposición posibles.

Desventajas:

- Las tensiones residuales y la distorsión pueden causar problemas graves.
- Los defectos de soldadura pueden llevar a un fallo de la junta.
- Límites mínimos de espesor (no es práctico producir capas de menos de 2 a 3 mm de espesor).
- Número limitado de materiales de revestimiento disponibles, en comparación con la pulverización térmica.

2.4.5. Deposición de vapor químico (CVD)

Descripción del Proceso

La deposición de vapor químico (CVD por sus siglas en inglés) implica la formación de un recubrimiento en una superficie calentada por una reacción química de la fase de vapor o gas. Las temperaturas de deposición están generalmente en el rango de 800 a 1000°C (1470 a 1830°F). Los revestimientos resistentes al desgaste más ampliamente depositados son carburo de titanio (TiC), nitruro de titanio (TiN), carburo de cromo (Cr₃C₂), y alúmina (Al₃O₂). Los espesores se limitan a aproximadamente 10 µm debido a tensiones de desajuste de expansión térmica que se desarrollan al enfriamiento (Budinski, K. G., 1988; Davis, J. R., 2001; Davis, J. R., 2002; del Castillo, R. F., 2007).

Aplicaciones

El uso del proceso CVD para aceros se ha limitado en gran medida al recubrimiento de aceros para herramientas para resistencia al desgaste.

Ventajas:

- Alta dureza de recubrimiento; por ejemplo, los recubrimientos de TiN tienen una dureza de 2500 HV.
- Buena adherencia (siempre que el revestimiento no sea demasiado grueso).
- Buen poder penetración (es decir, uniformidad del revestimiento).

Desventajas:

- Proceso de alta temperatura (distorsión un problema).
- El recubrimiento del borde del fragmento es difícil debido a tensiones de desajuste de expansión térmica.
- Gama limitada de materiales de se pueden recubrir.
- Preocupaciones medioambientales sobre los gases de proceso.

2.4.6. Deposición de vapor físico (PVD)

Descripción del Proceso

Los procesos físicos de deposición de vapor (PVD por sus siglas en inglés) implican la formación de un recubrimiento sobre un sustrato por deposición física de átomos, iones o moléculas de la especie de recubrimiento. Hay tres técnicas principales para la aplicación de revestimientos de PVD: evaporación térmica, sputtering, y el recubrimiento iónico. La evaporación térmica implica el calentamiento del material hasta que forma un vapor que se condensa en un sustrato para formar un

revestimiento. El sputtering implica la generación eléctrica de un plasma entre la especie de recubrimiento y el sustrato. El recubrimiento iónico es esencialmente una combinación de estos dos procesos. Una comparación de las características del proceso de PVD, CVD e implantación iónica se muestran en la Tabla 2.5.

Aplicaciones

Al igual que el CVD, el proceso PVD se utiliza para aumentar la resistencia al desgaste de los aceros de herramientas mediante la deposición de recubrimientos delgados de TiN o TiC a temperaturas que oscilan entre 200 y 550°C (400 a 1025°F). Este rango de temperatura es mucho más adecuado para el revestimiento de aceros para herramientas que las temperaturas requeridas para CVD (Budinski, K. G., 1988; Davis, J. R., 2001; Davis, J. R., 2002; del Castillo, R. F., 2007).

Ventajas:

- Excelente control del proceso.
- Baja temperatura de deposición.
- Recubrimientos densos y adherentes.
- Posibles revestimientos elementales, de aleación y compuestos.

Desventajas

- Proceso de vacío con alto costo de capital.

- Tamaño de los componentes tratables es limitado.
- Tasas de recubrimiento relativamente bajas.
- Pobre poder de penetración sin manipulación de componentes.

Tabla 2.5: Comparación de procesos característicos de PVD, CVD e implantación iónica. Fuente: (Elaboración propia)

Proceso	Temperatura de procesamiento, °C	Poder de penetración	Materiales de revestimiento	Aplicaciones y características especiales del revestimiento
Evaporación en vacío	RT-700, normalmente < 200.	Línea de visión	Principalmente metal, especialmente Al (algunas aleaciones simples/algunos compuestos simples)	Electrónica, óptica, enmascaramiento decorativo y simple
Implantación iónica	200-400, mejor < 250 para N	Línea de visión	Normalmente N(B,C) ^N	Resistencia al desgaste para herramientas, matrices, etc. Efecto mucho más profundo que la profundidad de implantación original. Tratamiento preciso del área, excelente control del proceso
Placa de iones, ARE	RT-0.7 <i>T_m</i> de revestimiento. Mejor a temperaturas elevadas	Moderado a bueno	Placa de iones: Al, otros metales (pocas aleaciones). ARE: TiN y otros compuestos	Electrónica, óptica, decorativo. Corrosión y resistencia al desgaste, lubricantes secos y recubrimientos de ingeniería más gruesos
Pulverizado	RT-0.7 <i>T_m</i> de revestimiento. Mejor a temperaturas elevadas	Línea de visión	Metales, aleaciones, óxidos. TiN y otros compuestos (*)	Electrónica, óptica, resistencia al desgaste. Arquitectónico (decorativo). Generalmente revestimientos delgados. Excelente control del proceso.
CVD	300-2000, normalmente 600-1200	Muy bueno	Metales especialmente refractarios, TiN y otros compuestos (*), BN pirolíticos	Películas delgadas y resistentes al desgaste en matrices de metal y carburo, herramientas, etc. Cuerpos independientes de metales refractarios y pirolíticos C o BN.

RT, temperatura ambiente; ARE, evaporación reactiva activada; T_m, temperatura de fusión absoluta; (*) Compuestos: óxidos, nitruros, carburos, siliciuros y boruros de Al, B, Cr, Hf, Mo, Nb, Ni, Si, Ta, Ti, V, W y Zr.

2.4.7. Implantación iónica

Descripción del proceso

La implantación iónica implica el bombardeo de un material sólido con átomos ionizados de media a alta energía y ofrece la capacidad de alear prácticamente cualquier especie elemental en la región cercana a la superficie de cualquier sustrato. La ventaja de este proceso es que produce mejores propiedades de superficie sin las limitaciones de cambios dimensionales o de laminación que se encuentran en revestimientos convencionales.

Aplicaciones

En el caso de los aceros, la aplicación más común de la implantación iónica son los aceros para herramientas con implantación de nitrógeno utilizados para formar y cortar herramientas. La implantación de titanio más carbono también ha demostrado ser beneficiosa para los aceros para herramientas (Budinski, K. G., 1988; Davis, J. R., 2001; Davis, J. R., 2002; del Castillo, R. F., 2007).

Ventajas:

- Produce aleaciones de superficie independientes de los criterios termodinámicos
- No hay problemas de delaminación.
- Sin cambios dimensionales significativos.

- Procesamiento a temperatura ambiente posible.
- Mejorar las propiedades de la superficie mientras se retiene propiedades a granel.
- Alto grado de control y reproducibilidad.

Desventajas:

- Capa tratada muy fina (1 μm o menos).
- Proceso de alto vacío.
- Proceso de línea de visión.
- Las concentraciones de aleación dependen de la pulverización.
- Proceso relativamente costoso; formación intensiva necesaria, en comparación con otros procesos de tratamiento de superficies.
- Instalaciones comerciales de tratamiento limitadas disponibles.

2.4.8. Procesamiento de superficie con láser

Descripción del proceso

El procesamiento de superficie láser implica la fusión de una superficie con un láser, con o sin adiciones de superficie. Con la fusión de superficie por láser, la fusión y el enfriamiento controlado se combinan para refinar la microestructura o para producir una estructura amorfa (o casi amorfa). No se añade material externo durante este proceso. La composición y las propiedades de la superficie también pueden ser modificadas por adición de material externo mediante inyección de polvo o

alimentación de alambre. El material externo también se puede colocar en la superficie por deposición de polvo, galvanoplastia, deposición de vapor, o pulverización térmica, luego incorporado por escaneo láser. La naturaleza de incorporar material en la superficie modificada varía en función de los parámetros de procesamiento láser, como la densidad de energía y la velocidad transversal. Las capas de superficie de aleación, revestidas y compuestas pueden formarse de esta manera.

Aplicaciones

Aunque el procesamiento de superficies con láser no ha alcanzado un significado comercial para los aceros, varios aceros al carbono y de baja aleación, aceros para herramientas y aceros inoxidable han sido procesados con láser con diversos grados de éxito.

Ventajas:

- No es posible procesar rápidamente nuevas estructuras en la región de la superficie con procesamiento convencional.
- Para revestimientos con láser, bajas tasas de dilución de metal soldado y distorsión, en comparación con métodos de soldadura por arco.

Desventajas:

- Alto capital de costo de equipos.

- Algunos materiales de sustrato no son compatibles con los requisitos de conducción térmica por láser.

2.5. Consideraciones importantes para la selección del proceso de endurecimiento superficial

2.5.1. Requisitos de rendimiento

La clave para una correcta selección de las técnicas de endurecimiento superficial es la identificación de los requisitos de rendimiento para un sistema de material modificado de superficie dado en una aplicación dada. No sólo deben considerarse las propiedades de la superficie, sino también las propiedades del sustrato y la interfaz entre la superficie y el sustrato. En algunos sistemas hay un cambio gradual en las propiedades entre la superficie y el interior, como, por ejemplo, en los componentes nitrurados y carburizados, mientras que en otros hay un cambio abrupto, como, por ejemplo, para las piezas donde un recubrimiento de vapor de nitruro de titanio ha sido depositado en acero.

Estas características de la interfaz pueden influir significativamente en el rendimiento de un sistema de superficie modificada. Los requisitos de rendimiento de los sistemas de superficie modificada pueden variar ampliamente. Por ejemplo, los sistemas de cargas muy pesadas, como los rodamientos y los engranajes, requieren recubrimientos profundos para resistir el contacto de rodadura y los esfuerzos de flexión que resultan en daños por fatiga. Otras aplicaciones pueden

requerir sólo películas de superficie muy delgada para resistir la abrasión cercana a la superficie, el rayado o para reducir la fricción entre superficies móviles. Muchos de estos requisitos se basan en interacciones complejas entre los estados de esfuerzos estáticos y cíclicos aplicados y los gradientes en las estructuras y propiedades de los sistemas de superficie modificada (Budinski, K. G., 1988; Davis, J. R., 2001; Davis, J. R., 2002; del Castillo, R. F., 2007).

2.5.2. Limitaciones de diseño

Las limitaciones del diseño de los componentes incluyen la consideración del tamaño y la forma del componente, ya que pueden afectar a las capacidades del proceso de tratamiento de superficies. ¿Encajará el componente en el equipo de recubrimiento? ¿Puede utilizarse un proceso de visión? ¿Los pequeños agujeros o canales requieren un proceso con un alto poder de lanzamiento? ¿Qué tipo de enmascaramiento será necesario para evitar el recubrimiento de áreas no deseadas? ¿Es compatible la temperatura requerida por el tratamiento de superficie con las limitaciones de temperatura del material componente? ¿Qué tipo de tratamiento posterior al recubrimiento, incluyendo el tratamiento térmico y el acabado, será necesario? (Davis, J. R., 2001; Davis, J. R., 2002).

2.5.3. Análisis económico

La cuestión económica de importancia fundamental es un análisis costo-beneficio. Este análisis debe basarse en los costos del ciclo de vida completo del tratamiento de superficies, incluidos los costos del proceso (preparación, aplicación, acabado,

control de calidad, eliminación de residuos), los costos de utilización y los beneficios (productividad de los componentes recubiertos) y valor añadido de cualquier producto producido o tratado. Otros factores económicos los factores que deben considerarse incluyen la disponibilidad del proceso, el número de componentes a tratar, los requisitos de control de calidad, los calendarios de entrega, etc. Tener en cuenta que el análisis no debe basarse únicamente en el costo inicial del tratamiento de la superficie. Los costos del ciclo de vida son tan importantes al comparar el costo de varios tratamientos de superficiales como al comparar un tratamiento de superficie con una superficie no tratada.

2.6. Comparación de procesos

2.6.1. Dureza contra resistencia al desgaste

Los procesos de desgaste que normalmente se mitigan mediante el uso de superficies duras son la abrasión de baja tensión, el desgaste en sistemas que implican el deslizamiento relativo de sólidos conformes, desgaste preocupante, irritación y, en cierta medida, erosión de partículas sólidas. Desafortunadamente, hay muchas advertencias a esta declaración, y la selección de sustrato/revestimiento debe ser cuidadosamente estudiado, con pruebas adecuadas realizadas si necesario. Los proveedores de recubrimiento también deben ser consultados.

La Figura 2.2 muestra los rangos típicos de dureza de muchos de los procesos de ingeniería de superficies utilizados para controlar el desgaste. Todos los tratamientos mostrados en esta figura tienen valores de dureza mayores que el acero convencional de construcción o el acero de bajo carbono. Los procesos de endurecimiento superficial que dependen de transformaciones martensíticas tienen una dureza comparable, y los tratamientos de difusión que producen superficies más duras son nitruración, borurización (borurado) y cromización. El revestimiento de metal más duro es el cromado, aunque el enchapado de níquel endurecido sin electrodo puede alcanzar valores justo por debajo de la del cromado. Las superficies que superan la dureza del cromo son los cermets o cerámica o superficies que se modifican para que sean cermets o cerámica. Estos incluyen nitruros, carburos, boruros, y compuestos similares (Budinski, K. G., 1988; Davis, J. R., 2001; Davis, J. R., 2002; del Castillo, R. F., 2007).

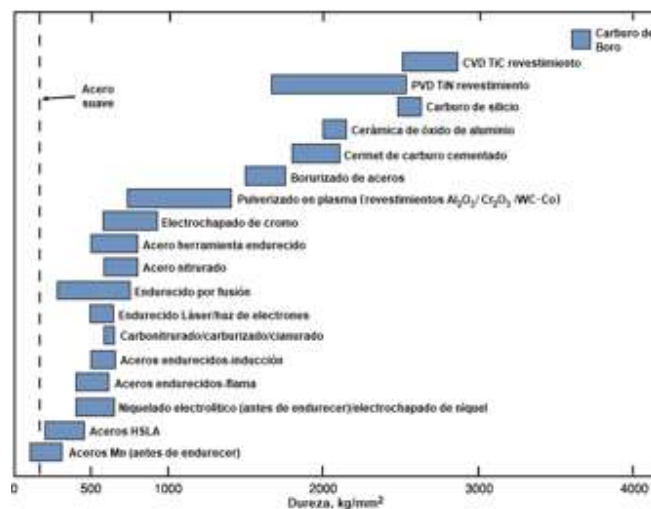


Figura 2.2: Rangos de niveles de dureza para diversos materiales y tratamientos superficiales. HSLA: Alta-resistencia de baja-aleación. Fuente: (Elaboración propia)

Las cerámicas sólidas populares utilizadas para aplicaciones de desgaste son el óxido de aluminio, carburo de silicio, nitruro de silicio y generalmente tienen durezas en el rango de 2000 a 3000 kg/mm². Como se mostró en la Figura 2.2 cuando materiales como el óxido de aluminio se aplican por pulverización de plasma u otro proceso de pulverización térmica, tienen durezas que son menores que el mismo material en forma sólida prensada y sinterizada. Esto se debe a que los materiales pulverizados contienen porosidad y óxidos que no están contenidos en la forma sólida sinterizada.

2.6.2. Costo

El costo debe compararse con el rendimiento requerido para el sistema de tratamiento de superficies. Un tratamiento superficial de bajo costo que no realiza su función es un gasto desperdiciado. Desafortunadamente, es casi imposible dar costos comparativos absolutos para diferentes opciones en la ingeniería de superficies. A menudo, se ofrece una gama de precios para un trabajo en particular de diferentes proveedores candidatos igualmente competentes. Probablemente el factor más importante que se relaciona con los costos de producir una superficie resistente al desgaste en una pieza es la cantidad de la pieza.

El tratamiento de muchas piezas generalmente permite economías en el tratamiento y el acabado. Otra consideración al evaluar los costos de tratamiento de superficie es el tamaño de la pieza. Hay algunos tamaños críticos para cada proceso de tratamiento superficial por encima del cual el costo de obtener el tratamiento puede

ser alto. Una serie de tratamientos superficiales requieren que la pieza encaje en la zona de trabajo de una cámara de vacío. El costo del equipo de vacío aumenta exponencialmente con el volumen de la cámara (Budinski, K. G., 1988; Davis, J. R., 2001; Davis, J. R., 2002; del Castillo, R. F., 2007).

Otros factores para ser considerados son:

- El tiempo necesario para un tratamiento de superficie dado.
- Fijación, enmascaramiento y costos de inspección.
- Gastos de acabado final.
- Costos de material.
- Costos de energía.
- Costos laborales.
- Vida útil prevista del revestimiento.

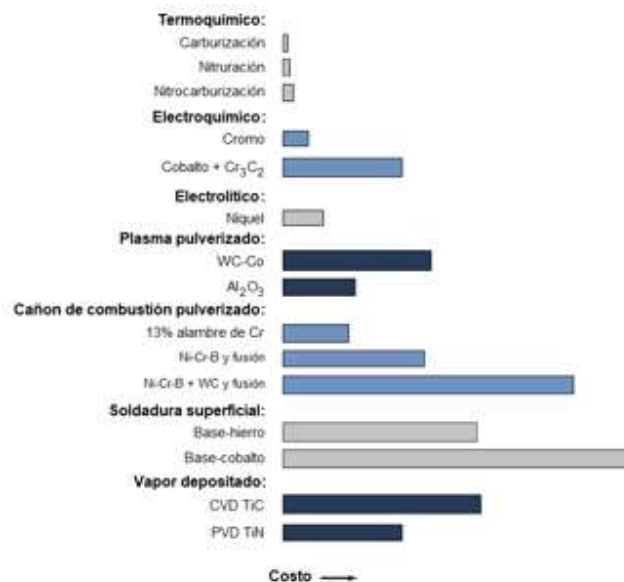


Figura 2.3: Aproximación de costos relativos de varios tratamientos superficiales. Fuente: (Elaboración propia)

Debido a estos diversos factores, es difícil comparar los costos con un alto grado de precisión. En la Figura 2.3, se presentan algunas directrices generales para la comparación de costos.

2.6.3. Distorsión o cambio de tamaño

La Figura 2.4 muestra las temperaturas superficiales que se encuentran en diversos procesos de ingeniería de superficies. Como se indica en la figura, los procesos se clasifican en dos grupos: un grupo produce una distorsión insignificante de la pieza, y el otro grupo contiene procesos que tienen un potencial variable de causar distorsión. Obviamente, si una pieza puede beneficiarse de un tratamiento superficial pero no se puede tolerar la distorsión, se deben considerar procesos que requieran un calentamiento mínimo.

Significativamente, una temperatura de 540°C (1000°F) fundiría una cantidad de metales no-ferrosos y causaría distorsión en metales como el aluminio o el magnesio. Sin embargo, la Figura 2.4 anterior muestra las temperaturas de los procesos que se pueden utilizar para comparar el calentamiento que se requerirá para un proceso en particular.

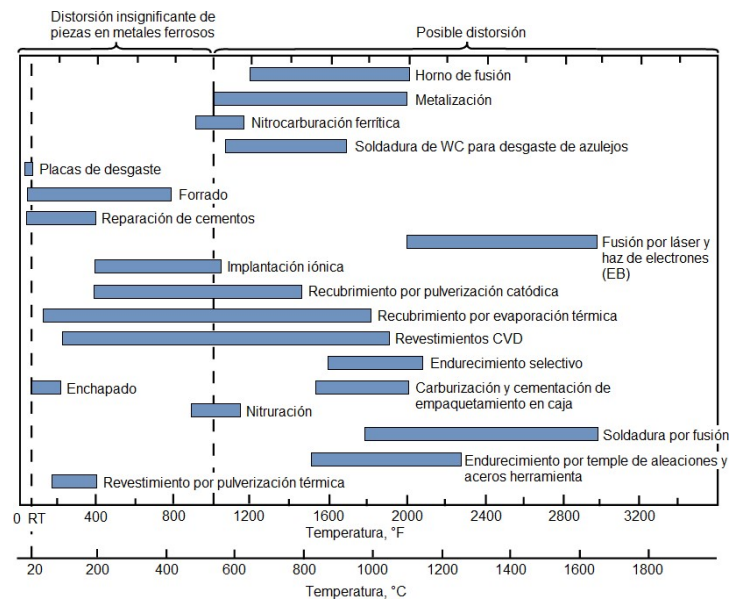


Figura 2.4: Temperaturas máximas de superficie que se pueden anticipar para varios procesos de ingeniería de superficies. La línea vertical discontinua a 540°C (1000°F) representa el límite de temperatura de distorsión para metales ferrosos. Fuente: (Elaboración propia)

2.6.4. Espesor de revestimiento alcanzable

La Figura 2.5 muestra las capacidades típicas de espesor-penetración de varios revestimientos y tratamientos superficiales. Como se indica en la figura, algunos tratamientos de ingeniería de superficies penetran en la superficie y no hay acumulación intencional en la superficie. Otros tratamientos de superficie cubren o acumulan intencionalmente la superficie. Este es un factor de selección. ¿Puede una pieza tolerar una acumulación en la superficie? si no, el proceso de selección se limita a los tratamientos que penetran en la superficie. Otros factores que afectan al espesor de un tratamiento de superficie determinado son los requisitos dimensionales, las condiciones de servicio, la corrosión o la profundidad de

desgaste prevista/permisible, y las cargas previstas en la superficie (Budinski, K. G., 1988; Davis, J. R., 2001; Davis, J. R., 2002; del Castillo, R. F., 2007).

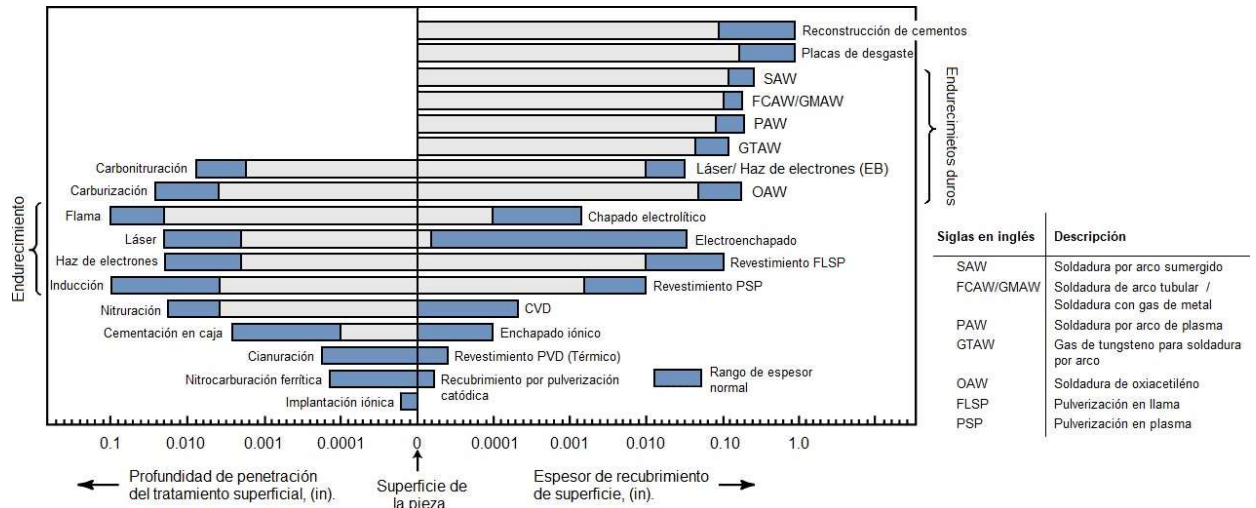


Figura 2. 1: Espesores y profundidades típicas de penetración de revestimientos para varios procesos de recubrimiento y endurecimientos superficiales. Fuente: (Elaboración propia.)

Capítulo 3

Teoría de difusión

3.1. Leyes de difusión por transferencia de masa

El objetivo de este capítulo es deducir las ecuaciones fundamentales de Fick. Las leyes de Fick describen el flujo de partículas o de calor que tienden a homogeneizar la disolución³ y uniformizar la temperatura. El flujo homogeneizador da lugar al movimiento azaroso de partículas el cual se identifica con el segundo principio de la termodinámica. Los procesos físicos de difusión pueden ser vistos como procesos físicos irreversibles (O' Mara and Reddy, 2003). Adolf Eugen Fick fue un fisiólogo alemán (ver Figura 3.1), nacido en Kassel, Alemania graduado en medicina en la Universidad de Marburg en 1851. En 1855 propuso las leyes de difusión que llevan su nombre, en 1870 ideó el principio, que permite la medición del gasto cardíaco, además y en 1887 logró el primer éxito lentes de contacto. Adolf Fick murió en Blankenberge, Bélgica en el año de 1901 (Oxford Reference, s.f.).



Figura 3.1. Adolf Fick (1829-1901) (Wikipedia, s.f.).

³ Aquella mezcla homogénea o heterogénea que es resultado de mezclar una sustancia en un líquido.

Fick y Joseph Fourier (1768-1830) trabajaron en sistemas de difusión de materia y energía, en donde se encuentran involucrados términos como; gradientes de concentración, temperatura de una sustancia, flujos de energía o de calor y un coeficiente de difusión específico de cada sustancia o conductividad térmica en el caso específico del calor (Fick, 1855; Andresfe, 2006).

3.2. Equilibrio

Un sistema puede estar formando por varios componentes los cuales se pueden encontrar en distintas fases. Las fases son zonas macroscópicas de un sistema las cuales manejan diferentes composiciones químicas (Programatic, 2009). En el estudio de transformaciones de fase, se considera como una o más fases de un compuesto intersticial⁴ cambian a una fase nueva o mezcla de fases (Arias, 2006). Una de las razones por la que ocurren las transformaciones de fases es por la inestabilidad de los compuestos intersticiales, tanto del estado inicial como en el estado final. Una manera de medir esa inestabilidad es a través de su energía libre de Gibbs (Capdevila, 2003). La energía libre de Gibbs en un sistema se define por la siguiente ecuación:

$$G = H - TS. \quad (3.1)$$

En la Ecuación (3.1), H representa la entalpia, la letra T es la temperatura absoluta y S es la entropía del sistema. La entalpia se puede presentar como el contenido calorífico de un sistema y se define de la siguiente manera:

⁴Compuesto intersticial es utilizado para describir el compuesto que se forma por la unión de un átomo de tamaño pequeño dentro de los huecos intersticiales de una red cristalina perteneciente a un metal.

$$H = U + PV. \quad (3.2)$$

La letra U es la energía interna del sistema, P es la presión del sistema y V es el volumen del sistema. La energía interna es la suma de todas las energías microscópicas del sistema como; la energía cinética vibratoria y rotacional de los átomos y la energía de translación de los átomos junto con la energía de giro del electrón. La energía interna también se relaciona con las fuerzas de enlace y enlaces secundarios que ocurren en el sistema. Por lo tanto, el calor involucrado en una transformación depende del cambio de volumen a presión constante así como el cambio de energía interna del sistema (Maron and Prutton, 2001). La Ecuación (3.1) utiliza el término S que representa la entropía, la cual se define como la medida de dispersión de energía en un sistema (Cahn, 2001). Un sistema se encuentra en equilibrio cuando posee el estado más estable, es decir, un sistema cerrado en el que se encuentra una temperatura y presión constante, en donde la energía libre de Gibbs se represente de la siguiente manera:

$$dG = 0. \quad (3.3)$$

La Ecuación (3.3) muestra un sistema en equilibrio. Un sistema puede presentar distintas configuraciones con diferentes valores de energía libre de Gibbs a lo largo de un proceso de transformaciones. En la Figura 3.2 se muestran los posibles estados de equilibrio “metaestabilidad” en un sistema de arreglo de átomos.

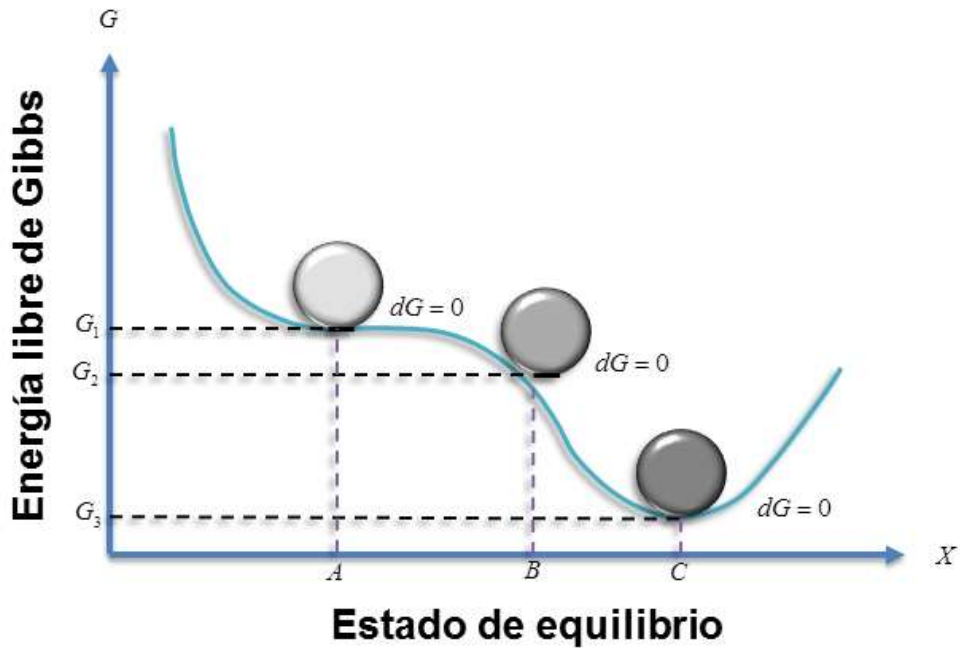


Figura 3.1. Variación de la energía libre de Gibbs, el estado de equilibrio “A” está en equilibrio débilmente estable. La configuración “B” se encuentra en equilibrio inestable y la configuración “C” está en equilibrio fuertemente estable.

Los estados de equilibrio metaestables son estados de equilibrio que aparecen en un periodo considerable de tiempo, comúnmente asociados con transformaciones de estado lentas y son causados por fluctuaciones térmicas (Barret, 1973). En otras palabras, los estados de equilibrio “A”, “B” y “C” son arreglos de átomos acomodados de distinta manera conforme al estado de equilibrio, manteniendo un estado de mínima energía y cumpliendo con la Ecuación (3.3).

Para calcular la energía libre de Gibbs de un compuesto binario A y B átomos, es posible calcularla a partir de las energías de Gibbs individuales de la siguiente forma: primeramente, se asume que los átomos A y B poseen la misma estructura cristalina y se pueden mezclar formando una solución de 1mol con estructura cristalina idéntica. La combinación de “ X_A ” moles de A más la unión de “ X_B ” moles de B da por resultado 1 mol de solución.

$$X_A + X_B = 1mol. \quad (3.4)$$

En la Ecuación (3.4), X_A y X_B son fracciones molares de A y B respectivamente del compuesto intersticial (ver Figura 3.3). Para calcular la energía libre del compuesto intersticial es posible realizarla en dos pasos.

1. Reunir las fracciones molares respectivas de A y B;
2. Mezclar los átomos de A y B hasta obtener una solución homogénea.

Al concluir el paso 1, la energía libre total del sistema en J/mol se define como:

$$G_1 = X_A G_A + X_B G_B. \quad (3.5)$$

En la Ecuación anterior G_A y G_B son las energías libres de A y B respectivamente a la temperatura y presión que se realice el tratamiento. G_1 Se puede representar

por un diagrama molar de energía libre y posteriormente graficada en función de X_A y X_B .

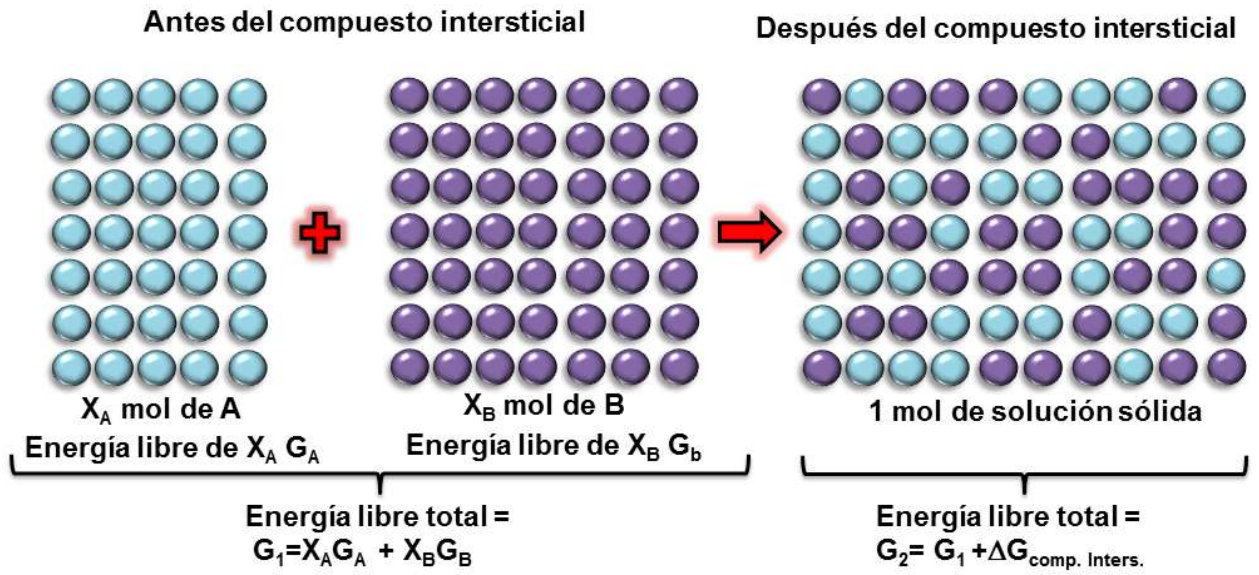


Figura 3.3. Energía libre del compuesto intersticial.

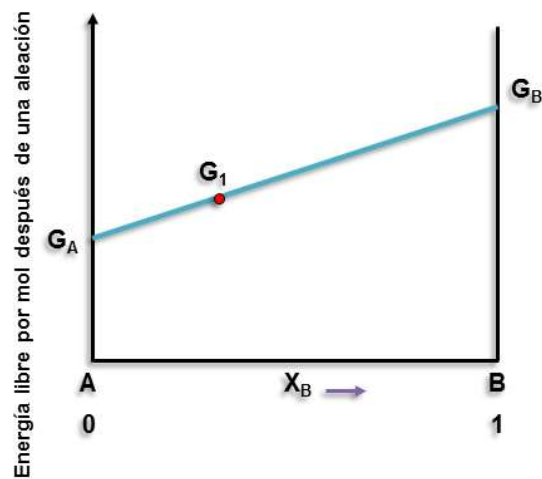


Figura 3.4. Variación de G_1 con composición X_A ó X_B .

Para todas las composiciones G_1 se encuentra en la línea recta de la Figura 3.4 entre G_A y G_B . La energía libre no permanecerá constante hasta que se homogenice y sea una solución sólida G_2 y se exprese de la siguiente forma:

$$G_2 = G_1 - \Delta G_{\text{comp.inters.}} \quad (3.6)$$

Analizando $\Delta G_{\text{comp.inters.}}$ desde otro punto de vista se tiene:

$$G_1 = H_1 - TS_1, \quad (3.7)$$

y

$$G_2 = H_2 - TS_2. \quad (3.8)$$

Considerando:

$$\Delta H_{\text{comp.inters.}} = H_2 - H_1, \quad (3.9)$$

y

$$\Delta S_{\text{comp.inters.}} = S_2 - S_1. \quad (3.10)$$

De tal modo que la energía libre de Gibbs del compuesto intersticial es:

$$\Delta G_{\text{comp.inters.}} = \Delta H_{\text{comp.inters.}} - T\Delta S_{\text{comp.inters.}} \quad (3.11)$$

$\Delta H_{\text{comp.inters.}}$ es el calor absorbido durante la mezcla de átomos hasta obtener una solución homogénea, $\Delta S_{\text{comp.inters.}}$ es la diferencia de entropía entre el estado homogéneo y los estados previos sin mezclar. Existen diversos casos, el más simple es cuando $\Delta H_{\text{comp.inters.}} = 0$, por lo tanto la solución es simple y la energía libre del compuesto intersticial sólo queda en función de la temperatura y la entropía del compuesto intersticial.

$$\Delta G_{\text{comp.inters.}} = -T\Delta S_{\text{comp.inters.}} \quad (3.12)$$

En mecánica estadística, Boltzmann interpretó la segunda ley de la termodinámica en términos de la entropía del sistema, que tiene relación con la aleatoriedad, como fue introducida por el científico Max Planck, de la siguiente forma (Cuesta, 2006).

$$S = k_b \ln \Omega. \quad (3.13)$$

Donde $k_b = (R / N_a)$ es la constante de Boltzmann⁵ y Ω es el número de estados accesibles al sistema (Cuesta, 2006). Cuando S es máxima entonces Ω corresponde a la distribución más probable en todos los estados de la solución sólida. Existen dos contribuciones a la entropía de la solución sólida; una contribución térmica $S_{\text{térmica}}$ y una contribución configuracional $S_{\text{config.}}$.

⁵ Es la constante física que relaciona la temperatura absoluta y energía, R representa la constante universal de los gases ideales.

En la entropía térmica, Ω es el número de posibilidades en las cuales la energía del compuesto sólido puede ser dividida entre sus átomos, la energía térmica es la posibilidad de que los átomos vibren en el sólido. La $S_{config.}$ es la aleatoriedad adicional debida al arreglo de átomos que se encuentre en el sólido. Si en el compuesto intersticial no existe cambio de volumen o de calor entonces la $\Delta S_{comp.inters.}$ es sólo el cambio de la entropía configuracional $\Delta S_{config.}$. Antes de generar el compuesto intersticial, los átomos de A y B se encuentran por separado y sólo existe una posibilidad de arreglo de los átomos. Por lo tanto, $S = k_b \ln(1) = 0$, entonces: $\Delta S_{comp.inters.} = S_2$. Asumiendo que A y B se mezclan para formar una solución sólida sustitucional y que las configuraciones de A y B son igualmente probables, el número de posibilidades del arreglo de átomos se puede expresar como:

$$\Omega_{config.} = \frac{(N_A + N_B)!}{N_A! N_B!} \quad (3.14)$$

En la Ecuación (3.14), N_A es el número de átomos de A y N_B es el número de átomos de B. Durante el desarrollo de la solución sólida se considera 1 mol de solución, es decir, N_a átomos (número de Avogadro)

$$N_A = X_A N_a, \quad (3.15)$$

y

$$N_B = X_B N_a. \quad (3.16)$$

Sustituyendo la Ecuación (3.15) y (3.16) en la Ecuación (3.14) se obtiene:

$$\ln \Omega_{config} = \ln \left[\frac{(X_A N_a + X_B N_a)!}{(X_A N_a)! (X_B N_a)!} \right] = \ln [(X_A N_a + X_B N_a)!] - \ln [(X_A N_a)! (X_B N_a)!], \quad (3.17)$$

$$\ln \Omega_{config} = (X_A N_a + X_B N_a) \ln [(X_A N_a + X_B N_a)] - (X_A N_a + X_B N_a) - \{ (X_A N_a) \ln (X_A N_a) - (X_A N_a) + (X_B N_a) \ln (X_B N_a) \}. \quad (3.18)$$

Considerando la aproximación de Stirling ($\ln N! = N \ln N - N$), simplificando la Ecuación (3.18), se obtiene:

$$\ln \Omega_{config} = N_a \{ (X_A + X_B) \ln [N_a (X_A + X_B)] - (X_A) \ln (X_A N_a) - (X_B) \ln (X_B N_a) \}. \quad (3.19)$$

Considerando la ecuación (3.4) la Ecuación (3.19) queda de la siguiente manera.

$$\ln \Omega_{config} = N_a [\ln(N_a) - (X_A) \ln(X_A N_a) - (X_B) \ln(X_B N_a)]. \quad (3.20)$$

Posteriormente, se obtiene:

$$\ln \Omega_{comp.inters.} = -N_a [(X_A) \ln(X_A) + (X_B) \ln(X_B)]. \quad (3.21)$$

Sustituyendo la Ecuación (3.21) en la Ecuación (3.13) se obtiene:

$$\Delta S_{comp.inters.} = k_B \ln \Omega_{config} = -R [(X_A) \ln(X_A) + (X_B) \ln(X_B)]. \quad (3.22)$$

X_A y X_B no tienen unidades, son adimensionales, por ende $\Delta S_{\text{comp.inters.}}$ es positiva por el la unión de los compuestos. Por lo tanto, la energía libre del compuesto intersticial $\Delta G_{\text{comp.inters.}}$ se obtiene a partir de la Ecuación (3.12).

$$\Delta G_{\text{comp.inters.}} = RT(X_A \ln X_A + X_B \ln X_B). \quad (3.23)$$

La energía libre de Gibbs también depende de la energía libre de los compuestos G_A y G_B usando las Ecuaciones (3.5), (3.6) y (3.23) se obtiene:

$$G = G_2 = X_A G_A + X_B G_B + RT(X_A \ln X_A + X_B \ln X_B). \quad (3.24)$$

Reescribiendo la Ecuación (3.22) a partir de la Ecuación (3.4) se obtiene:

$$\Delta S_{\text{comp.inters.}} = k_B \ln \Omega_{\text{config}} = -R[(X_A) \ln(X_A) + (1 - X_A) \ln(1 - X_A)]. \quad (3.25)$$

En la Ecuación (3.25), se observa que la entropía por mol de un compuesto es mayor en los componentes puros (ver Figura 3.5). Para utilizar la Ecuación (3.25) aplicada al estudio de vacancias en metales, se considera una muestra grande de metal puro sin sitios vacantes. Si varias vacancias son tomadas de la superficie y mezclados en todo el metal, el incremento de la entropía, por mol de solución sólida

$\delta S_{\text{comp.inters.}}$ es:

$$\delta S_{\text{comp.inters.}} = \frac{dS_{\text{comp.inters.}}}{dX_v} \delta X_v = -R \ln \left[\frac{X_v}{1-X_v} \right] \delta X_v. \quad (3.26)$$

En la ecuación anterior δX_v es el cambio de fracción molar en las vacancias. En el límite $X_v \rightarrow 0$ se observa en la Ecuación (3.26) que $dS_{\text{comp.inters.}} / dx_v \rightarrow \infty$. El incremento del valor en la entropía por vacancia es muy grande en las primeras vacancias y disminuyendo conforme llega a un valor infinito.

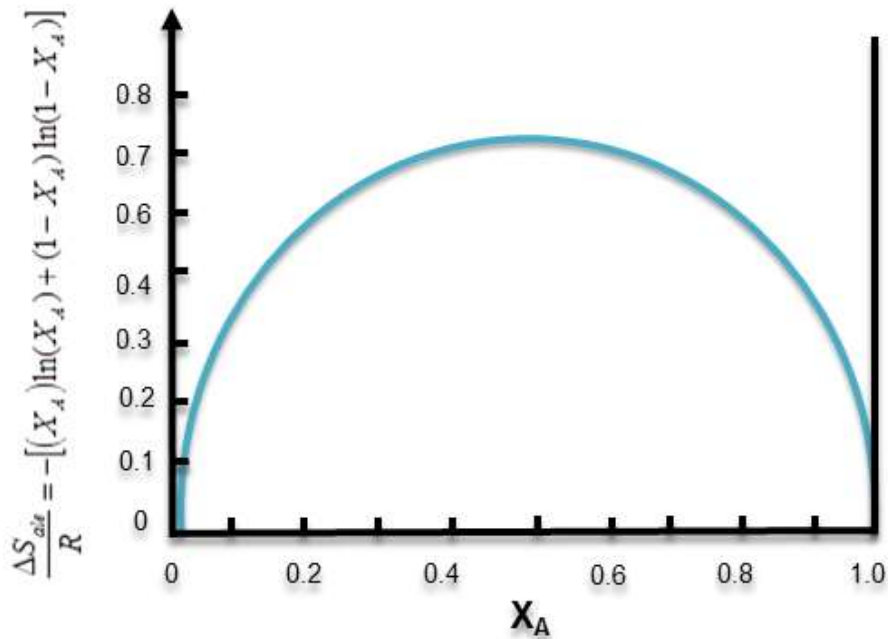


Figura 3.5. $\Delta S_{\text{comp.inters.}}$ es la entropía del compuesto intersticial que aumenta al formar un mol de solución.

Para calcular el valor de equilibrio en X_v , se obtiene a partir de un sistema a temperatura y presión constante, la variación de la energía libre es mínima. Para determinar la energía libre de las vacancias adicionales dx_v que se mezclan con un

compuesto de un mol y que contienen una cierta concentración de vacancias, la energía libre se expresa de la siguiente forma:

$$\delta G = (H_v - TS_v) \frac{\delta X_v}{N_a} + \frac{\partial H}{\partial X_v} \frac{\delta X_v}{N_a} - T \frac{\partial S}{\partial X_v} \frac{\delta X_v}{N_a}. \quad (3.27)$$

Si se considera que en el sistema la energía interna está en equilibrio y que no existen cambios en el volumen la Ecuación (3.27) queda de la siguiente manera:

$$\delta G = (H_v - TS_v) \frac{\delta X_v}{N_a} - T \frac{\partial S}{\partial X_v} \frac{\delta X_v}{N_a}. \quad (3.28)$$

En la Ecuación (3.28), N_a es el número de Avogadro, H_v / N_a es el incremento de entalpia en un cristal por vacancia agregada en el sistema y por los cambios en las configuraciones de la red cristalina, $(\partial S / \partial X_v)(1 / N_a)$ es el aumento de la entropía por vacancia en la configuración cristalina. La Ecuación anterior se puede representar de la siguiente forma:

$$\delta G = \{ (H_v - TS_v) + RT \ln [X_v / (1 - X_v)] \} \delta X_v / N_a. \quad (3.29)$$

La entalpia por vacancia H_v y la entropía por vacancia S_v serán independientes de X_v en una solución muy diluida donde las vacancias no interactúan unas con otras.

La experimentación muestra que en un metal puro, una solución es muy diluida si maneja $X_v < 10^{-4}$. A partir de que $X_v \ll 1$ la Ecuación (3.29) puede reescribirse de la siguiente manera:

$$\delta G = [H_V - TS_V + RT \ln(X_V)] \delta n_V / N_a. \quad (3.30)$$

Pero en el equilibrio $\delta G = 0$ para pequeños δn_V . En el equilibrio, X_V debe tener el valor dado por:

$$X_V^e = \exp(-H_V / RT) \exp(S_V / R). \quad (3.31)$$

En la Ecuación (3.31) dónde el superíndice e enfatiza que X_V^e es un valor particular de X_V en vez de la variable. La Ecuación anterior también puede ser escrita de la siguiente forma:

$$X_V^e = \exp(-G / RT). \quad (3.32)$$

En dónde $G_V = H_V - TS_V$ es el cambio de energía de un cristal infinito, por mol de vacancias adicionales.

3.3. Determinación de la frecuencia de saltos w

La frecuencia de saltos de un átomo a un sitio vacante adyacente se representa en la Figura 3.6, dónde los incisos (A) y (C) representan los estados inicial y final

respectivamente, el inciso (B) representa un estado activado de energía. Para que un átomo se pueda trasladar de (A) a (C) se necesitan dos requerimientos.

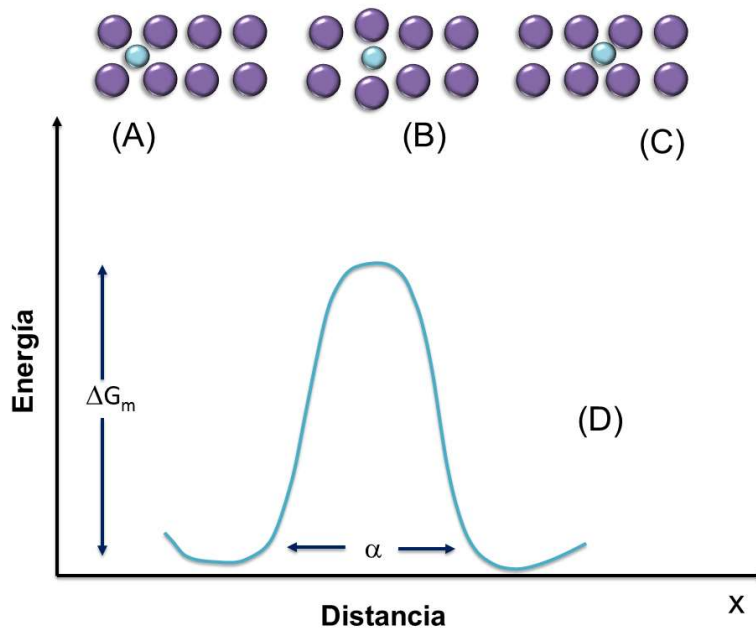


Figura 3.6. (D) Representación de la energía libre de red al momento de que un átomo se mueva de (A) a (C).

Primeramente, un átomo al ser difundido se mueve hacia la derecha para poder llegar a un sitio vacante, en segundo lugar, existen átomos de restricción los cuales deben moverse al mismo tiempo para que exista el proceso de difusión. Al ocurrir simultáneamente estos dos requerimientos el átomo difundido cambia de lugar como lo muestra la Figura 3.6. Para obtener el número de átomos difundidos es necesario multiplicar el número de “complejos activados” (n_m) o también se nombran como regiones donde el átomo se encuentra a la mitad del camino (B) entre los puntos (A) y (C) por la velocidad promedio de los átomos moviéndose por

el punto medio \bar{v} , dividido por el ancho de la barrera o punto medio δ . La frecuencia promedio de saltos por átomo es $w = X_m \bar{v} / \delta$, donde X_m es la fracción molar de las regiones que contienen un átomo a medio camino entre (A) y (C). Los átomos de un cristal se encuentran entrando y saliendo de un sitio de equilibrio como lo es el punto medio (B). Para calcular la cantidad de átomos que entran y salen en cualquier instante, es necesario conocer el incremento de la energía libre de Gibbs de una región cuando un átomo se mueve de un sitio normal (A) a un punto medio (B).

Flynn y Zener sugirieron que este cambio de energía libre puede ser visualizado si la dirección de la difusión está definida en el eje de las abscisas, manteniendo el átomo restringido, el átomo puede ejecutar su vibración normal sólo en el plano xy (Zener, 1952; Flynn, 1972). El átomo se mueve suavemente del punto inicial (A) al punto medio (B), permitiendo que los átomos vecinos se reacomoden continuamente. El trabajo hecho en este proceso irreversible⁶, isotérmico y a presión constante, es igual al cambio en la energía libre de Gibbs para la región (G_m). Esto se puede escribir de la siguiente forma:

$$G_m = H_m - TS_m. \quad (3.33)$$

⁶Procesos termodinámicos no reversibles en el tiempo. Desde esta perspectiva termodinámica, todos los procesos naturales son irreversibles.

Se asume que C tiene todas las propiedades de G_V en la Ecuación (3.32), Dada, (G_m) la fracción molar de equilibrio de átomos en la región del punto silla X_A y puede ser calculado usando el mismo tratamiento que se usó para obtener la ecuación para X_V^e , (ver Ecuación (3.32)). En vez de la mezcla en las vacancias de la red cristalina, las cuales incrementan la energía libre de Gibbs G_V por mol de vacancias, de manera análogo para (G_m) . La entropía ideal del compuesto intersticial es la misma para vacancias y regiones que contienen un átomo a mitad de camino entre los dos estados de equilibrio, n_m de X átomos que estarán en la vecindad de un punto silla en cualquier instante, es decir:

$$n_m / X = X_m = \exp[(-H_m + TS_m) / RT] = \exp(-G_m / RT). \quad (3.34)$$

De la frecuencia promedio de saltos por átomo $w = X_m \bar{\nu} / \delta$, generando un análisis dimensional, se ve observa que $\bar{\nu} / \delta$ es una frecuencia. Es decir, la frecuencia ν con la cual los átomos desde el punto (A) llegan al punto (C). Un análisis más completo muestra que ν es del orden del promedio de la frecuencia vibracional de un átomo alrededor de su posición de equilibrio. Por lo tanto, de X átomos $n_m \nu$ saltaran de una posición dada (A) a una posición vacante por segundo (C). Si esto se cumple, el promedio de la frecuencia de saltos para cualquier átomo dado será:

$$\nu n_m / X = w = \nu \exp(-G_m / RT). \quad (3.35)$$

3.4. Determinación de la frecuencia de saltos w Relación de saltos atómicos con el coeficiente de difusión

Suponiendo una solución sólida diluida en la que los átomos del metal base (átomos sustitucionales/disolvente) se hayan dispuestos formando una red cúbica simple junto con los átomos del soluto (átomos intersticiales) sin producir distorsión alguna en la red y presentando una concentración $C(x,t)$ (cantidad/m³). Se asume que la difusión de átomos se disuelve en concentraciones bajas y que se mueven a través de saltos de un sitio inicial a un sitio vecino final con un salto de longitud α (ver Figura 3.7).

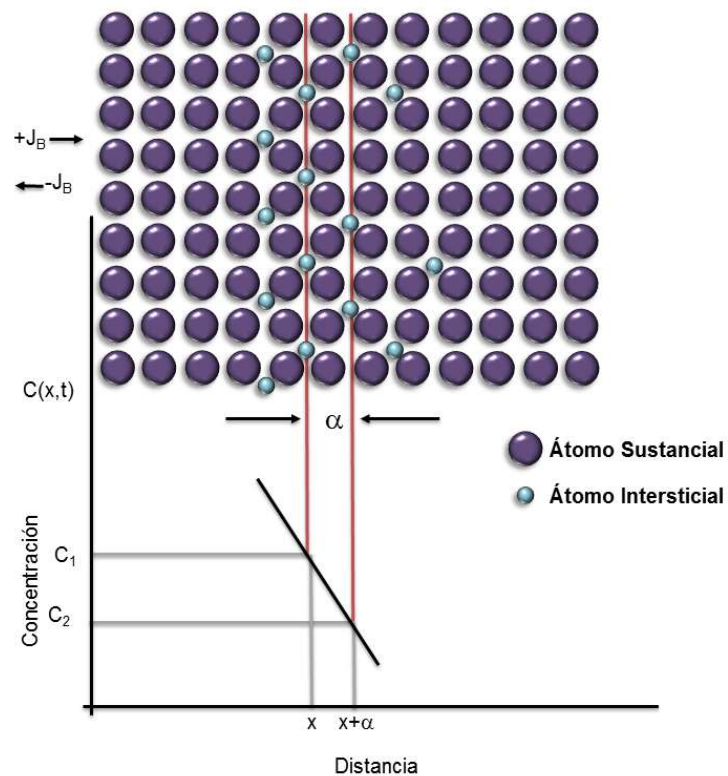


Figura 3.7. Representación esquemática de la difusión unidireccional de átomos en una red cristalina.

La distancia de salto α (ver Figura 3.7) es una constante igual al parámetro de red (el parámetro de red es la distancia constante entre celdas unitarias en una estructura cristalina (Montes, 2009; Callister, 2007; Kittel, 1997). Las estructuras en tres dimensiones tienen tres parámetros de red a , b y c . En el caso del ejemplo anterior, las redes cúbicas poseen todos sus parámetros iguales $a = b = c$.

Considerando la frecuencia de saltos, se introducen las siguientes definiciones:

Γ = frecuencia de saltos (en alguna dirección).

β = número de sitios vecinos en los que el átomo intersticial puede saltar.

Utilizando la Ecuación (3.35) y β se obtiene que la frecuencia de saltos se define como:

$$\Gamma = \beta v \exp(-G_m / RT) = \beta w. \quad (3.36)$$

En la Ecuación (3.36) $\exp(-G_m / RT)$ representa fracción de vibraciones las cuales contienen la suficiente cantidad de energía para superar la barrera (ver Figura 3.8), este término se le conoce como factor de Boltzmann (Kittel, 1973; Cuentos Cuánticos, 2011).

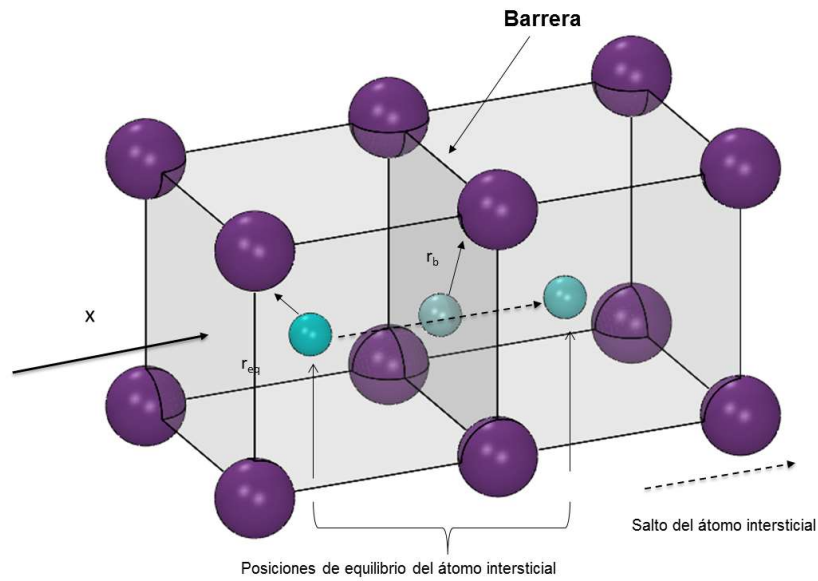


Figura 3.8. Consideración de un átomo intersticial en una celda cúbica cristalina.

La tasa con la que los átomos saltan del plano izquierdo X (posición inicial) al plano derecho $X + \alpha$ (ver Figura 3.7), manejan un flujo en dirección positiva, es decir:

$$\vec{J}_+ = n(x,t)w\hat{i}. \quad (3.37)$$

Correspondientemente, la tasa de átomos que saltan de derecha a izquierda es:

$$\vec{J}_- = n(x+\alpha,t)w\hat{i}. \quad (3.38)$$

Las cantidades $n(x,t) = \alpha C(x,t)$ y $n(x+\alpha,t) = \alpha C(x+\alpha,t)$ están relacionadas con las densidades de los átomos intersticiales (número de átomos intersticiales por unidad de área). Se considera que $n(x,t) > n(x+\alpha,t)$, el flujo neto de átomos intersticiales está dado por la siguiente ecuación:

$$\bar{J} = \bar{J}_+(x,t) - \bar{J}_-(x+\alpha,t) = [n(x,t) - n(x+\alpha,t)]w\hat{i}. \quad (3.39)$$

Pero

$$n(x,t) - n(x+\alpha,t) = \alpha [C(x,t) - C(x+\alpha,t)]. \quad (3.40)$$

Comúnmente, en estudios de difusión, la concentración $C(x,t)$ varía muy poco respecto a la posición en términos de distancias atómicas. Expandiendo $C(x+\alpha,t)$ en una serie de Taylor con respecto de la posición y conservando sólo el primer término se obtiene:

$$\begin{aligned} C(x+\alpha,t) &= C(x,t) + \frac{1}{1!} \frac{\partial C(x,t)}{\partial x} (x+\alpha-x) + \frac{1}{2!} \frac{\partial^2 C(x,t)}{\partial x^2} (x+\alpha-x)^2 + \dots \\ &= C(x,t) + \frac{\partial C(x,t)}{\partial x} \alpha. \quad (3.41) \end{aligned}$$

Mezclando las Ecuaciones (3.40) y (3.41), se obtiene:

$$n(x) - n(x+\alpha) = -\alpha^2 \frac{\partial C(x,t)}{\partial x}. \quad (3.42)$$

Sustituyendo la Ecuación (3.42) en la Ecuación (3.39) se tiene:

$$\bar{J} = \bar{J}_+(x,t) - \bar{J}_-(x+\alpha,t) = -(\alpha^2 w) \frac{\partial C(x,t)}{\partial x} \hat{i}. \quad (3.43)$$

Se considera que la difusión de los átomos intersticiales es unidireccional en los sistemas cristalinos cúbicos simples, se puede expresar que el salto de átomos intersticiales es igualmente probable de derecha como a la izquierda ($w = \Gamma / 2$). Por lo tanto la Ecuación (3.39) queda de la siguiente manera:

$$\vec{J} = -(\alpha^2 w) \frac{\partial C(x,t)}{\partial x} \hat{i} = -\left(\alpha^2 \frac{\Gamma}{2}\right) \frac{\partial C(x,t)}{\partial x} \hat{i}. \quad (3.44)$$

La derivada parcial $\partial C(x,t) / \partial x$ indica que el gradiente de concentración puede variar con el tiempo. De la Ecuación (3.44) se obtiene:

$$D = \alpha^2 \frac{\Gamma}{2}. \quad (3.45)$$

A partir de un análisis general (en tres dimensiones), se obtiene la fórmula de Einstein:

$$D = \frac{1}{6} \alpha^2 \Gamma = \frac{1}{2n} \alpha^2 \Gamma. \quad (3.46)$$

Por lo tanto, se produce:

$$\vec{J} = -D \vec{\nabla} C(x, y, z, t). \quad (3.47)$$

La Ecuación (3.47) es idéntica a la que propuso Adolf Fick en 1855 (Barroso, 2014; Fick, 1855), dónde la letra D se conoce como el coeficiente de difusión que tiene unidades de $[m^2s^{-1}]$. Las unidades para \vec{J} son $[cantidad\ m^2s^{-1}]$ y para $\vec{V}C(x,t)$ $[cantidad\ m^{-4}]$, dónde la unidad de cantidad se puede expresar en términos de moles, kg, átomos, etc. La energía libre de Gibbs G_m está dada por la entalpia que contiene valores grandes H_m y valores pequeños de entropía de activación $-TS_m$. Combinando lo anterior con las Ecuaciones (3.36) y (3.46), el coeficiente de difusión queda de la siguiente manera:

$$D = \left[\frac{1}{6} \alpha^2 \beta v \exp\left(\frac{S_m}{R}\right) \right] \exp(-H_m / RT). \quad (3.48)$$

Por lo tanto, la Ecuación (3.48) se puede reescribir de la siguiente forma:

$$D = D_0 \exp(-Q / RT). \quad (3.49) \quad (3.49)$$

En la Ecuación anterior

$$D_0 = \frac{1}{6} \alpha^2 \beta \exp\left(\frac{S_m}{R}\right), \quad (3.50)$$

y

$$Q = H_m. \quad (3.51)$$

En la ecuación (3.50), D_0 representa los términos independientes de la temperatura.

Por otro lado, D y Γ aumentan exponencialmente con la temperatura debido a la

energía de activación Q^7 . Los átomos de boro, nitrógeno y carbono producen menor distorsión en la red cristalina en el momento de la difusión debido al radio atómico (Álvarez and Picado, 2008). Una manera de representar el coeficiente de difusión en función de la temperatura es reescribiendo la Ecuación (3.49) de la siguiente manera:

$$\ln D = \ln D_0 - Q/RT. \quad (3.52)$$

Los términos D_0 , Q y R son constantes, por lo tanto la expresión anterior adquiere la forma de la ecuación de una recta:

$$y(x) = mx + b. \quad (3.53)$$

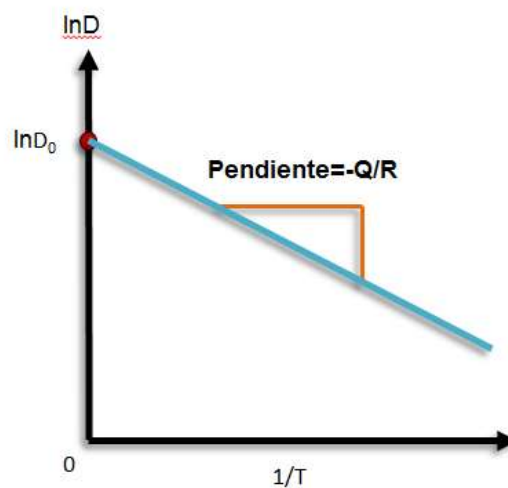


Figura 0.2 Gráfica de pendiente de $\ln D$ vs. $1/T$.

⁷Es la energía mínima necesaria para producir un movimiento de un átomo.

En la Ecuación (3.53), x e y son las variables $\ln D$ y $1/T$ respectivamente. Al representar $\ln D$ contra $1/T$, se obtiene una línea recta con una pendiente igual a $-(Q/R)$ y una intercepción sobre el eje $\ln D$ en $\ln D_0$ como se muestra en la Figura 3.9. Cuando la concentración depende de la posición y tiempo, la primera Ley de Fick deja de ser viable por lo que es necesario utilizar la segunda Ley de Fick. Por simplicidad, se considera que el perfil de concentración depende de x y t como se muestra en la Figura 3.10 (b).

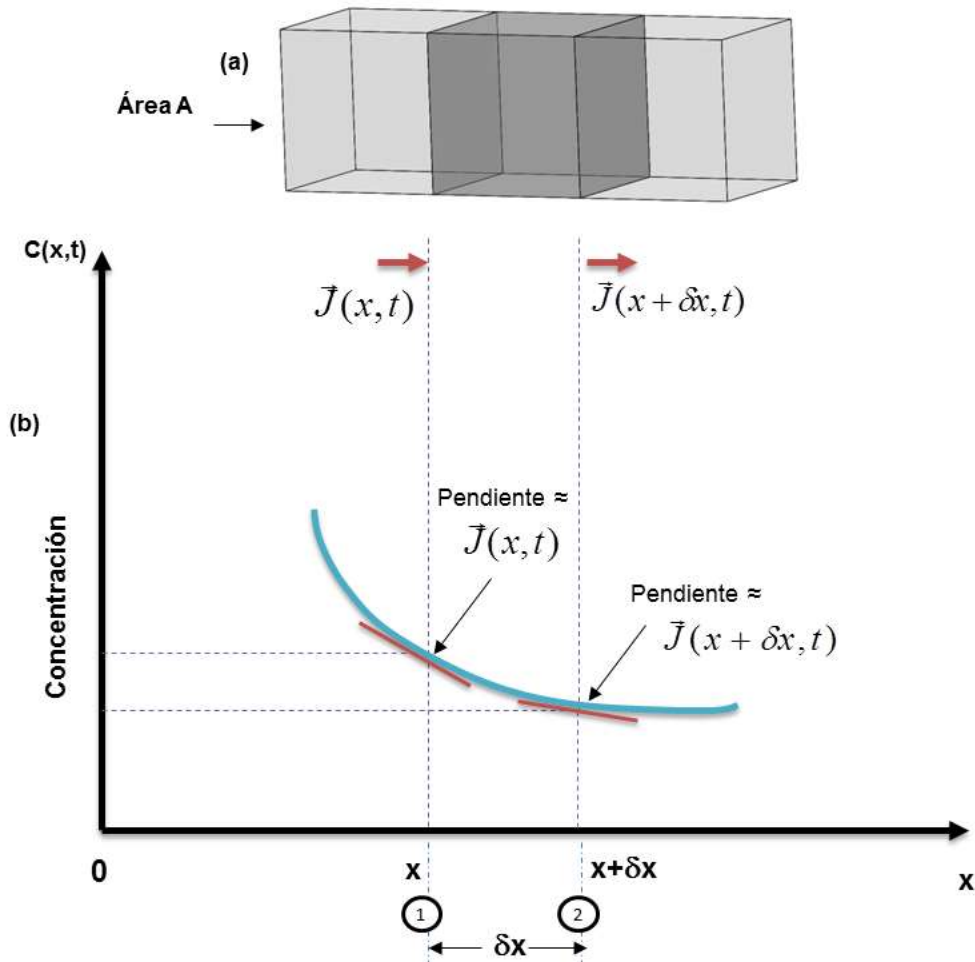


Figura 3.10. Esquematización de la segunda Ley de Fick.

El flujo en algún punto a lo largo del eje x dependerá del valor local de D y $\partial C(x,t) / \partial x$. Para calcular la variación de la concentración respecto al tiempo, se considera una sección del material con área A y un espesor δx como se muestra en la Figura 3.10 (a). La cantidad de átomos intersticiales difundidos en la sección de la muestra y que entran en el plano (1) en un pequeño intervalo de tiempo δt será igual a $\bar{J}(x,t)A\delta t$. La cantidad de átomos que salen de la muestra en el plano (2) durante el mismo intervalo de tiempo δt será igual a $\bar{J}(x+\delta x,t)A\delta t$.

Como se observa en la Figura 3.10, la cantidad de átomos que se difunden es mucho mayor en el plano $x, \bar{J}(x,t)$ que el plano $x+\delta x, \bar{J}(x+\delta x,t)$, por lo tanto, la diferencia de átomos que cruzan de (1) a (2) se acumula en un volumen representado por $A\delta x$. Una manera de expresarlo matemáticamente es la siguiente:

$$A\delta x \frac{\partial C(x,t)}{\partial t} \hat{=} \bar{J}(x,t)A\delta t - \bar{J}(x+\delta x,t)A\delta t. \quad (3.54)$$

O también se puede expresar de la siguiente manera:

$$\frac{\partial C(x,t)}{\partial t} \hat{=} \left(\frac{\bar{J}(x,t) - \bar{J}(x+\delta x,t)}{\delta x} \right). \quad (3.55)$$

En la Figura 3.10 se presenta el perfil de concentración en la dirección x , en cualquier punto de la curva, la derivada parcial $(\partial C(x,t) / \partial x)$ es proporcional al flujo

específico. Si δx tiene un valor pequeño, se relaciona $\bar{J}(x, \delta x, t)$ a $\bar{J}(x, t)$ de la siguiente forma:

$$\bar{J}(x + \delta x, t) = \bar{J}(x, t) + \frac{1}{1!} \frac{\partial \bar{J}(x, t)}{\partial x} (x + \delta x - x) + \frac{1}{2!} \frac{\partial^2 \bar{J}(x, t)}{\partial x^2} (x + \delta x - x)^2 \dots, \quad (3.56)$$

$$\bar{J}(x + \delta x, t) = \bar{J}(x, t) + \frac{\partial \bar{J}(x, t)}{\partial x} \delta x. \quad (3.57)$$

La Ecuación (3.57) se sustituye en la Ecuación (3.55) y se obtiene lo siguiente:

$$\frac{\delta C(x, t)}{\delta t} \hat{i} = \left(\frac{\bar{J}(x, t) - \bar{J}(x, t) - (\partial \bar{J}(x, t) / \partial x) \delta x}{\delta x} \right) = - \frac{\partial \bar{J}(x, t)}{\partial x}. \quad (3.58)$$

Considerando que en el límite $\delta t \rightarrow 0$ se presenta:

$$\frac{\partial C(x, t)}{\partial t} = - \frac{\partial J(x, t)}{\partial x}. \quad (3.59)$$

Sustituyendo la Ecuación (3.44) en la Ecuación (3.59) se obtiene:

$$\frac{\partial C(x, t)}{\partial x} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial C(x, t)}{\partial x} \right). \quad (3.60)$$

La Ecuación anterior representa la segunda Ley de Fick, la cual puede ser simplificada de la siguiente manera:

$$\frac{\partial C(x,t)}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C(x,t)}{\partial x^2}. \quad (3.61)$$

La difusión es un mecanismo en el que en un cierto periodo de tiempo los átomos de la materia se trasladan en el espacio a un medio donde inicialmente no están presentes. Este fenómeno involucra el movimiento de los átomos el cual se presenta tanto en gases, líquidos y sólidos. En el caso de los gases, el movimiento de los átomos es relativamente veloz, por ejemplo al notar el rápido avance de las partículas de los aromatizantes en el hogar. En los líquidos, los átomos poseen un movimiento inferior en comparación con los gases, y se puede observar en el desplazamiento de las tintas disueltas en agua.

En el caso de los sólidos, el movimiento de los átomos se origina a partir de las vibraciones térmicas y de esta manera ocurre el fenómeno de difusión. Este tipo de difusión ocurre tanto en metales como en compuestos intersticiales y se puede observar en el crecimiento de las fases en los tratamientos termoquímicos. Finalmente, se han deducido las leyes de Fick, las cuales son las leyes que gobiernan los procesos de transferencia de masa, así mismo, la relación de Arrhenius. Originando una mejor comprensión de los mecanismos de difusión en sólidos a partir de la teoría de trayectoria aleatoria.

Capítulo 4

Borurización

4.1. Introducción

El borurado, también referido comúnmente como borurado , es un proceso de endurecimiento superficial termoquímico que involucra la difusión del boro en una superficie de metal (acero) completamente limpia a alta temperatura. Como una regla el proceso de borurización toma lugar a temperaturas entre aproximadamente entre 850° y 950°C (1560 y 1740°F). El resultado del metal borurado implica alta dureza, resistencia al desgaste y a altas temperaturas y resistencia a la corrosión. El borurado llena la brecha entre los tratamientos de superficie convencionales y las técnicas de deposición de vapor química y física (CVD y PVD por sus siglas en inglés). En un número de aplicaciones, el borurado ha remplazado tales procesos como el carburizado, nitrurado y nitrocarburizado (Davis, J. R., 2002; Sinha, A. K., 1991).

Esto también remplaza el cromado con cromo duro en algunos casos mientras se logran mejoras similares en la vida útil. El boro puede ser aplicado uniformemente en superficies irregulares y puede ser aplicado en superficies de áreas específicas por medio de borurización por pasta. Esto también es permitido en aplicaciones de procesos de alto volumen, como se demostró por primera vez por la industria automotriz europea (Davis, J. R., 2002).

4.2. Ventajas y desventajas de la borurización

Ventajas:

Las capas boruradas poseen un número de rasgos característicos con ventajas especiales sobre las capas cementadas convencionales. Una ventaja básica es que la capa de hierro borurada tiene valores extremadamente de alta dureza (entre 1600 y 2000 HV). Los valores típicos de endurecimiento superficial de aceros borurados son comparados con otros tratamientos y con otros materiales duros que son en listados en la Tabla 4.1. Es claramente mostrado que la dureza de las capas boruradas producidas en aceros al carbono es mucho más grande que las producidas por cualquier otro tratamiento convencional de endurecimiento superficial: supera al de acero herramienta endurecida, el galvanizado de cromo, y es equivalente al de carburo de tungsteno. La combinación de una alta dureza y un bajo coeficiente de fricción en la superficie de las capas boruradas también hacen una significativa contribución en combatir el principal desgaste en los mecanismos: adhesión, tribooxidación, abrasión y fatiga superficial. Este hecho permitió a los fabricantes de moldes sustituir el metal base por el acero más fácil de mecanizar y aun obtener resistencia al desgaste y propiedades anticorrosivas superiores a las del material original.

Otras ventajas de la borurización incluyen:

- La dureza de las capas boruradas puede ser retenida a altas temperaturas que, por ejemplo, en los casos de nitrurado.

- Una amplia variedad de aceros, incluye aceros endurecibles que son compatibles con el proceso.
- El borurado puede considerablemente aumentar la resistencia de la erosión-corrosión de materiales ferrosos en ácidos diluidos no oxidantes y medios alcalinos, y es cada vez más usado en muchas aplicaciones industriales.
- Las superficies boruradas tienen una moderada resistencia a la oxidación (arriba de 850°C, o 1550°F) y son bastante resistentes para atacar por metales fundidos.
- Las piezas boruradas tienen aumentada la vida de servicio y rendimiento a la fatiga bajo ambientes oxidantes y corrosivos.

Tabla 4.1. Dureza superficial típica de aceros borurados comparados con otros tratamientos y materiales duros.

Material	Microdureza Kg/mm² o HV
Acero suave borurado	1600
Acero AISI H13 borurado	1800
Acero AISI A2 borurado	1900
Acero templado	900
Acero endurecido y templado H13	540-600
Acero endurecido y templado A2	630-700
Acero de alta velocidad M42	900-910
Acero nitruado	650-1700
Acero de baja aleación carburizado	650-950
Cromado duro	1000-1200
Carburo cementado, WC + Co	1160-1820 (30 Kg)
Cerámico: Al ₂ O ₃ + ZrO ₂	1483 (30 Kg)
Cerámico: Al ₂ O ₃ + TiC + ZrO ₂	1730 (30 Kg)
Cerámico Sialon	1569 (30 Kg)
TiN	2000
TiC	3500
SiC	4000
B ₄ C	5000
Diamante	> 10000

Desventajas del tratamiento de la borurización son:

- Las técnicas son inflexibles y bastante intensivas en mano de obra, hace el proceso poco rentable y efectivo que otros tratamientos de endurecimiento superficial termoquímicos tales como la carbonización en gas y la nitruración por plasma. En ambos la carburización en gas y la nitruración por plasma tiene la ventaja sobre la borurización, porque esos dos procesos son sistemas flexibles, ofrecen reducida operación y costo de mantenimiento, requieren corto tiempo de procesamiento, y son relativamente fácil de operar.
- El crecimiento (esto es, incremento en volumen) resultado de la borurización es del 5 al 25% de espesor de capa (por ejemplo, a 25 μm o 1000 $\mu\text{in.}$, la capa debería tener un crecimiento de 1.25 a 6.25 μm , o 50 a 250 $\mu\text{in.}$); esta magnitud depende sobre la composición del material base, pero permanece consistente para una combinación dada de material y ciclo de tratamiento. Sin embargo, esto puede ser predicho por la geometría de la pieza dada y el tratamiento de borurización. Para tratamientos de piezas de precisión, donde hay poca eliminación de material, se debe proporcionar un margen de aumento de aproximadamente 20 a 25 % del espesor final de la capa de borurado .
- Para la eliminación parcial de la capa de boruro para los requisitos de tolerancia estrecha es posible solo mediante un subsecuente lapeado de diamante, puesto que el rectificado convencional provoca la fractura de la

capa. Por lo tanto, la borurización precisa se practica principalmente para componentes con una sección transversal grande.

4.3. Características de las capas boruradas

La borurización de aceros aleados resulta en la formación de una capa borurada ya sea de una fase o de doble fase con composiciones definidas. La capa borurada de fase-simple consiste de Fe_2B , mientras que la capa de fase-doble consiste de una fase exterior de FeB y una fase interior de Fe_2B . La fase FeB es quebradiza y forma una superficie que está bajo un alto esfuerzo de tensión. La fase Fe_2B es preferida porque es menos quebradiza y forma una superficie con un alto esfuerzo a compresión, el estado de estrés preferido para un caso de alta dureza y baja ductilidad.

A pesar de que pequeñas entidades de FeB están presentes en más capas boruradas, no son perjudiciales si no son continuas. Sin embargo, una capa continua de FeB puede conducir a la formación de grietas en la capa de interface $\text{FeB}/\text{Fe}_2\text{B}$ de una capa de fase doble. Estas grietas pueden conducir a la separación o desprendimiento de una capa de fase-doble cuando una tensión mecánica es aplicada o cuando el componente está sufriendo un choque térmico y/o mecánico como se muestra en la Figura 4.1 (Anthymidis, K. G., Stergioudis, E., & Tsipas, D. N., 20; Anthymidis, K. G., Stergioudis, G., & Tsipas, D. N., 2002; Anthymidis, K. G., Zinoviadis, P., Roussos, D. & Tsipas, D. N., 2002; Batsch, K. & Leonhardt, A., 1999; Bourithis, L. & Papadimitriou, G. D., 2003; Bourithis, L., Papaefthymiou, S. & Papadimitriou, G. D., 2002; Brakman, C. M., Gommers, A. W. J., & Mittemeijer, E.

J., 1989; Cabeo, E. R., Laudien, G., Biemer, S., Rie, K. T. & Hoppe, S., 1999; Davis, J. A., Wilbur, P. J., Williamson, D. L., Wei, R. & Vajo, J. J., 1998; Gidikova, N., 1999; Keddani, M., Ortiz Domínguez, M., Campos Silva, I. & Martínez Trinidad, J., 20; Kulka M. & Pertek, A., 2003; Kulka, M. & Pertek, A., 2003; Lee, S. Y., Kim, G. S. & Kim, B. S., 2004; Lei, T. C., Jiang, B. L. & Liu, W. 1990). Afortunadamente, las capas continuas de FeB pueden minimizarse por recocido por difusión después de la formación de boruro. También, el borurado en polvo que minimiza la formación de FeB se ha desarrollado y están fácilmente disponibles.

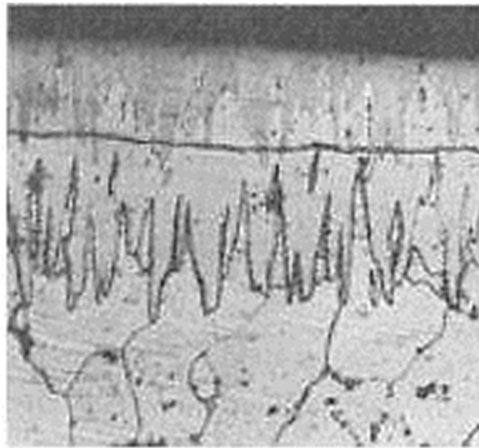


Figura 4.1. Separación de la capa borurada de fase-doble en un acero al carbono (Borurado a 900°C con 4 h de tratamiento) causado por rectificado con un disco de corte. 200x.

4.4. Selección de aceros

Aceros recomendados. - La borurización puede ser llevada a cabo en aceros plenos en carbono, aceros endurecidos de baja aleación, aceros herramientas, acero inoxidable y acero sintetizado. Los aceros carburizados también pueden ser borurados (carboborurado) después de reendurecerse por un tratamiento térmico posterior al borurado. Muchos aceros herramienta pueden ser reendurecidos

después del borurado , siempre que esté por debajo de la temperatura de austenización 1100°C (2000°F). Por encima de esa temperatura el boruro de hierro eutéctico podría fundirse. Algunos aceros herramienta, tales como aceros de alta velocidad pueden ser endurecidos para desarrollar suficientes propiedades en el núcleo.

Aceros no recomendados

Los grados de acero para endurecer en agua no se borurizan debido a la susceptibilidad de la capa de boruro al choque térmico. Los aceros resulturizados con plomo no deberían ser usados porque tienen la tendencia hacia el desprendimiento y agrietamiento. Los aceros nitrurados no pueden ser borurados debido a que el nitrógeno retarda la difusión del boro en el acero, haciendo que el acero nitrurado sea susceptible a grietas.

4.5. Efecto de los elementos de aleación

Las propiedades mecánicas de las aleaciones boruradas depende fuertemente sobre la composición y la estructura de las capas boruradas. La configuración característica de diente de sierra (sawtooth) de la capa borurada es dominante en el hierro puro, en aceros de bajo carbono sin aleación y aceros de baja aleación. Como los elementos de aleación y/o el contenido de carbón incrementan en el sustrato del acero, se suprime el desarrollo de una interfaz boruro/sustrato irregular, y para los aceros de alta aleación, se forma una interfaz suave como se muestra en la Figura 4.2 (Davis, J. R., 2002).

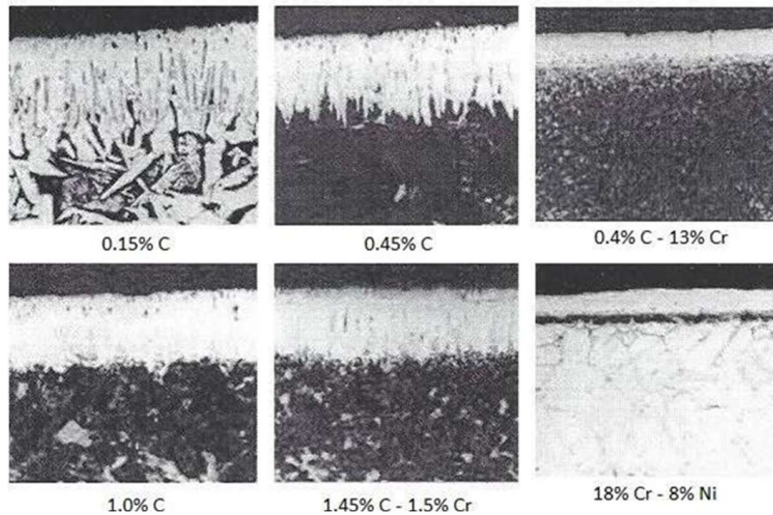


Figura 4.2. Efecto sobre la morfología de la composición del acero y espesor de la capa borurada. Fuente: (Davis, J. R., 2002).

Los elementos de aleación principalmente retardan el espesor de la capa borurada (o crecimiento) causada por la difusión restringida del boro en el acero por la formación de una barrera de difusión. En la Figura 4.3 se muestra el efecto de las adiciones de aleación en aceros en el espesor de capa boruradas. El efecto del aumento en el contenido de aleación y el tiempo de tratamiento en el espesor de capa borurada se muestra en la Figura 4.4 (Anthymidis, K. G., Stergioudis, E., & Tsipas, D. N., 20; Anthymidis, K. G., Stergioudis, G., & Tsipas, D. N., 2002; Anthymidis, K. G., Zinoviadis, P., Roussos, D. & Tsipas, D. N., 2002; Batsch, K. & Leonhardt, A., 1999; Bourithis, L. & Papadimitriou, G. D., 2003; Bourithis, L., Papaefthymiou, S. & Papadimitriou, G. D., 2002; Brakman, C. M., Gommers, A. W. J., & Mittemeijer, E. J., 1989; Cabeo, E. R., Laudien, G., Biemer, S., Rie, K. T. & Hoppe, S., 1999; Davis, J. A., Wilbur, P. J., Williamson, D. L., Wei, R. & Vajo, J. J., 1998; Gidikova, N., 1999; Keddani, M., Ortiz Domínguez, M., Campos Silva, I. &

Martínez Trinidad, J., 20; Kulka M. & Pertek, A., 2003; Kulka, M. & Pertek, A., 2003; Lee, S. Y., Kim, G. S. & Kim, B. S., 2004; Lei, T. C., Jiang, B. L. & Liu, W. 1990).

Carbono

El carbono no es disuelto significativamente en la capa de boruro y no se difunde a través de la capa de boruro. Durante la borurización el carbón es expulsado (o difundido) de la capa de boruro a la matriz y se forma junto con el boro, la borocementita $Fe_3(B, C)$ [o más apropiadamente $Fe_3(B_{0.67}, C_{0.33})$] en el caso de acero Fe-0.08 %C] como una capa separada entre Fe_2B y la matriz.

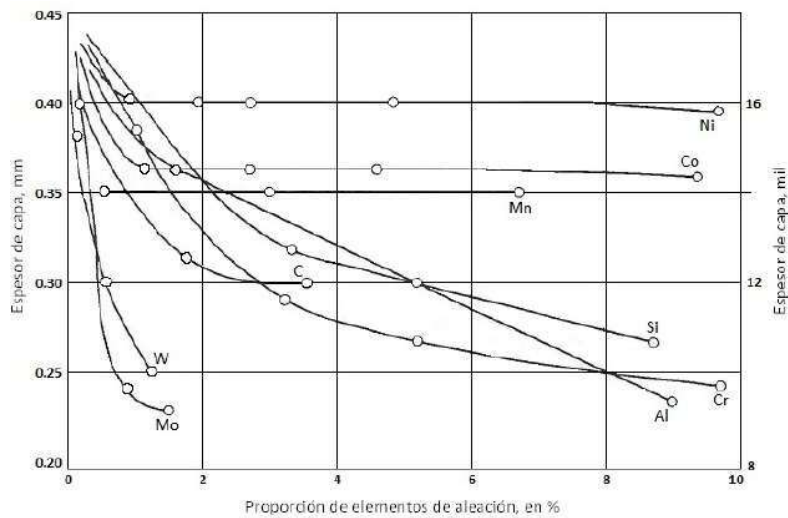


Figura 4.3. Efecto de los elementos de aleación en aceros en el espesor de la capa borurada.

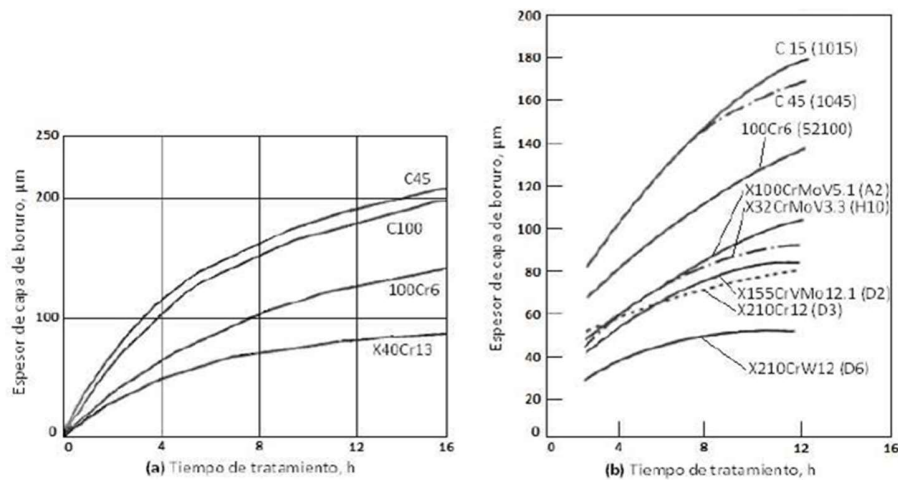


Figura 4.4. El efecto del aumento del contenido de aleación y el tiempo de tratamiento en el espesor de capa borurada.

Silicio y Aluminio

Al igual que el carbón, el silicio y el aluminio no son solubles en la capa de boruro y estos elementos son empujados de la superficie por el boro y son desplazados al frente de la capa de boruro dentro del sustrato, formando silicoboruro de hierro $\text{FeSi}_{0.4}\text{B}_{0.6}$ y Fe_5SiB_2 por debajo de la capa de Fe_2B . Los aceros contienen alto contenido de estos formadores de ferrita, elementos que no deberían ser usados en el borurado, puesto que reducen la resistencia al desgaste y la capa de boruro normal; producen una zona de ferrita sustancialmente más suave debajo de la capa de boruro que la del núcleo. A mayor presión superficial, este tipo de acumulación de capa resulta en el llamado efecto de cáscara de huevo (egg shell effect), esto es, a mayores espesores, una capa de boruro extremadamente dura y quebradiza penetra en la capa intermedia más suave y, en consecuencia, se destruye.

Níquel

Se puede producir una reducción en el grado de la estructura dental interconectada y la profundidad del boruro en aceros con alto contenido de níquel. El níquel ha sido encontrado para concentrarse debajo de la capa de boruro, entre la capa Fe_2B y en algunas ocasiones promueve la precipitación de Ni_3B de la capa Fe_2B . También segrega fuertemente a la superficie de la zona subyacente correspondiente a la capa Fe_2B . Esto es bastante pronunciado en los aceros inoxidable austeníticos.

Cromo

El cromo modifica considerablemente la estructura y las propiedades del boruro de hierro. Al aumentar el contenido de cromo en el material base, se observan los siguientes efectos: formación de productos de reacción ricos en boro, disminución en la profundidad del boruro y aplanamiento o alisamiento de la interfaz de recubrimiento/sustrato. Una reducción de espesor de boruro también se ha observado en aceros Fe-12Cr-C ternarios con mayor contenido de carbono.

Tungsteno, molibdeno y vanadio

También reducen el espesor de la capa de boruro (ver Figura 4.4) y aplanan la morfología en forma de diente en aceros al carbono.

4.6. Procesos de borurización

Hay una variedad de métodos de difusión del boro en la superficie de un acero, esto incluye:

- Borurización en caja, en el cual el medio borurante es un polvo sólido.
- Borurización en pasta, en el cual el medio borurante es rico en boro, pasta a base de agua que es aplicada por inmersión, cepillado o rociado.
- Borurización líquida, el cual el medio borurante es un baño de sal.
- Borurización en gas, el cual el medio borurante es un gas rico en boro, tal como una mezcla de $(B_2H_6)-H_2$.
- Borurización en plasma, lo cual también usa un gas rico en boro, pero es llevado a cabo a bajas temperaturas que la borurización en gas.
- Borurización en lecho fluidizado, en la cual se utiliza un polvo de borurización especial junto con un gas libre de oxígeno, como una mezcla de N_2-H_2 . De estos varios métodos, solo la borurización en caja y en pasta han alcanzado el éxito comercial, aunque el trabajo continúa para ser llevado a cabo el desarrollo de borurización por plasma. Debido a problemas no resueltos y deficiencias técnicas graves (por ejemplo, problemas de toxicidad).

4.6.1. Borurización en caja

Como se mencionó anteriormente, la borurización en caja es el más común método de borurización. Con este proceso, las piezas son inmersas en un agente borurante (polvo), luego son colocadas dentro de un contenedor (acero) sellado resistente al

calor. Las piezas son separadas una de otra con al menos 10 mm (0.4 in) de agente borurante, y se cubren con una capa del material de aproximadamente 50 a 100 mm (2 a 4 in) de profundidad. Esto asegura un borurado uniforme y garantiza que tanto la formación como la microestructura de la capa de boruro será influenciada solo por la actividad del agente borurante, la temperatura de tratamiento y el material a tratar (Davis, J. R., 2002). Durante el posterior calentamiento en horno de 900 a 1000°C (1650 a 1830°F), el boro difunde en el metal y forman la capa de boruro. Después de un tiempo suficiente a la temperatura de borurización, el contenedor es retirado del horno y se deja enfriar a temperatura ambiente.

Algunas compañías de tratamientos térmicos especializadas en el proceso de borurización sugieren que, para evitar complicaciones, el borurado debería ser realizado en una atmósfera de gas protector. Esto se logra empaquetando los contenedores en una retorta de gas protector y tratándolos en una cámara de horno, o bien borurado directamente en un horno de retorta con el suministro de gas protector necesario. El gas protector puede ser argón puro, nitrógeno puro, una mezcla de hidrógeno y argón o nitrógeno, o, en casos especiales, hidrógeno puro. Es importante tener en cuenta que los compuestos que contienen oxígeno afectan de manera adversa al borurado. Por esta razón, los gases que contienen monóxido de carbono no deben utilizarse.

Las piezas a ser boruradas se colocan en la retorta, que luego se enjuaga con el gas protector para expulsar el oxígeno. El flujo de gas protector se debe mantener

después de la borurización hasta que la retorta se haya enfriado a alrededor de 300°C (570°F).

Los agentes en polvo proporcionan una capa de boruro de excelente calidad y es particularmente adecuado para el tratamiento de herramientas pequeñas y otras piezas. Los polvos granulares finos también son ideales para el tratamiento de piezas de formas intrincadas. Los gránulos muy pequeños aseguran un excelente contacto con la superficie metálica. Los polvos granulares finos también son ideales para el tratamiento de piezas de formas intrincadas. Los gránulos muy pequeños aseguran un excelente contacto con la superficie metálica. Tenga en cuenta que los agentes en polvo pueden formar un depósito en forma de costra en las piezas durante la borurización. Sin embargo, la corteza se puede romper fácilmente después de que las piezas se hayan enfriado.

Estos agentes pueden reutilizarse varias veces en operaciones de borurado normales, que suelen durar de 3 a 5 h. Después de cada ciclo, se mezcla un 30 a 40% de polvo fresco con el material reciclado. El reemplazo completo del agente borurante generalmente se requiere solo si el tiempo de tratamiento es especialmente largo, aproximadamente 20 horas o más.

Agentes borurantes

El agente borurante, o polvo, está compuesto de una fuente activa de boro (B_4C), un relleno inerte (SiC) y un activador. Los activadores de borurización pueden ser:

NaBF_4 , KBF_4 , $(\text{NH}_4)_3\text{BF}_4$, NH_4Cl , Na_2CO_3 , BaF_2 y $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$. Existen marcas patentadas especiales de compuestos de borurización, como los diferentes grados de Ekabor (BorTec GmbH, Huürth, Alemania), disponibles en el mercado que se pueden usar con confianza.

Las composiciones típicas de mezclas de polvo de boro sólido comerciales son:

- 5 % B_4C , 90 % SiC , 5 % KBF_4 .
- 50 % B_4C , 45 % SiC , 5 % KBF_4 .
- 85 % B_4C , 15 % Na_2CO_3 .
- 95 % B_4C , 5 % $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$.
- 84 % B_4C , 16 % $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$.

Profundidad de recubrimiento

El espesor de la capa de boruro depende del material del sustrato que se está procesando, el potencial de boro del compuesto borurante (ver Figura 4.5), la temperatura de borurización y el tiempo de tratamiento como se muestra en la Figura 4.6. En materiales ferrosos, la velocidad de calentamiento, especialmente entre 700°C (1300°F) y la temperatura de borurización (800 a 1000°C o 1470 a 1830°F), debe ser alta para minimizar la formación de FeB .

Es práctica habitual hacer coincidir la profundidad con la aplicación prevista y el material base. Como regla general, las capas delgadas (por ejemplo, 15 a $20\ \mu\text{m}$, o

0.6 a 0.8 mil) se utilizan para la protección contra el desgaste del adhesivo (como moldes sin viruta y matrices y herramientas de estampado de metal), mientras que se recomiendan capas gruesas para combatir el desgaste abrasivo (por ejemplo, herramientas de extrusión para plásticos con rellenos abrasivos y herramientas de prensado para la industria cerámica). Las profundidades de capa producidas comúnmente son de 0.05 a 0.25 mm (0.002 a 0.01 in) Para aceros de baja aleación y poco carbono y de 0.025 a 0.076 mm (0.00 a 0.003 in) para aceros de alta aleación. Sin embargo, las profundidades mayores a 0.089 mm (mayor a 0.0035 in) no son económicas para materiales altamente aleados, tales como los aceros inoxidables y algunos aceros para herramientas.

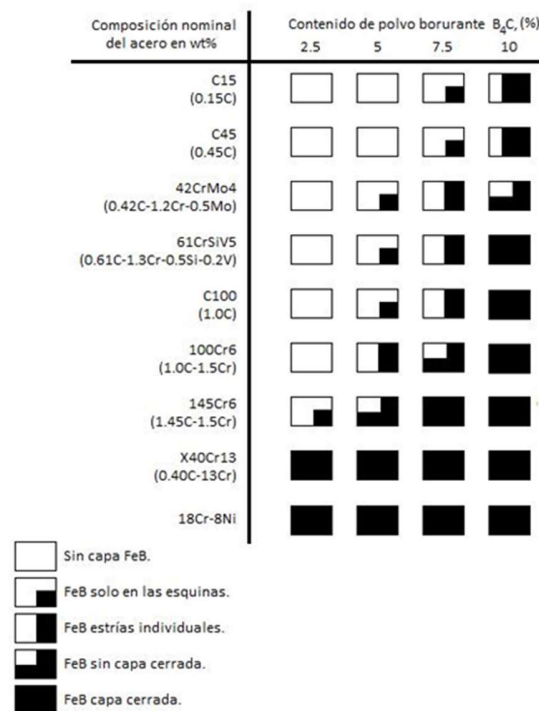


Figura 4.5. Diagrama que muestra la influencia del contenido de B₄C del polvo borurante en proporción de la fase FeB en la capa borurada de varios aceros con la técnica de empaquetamiento en polvo a 900°C (1650°F) con 5 horas de tratamiento.

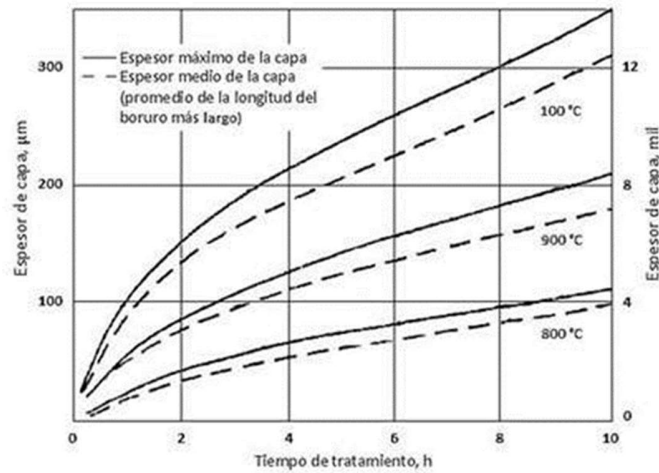


Figura 4.6. Efecto de la temperatura y el tiempo de borurización empacquetada en el espesor de la capa de boruro en un acero de medio carbono (Ck45).

Tratamiento térmico después del borurado

Las partes boruradas pueden tratarse térmicamente para optimizar las propiedades del núcleo sin perder la dureza de la capa. Sin embargo, se debe tener cuidado para proteger la capa de boruro de la oxidación a temperaturas superiores a 650°C (1200°F). Por esta razón, los hornos de vacío diseñados para el tratamiento térmico de aceros para herramientas (A2, D2) son la mejor opción. Los hornos de vacío con sistemas internos de enfriamiento por aceite pueden usarse para endurecer los aceros aleados. Los hornos de lecho fluidizado equipados con una atmósfera inerte como el argón también brindan buenos resultados. Las atmósferas endotérmicas y exotérmicas no son adecuadas porque estas atmósferas provocan la oxidación de la capa de boruro, lo que resulta en una pérdida de dureza. Los aceros al carbono que requieren un enfriamiento intenso (agua) no son sustratos aceptables porque el enfriamiento en agua puede fracturar la capa de boruro.

3.6.2. Borurización en pasta

El borurado en pasta se desarrolló como un medio rentable para el borurado de componentes grandes o aquellos que lo requieren de forma parcial o selectiva. En este proceso, una pasta de 45 % B₄C (tamaño de grano de 200 a 240 μm.) y 55 % de criolita (Na₃AlF₆, aditivo de flujo), o una mezcla de polvo de borurado convencional (B₄C-SiC-KBF₄) en un buen agente de unión (como nitrocelulosa disuelta en acetato de butilo, solución acuosa de metilcelulosa o silicato de etilo hidrolizado) se aplica repetidamente (es decir, se cepilla con un baño o se pulveriza) a intervalos sobre toda la parte o parte seleccionada(s), después del secado, se obtiene una capa de aproximadamente 1 a 2 mm (0.04 a 0.08 in.) de espesor. Posteriormente, los materiales ferrosos se calientan (por ejemplo, a 900°C o 1650°F, durante 4 h) inductivamente, resistivamente, o en un horno convencional a 800 a 1000°C (1470 a 1830°F) durante 5 h.

La pasta de borurización requiere el uso de una atmósfera protectora (por ejemplo, argón, NH₃ craqueado o N₂). Se puede obtener una capa de más de 50 μm (2 mil) de espesor después del calentamiento por inducción o resistencia a 1000°C (1830°F) durante 20 minutos (ver Figura 4.7). Al finalizar el proceso, la pasta se puede eliminar mediante limpieza a presión, cepillado o lavado

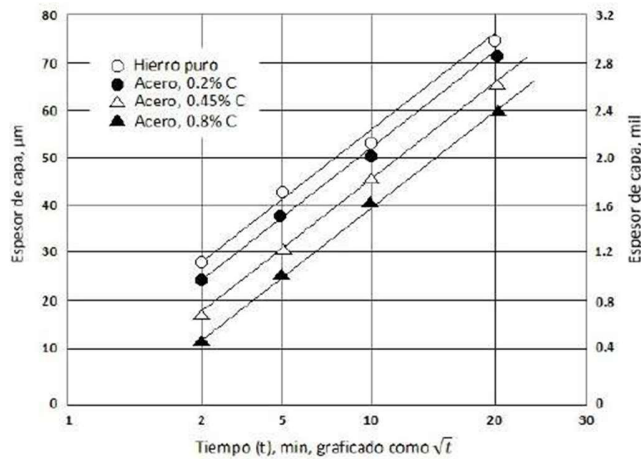


Figura 4.7. Relación lineal entre el espesor de la capa de boruro y la raíz cuadrada del tiempo para un acero y un hierro puro borurados con pasta ($B_4C-Na_2B_4O_7-Na_3AlF_6$) a $1000^{\circ}C$ ($1830^{\circ}F$).

4.6.3. Borurización en plasma

Aunque todavía se encuentra en su etapa de desarrollo, la borurización en plasma puede ser considerada la clave para incrementar la aceptación comercial del proceso de borurización. Ambas mezclas de $B_2H_6-H_2$ y BCl_3-H_2-Ar pueden ser usadas satisfactoriamente en la borurización por plasma. Sin embargo, la mezcla de gases pueden ser aplicados para producir una capa de boruro en varios aceros a temperaturas relativamente bajas, como $600^{\circ}C$ ($1100^{\circ}F$), lo cual es imposible con un proceso de borurización en caja. El borurado en plasma en una mezcla de gases de BCl_3-H_2-Ar facilita el mejor control de BCl_3 , la concentración, la reducción del voltaje de descarga y una mayor microdureza de las películas de boruro.

La capa de fase doble se caracteriza por una porosidad visible, asociada ocasionalmente con un depósito de boro negro. Esta porosidad, sin embargo, puede minimizarse aumentando la concentración de BCl_3 . Se pueden producir capas de

boruro de hasta 200 μm (8 mil) de espesor en aceros después de 6 h de tratamiento a una temperatura de 700 a 850 °C (1300 a 1560 °F) y una presión de 270 a 800 Pa (2 a 6 torr).

Las ventajas de este proceso son:

- Control de composición y profundidad de la capa de borurada.
- Aumenta el potencial de boro comparado con la borurización en caja convencional.
- Capas finas de boruro tratadas con plasma.
- Reducción de temperatura y duración del tratamiento.
- Eliminación de altas temperaturas en hornos y accesorios.
- Ahorro de energía y consumo de gas.

La única desventaja de este proceso es la extrema toxicidad de la atmósfera empleada. Como resultado, este proceso no ha ganado la aceptación comercial. Para evitar la deficiencia anterior, la borurización de pasta contiene una mezcla de boro amorfo y bórax líquido en una descarga luminiscente a la temperatura de impregnación tal como se ha desarrollado, lo que aumenta considerablemente en la formación de la capa de boruro en la superficie. Dichas mezclas de pasta varían de 30 a 60 % de boro amorfo y de 40 a 70 % de bórax dependiendo del material del sustrato, por ejemplo, el acero al carbono contra el acero inoxidable.

4.6.4. Borurización multicomponente

La borurización multicomponente es un tratamiento termoquímico que involucra consecutivamente la difusión del boro y uno o más elementos metálicos tales como aluminio, silicio, cromo, vanadio y titanio en la superficie del componente. Este proceso es llevado a cabo de 850 a 1050°C (1560 a 1920°F) e involucra dos etapas:

1. Borurización por métodos convencionales como el empaquetamiento en caja y en pasta. Aquí la presencia de FeB es tolerada, y, en algunos casos, puede ser beneficioso. Entre estos métodos, muchos trabajos han sido hechos en el método de empaquetamiento como se muestran en la Tabla 4.2, los cuales producen una capa compacta de al menos 30µm (1 mil) de grueso.
2. Difundir elementos metálicos mediante la mezcla de polvo o fundido a base de bórax en la superficie borurada. Si se usa el método de empaquetamiento, se puede evitar la sinterización de partículas al pasar gas de argón o H₂ a la cámara de reacción.

Tabla 4.2: Tratamientos termoquímicos de borurización multicomponencial en caja.

Técnica de borurización multi-componente	Composición (es) de medios wt %	Pasos del proceso investigados	Sustrato (s) tratado (s)	Temperatura °C (°F)
Boroaluminizado	84 % B ₄ C + 16% bórax 97% de ferroaluminio + 3 % NH ₄ Cl	S B-Al Al-B	Acero al carbono liso	1050 (1920)
Borocromatizado	5 % B ₄ C + 5 % KBF ₄ + 90 % SiC (Ekabor II)	S B-Cr	Acero al carbono liso	Borurado a 900 (1650)

	78 % ferrocromo + 20 % Al_2O_3 + 2 % NH_4Cl	Cr-B		Cromado a 1000 (1830)
Borosiliconizado	5 % B_4C + 5 % KBF_4 + 90 % SiC (Ekabor II) 100 % Si	B-Si Si-B	Acero 0.4 % C	900-1000 (1650-1830)
Borovanadizado	5 % B_4C + 5 % KBF_4 + 90 % SiC (Ekabor II) 60 % ferrovanadio + 37 % Al_2O_3 + 3 % NH_4Cl	B-V	Acero 1.0 % C	Borurado a 900 (1650) Cromado a 1000 (1830)
*Borurización y metalización simultáneas; B-Si, borurada y luego siliconizada;				

Hay seis métodos de borurización multicomponente: boroaluminizado, borosiliconizado, borocromatizado, borocromatitanizado, borocromavanadización, y borovanadizado. Los cuales se describen a continuación (Davis, J. R., 2002; Sinha, A. K., 1991):

Boroaluminizado

Cuando la boroaluminización involucra borurado seguido por una aluminización, la capa compacta formada en la pieza del acero proporciona una buena resistencia al desgaste y corrosión especialmente en ambientes húmedos.

Borosiliconizado

Resulta en la formación de la capa de FeSi en la superficie, lo que mejora la resistencia a la corrosión-fatiga de las partes tratadas.

Borocromatizado

Implica el cromado después del borurado. Proporciona una mejor resistencia a la oxidación que la boroaluminización, la capa más uniforme (que probablemente contiene un boruro de solución sólida que contiene hierro y cromo), una mejor resistencia al desgaste en comparación con el acero tradicionalmente borurado y una mayor resistencia a la corrosión-fatiga. En este caso, una operación de tratamiento térmico posterior puede realizarse de manera segura sin una atmósfera protectora.

Borocromatitanización

La Borocromatitanización de acero de aleación estructural proporciona una alta resistencia al abrasivo y la corrosión, así como una dureza superficial extremadamente alta de 5000 HV (15 g de carga). En la Figura 4.8 se muestra la microestructura para una pieza de acero de aleación de construcción borocromatitanizado que exhibe el boruro de titanio en la capa exterior y el boruro de cromo y hierro por debajo.

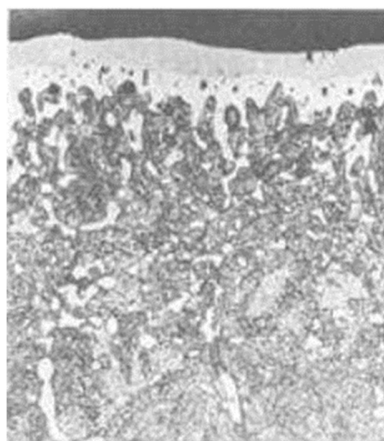


Figura 4.8. Microestructura de un recubrimiento de una aleación de acero borocromatitanizado. Fuente: (Davis, J. R., 2002).

Borocromavanadizado y borovanadización

En este método se producen capas que son bastante dúctiles con una dureza superior a 3000 HV (15 g de carga). Esto reduce drásticamente el peligro de desprendimiento en condiciones de carga de impacto.

Resistencia al desgaste de recubrimientos multicomponentes

Se han utilizado diversos métodos para calibrar la resistencia al desgaste de estos recubrimientos. La prueba de Faville, por ejemplo, ha sido llamada para evaluar su desempeño en condiciones de desgaste de metal a metal. Los datos típicos de las pruebas comparativas se representan en la Figura 4.9 (a). En todos los casos, el sustrato era acero C45 (AISI 1043), y ambos miembros de los dos tenían el mismo revestimiento. La resistencia al desgaste abrasivo se midió a través de una prueba de disco de esmerilado en la que se procesaron muestras de acero C45 recubiertas de carburo de silicio. Los datos de pérdida de peso en función del tiempo para esta prueba se muestran en la Figura 4.9 (b).

4.7 Propiedades de los aceros borurados

El borurado puede impartir un número de propiedades deseables a la superficie, incluyendo el aumento a la resistencia al desgaste y a la corrosión. Se ha

demostrado que la vida de servicio mejora en un factor de tres a diez debido al proceso de borurización.

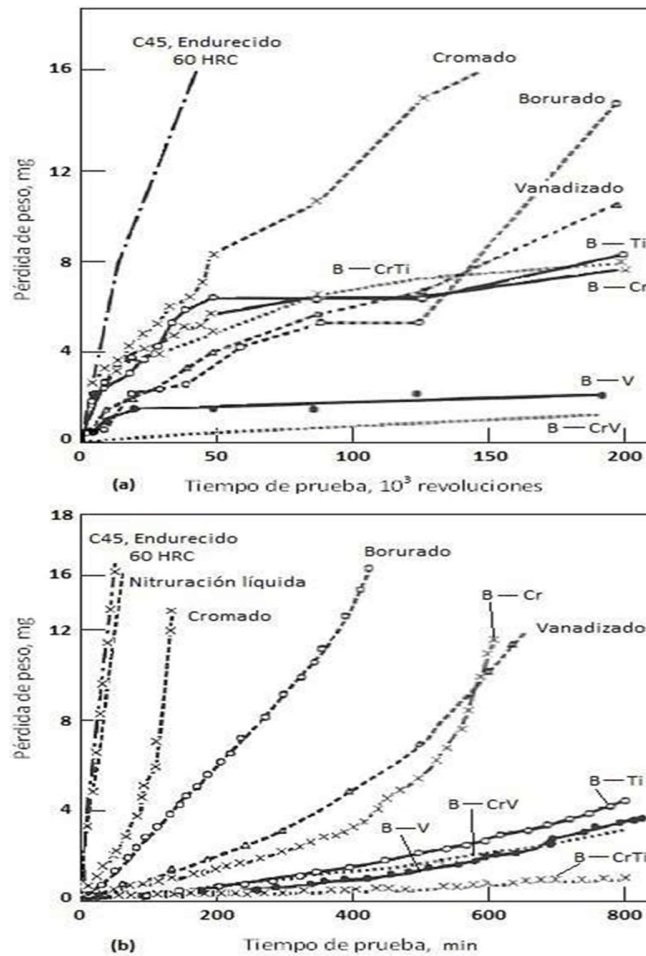


Figura 4.9. Resistencia al desgaste de varios tratamientos superficiales, incluyendo recubrimientos multicomponentes, donde: (a) Desgaste de metal a metal (prueba de Faville). Sustrato Acero de medio-carbono (C45). (b) Desgaste abrasivo (prueba de disco de molienda). Sustrato Acero de medio-carbono (C45). Fuente: (Davis, J. R., 2002).

Resistencia al desgaste abrasivo

Una alta dureza proporciona alta resistencia al desgaste. El espesor de la capa de boruro puede ser diseñado para una aplicación. Las capas entre 50 y 150 μm (0.002

y 0.006 in) de grueso son a menudo adecuadas para proporcionar resistencia al desgaste a piezas de máquinas. La prevención del desgaste por materiales abrasivos requiere un recubrimiento de al menos 200 μm (0.008 in) de profundidad. La Figura 4.10 muestra el efecto de la borurización a la resistencia al desgaste abrasivo de un acero C45 borurado en función del número de revoluciones por minuto (o periodo de esfuerzo) basado en el ensayo de Faville. Así mismo en la Figura 4.11 se muestra la influencia de la composición del acero en la resistencia al desgaste abrasivo.

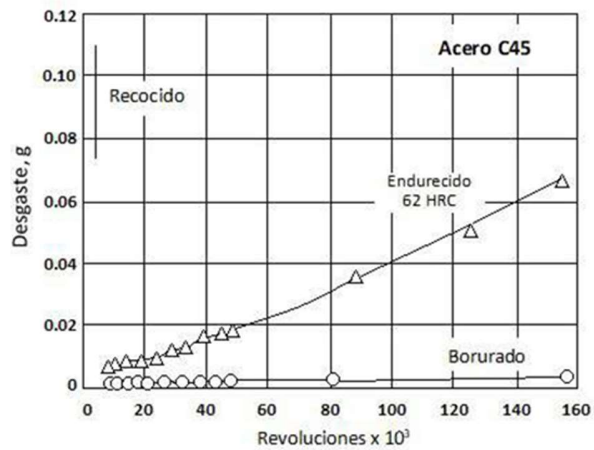


Figura 4.10. Efecto de la borurización en la resistencia al desgaste (Ensayo de Faville) de un acero 0.45 % C (C45) borurado a 900°C (1650°F) a 3 horas de tratamiento. Fuente: (Davis, J. R., 2002).

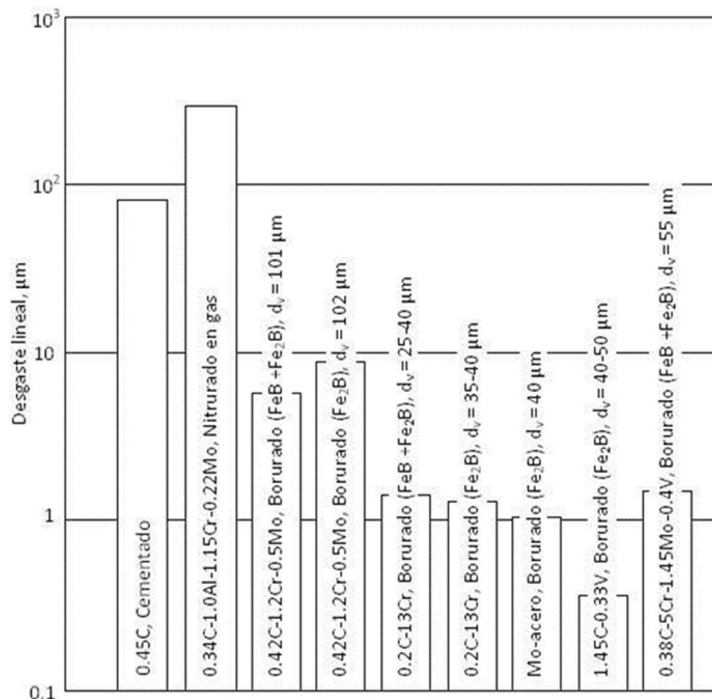


Figura 4. 1: Efecto de la composición del acero (valor nominal en wt%) en la resistencia al desgaste bajo un desgaste abrasivo (d_v = espesor de capa de boruro). Condiciones de prueba: Probador de molienda DP-U, hoja de SiC 220, tiempo de prueba de 6 min. Fuente: (Davis, J. R., 2002)

Resistencia a la adherencia

Las pruebas han demostrado que las superficies boruradas muestran poca tendencia a la soldadura en frío (Davis, J. R., 2002). Como resultado, las herramientas boruradas se utilizan para la conformación en frío de metales como el aluminio y el cobre.

Tenacidad

La buena unión entre la capa de boruro y el metal base garantiza que el recubrimiento no se descascare ni se desprenda bajo carga. Porque un componente borurado es en realidad un material compuesto, su tenacidad depende de la profundidad del recubrimiento, la sección transversal y de sus propiedades

mecánicas. En las pruebas de flexión de muestras boruradas que tienen microestructuras de simple fase (monofásicas) y profundidades de recubrimiento promedio de 150 a 200 μm (0.006 a 0.008 in.), se registraron alargamientos de hasta aproximadamente el 4 % con agrietamiento. Esto significa que las piezas boruradas también pueden sobrevivir una cierta cantidad de enderezamiento posterior al tratamiento sin agrietarse.

Resistencia a la corrosión en ácidos

El borurado aumenta la resistencia a la corrosión en ácidos como: clorhídrico, sulfúrico y fosfórico de aceros aleados y al carbón, y mejora la resistencia del acero inoxidable austenítico para ácido clorhídrico como se muestra en la Figura 4.12. El proceso se ha utilizado para tratar componentes de maquinaria textil, troqueles de extrusión de cerámica, troqueles de estampado y fundición, equipo de manejo de materiales de moldes de vidrio y varias herramientas que anteriormente eran artículos desechables. Cabe resaltar, sin embargo, que la resistencia de los aceros borurados a los ácidos oxidantes como el ácido nítrico no es tan bueno como la de los ácidos minerales mencionados anteriormente.

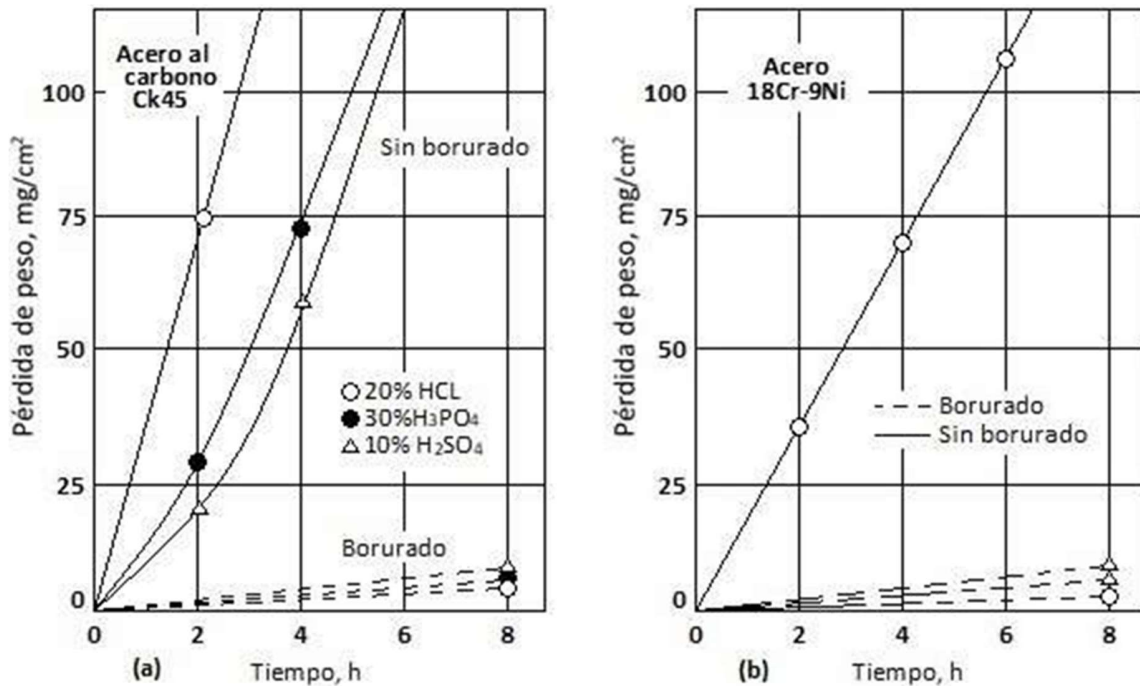


Figura 4.12. Efecto corrosivo de los ácidos clorhídrico y fosfórico en los aceros borurados y no borurados a 56°C (130°F). (a) Acero al carbono, 0.45 %C (Ck 45). (b) Acero inoxidable austenítico 18Cr-9Ni. Fuente: (Davis, J. R., 2002)

Resistencia a la corrosión en metales líquidos

Como se mencionó anteriormente las superficies boruradas exhiben resistencia al ataque de metales fundidos. Un estudio examinó el comportamiento de degradación del carbono unido (0.2 %°C) y los aceros de alta aleación (20 % Cr y 1 % Mo) en aluminio fundido y zinc (Davis, J. R., 2002).

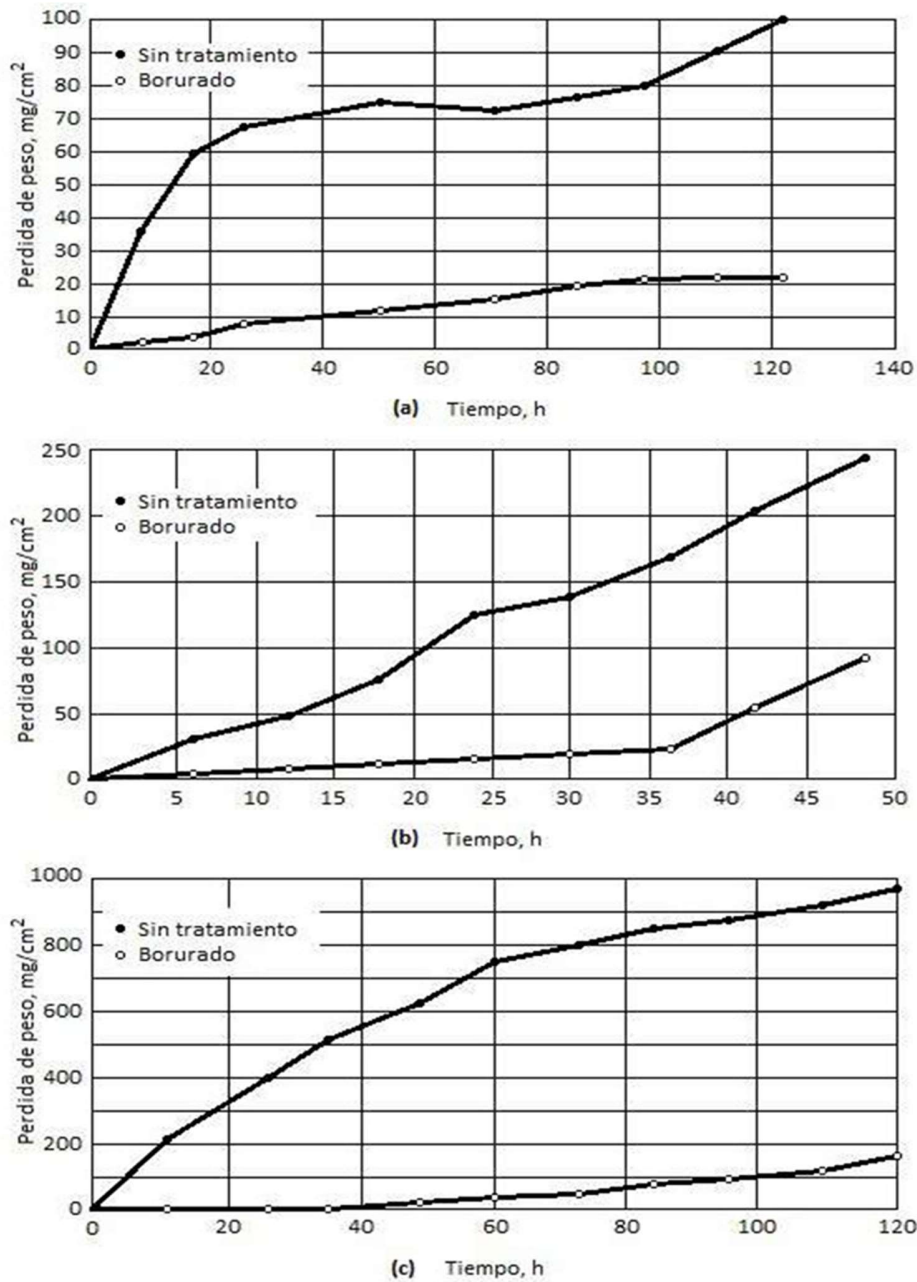


Figura 4.13. Pérdida de peso en función del número de ciclos para probetas circulares de acero (3 a 5.5 mm de espesor y 9 a 20 mm de radio) sumergidos en aluminio y zinc fundido. (a) Acero al carbono en aluminio. (b) Acero al carbono en zinc. (c) Acero de alta aleación en zinc. Fuente: (Davis, J. R., 2002).

Las muestras boruradas fueron empaquetadas a 900°C (1650°F) durante 4 horas y se sumergieron en aluminio fundido y zinc durante períodos de 6 a 20 horas y a

temperaturas de 630°C (1165°F) (fundición de aluminio) y 500°C (930°F) (fundición de zinc). En la Figura 4.13 se observa el rendimiento mejorado de las muestras boruradas. Dichas pruebas demuestran que los componentes de acero borurado podrían encontrar una amplia gama de aplicaciones en diversas industrias que manejan metales fundidos, incluidos:

- Componentes para manipular zinc fundido en industrias de galvanización por inmersión en caliente.
- Bombas de metal fundido para manejo de aluminio.
- Sistemas de filtración de aluminio fundido y desgasificación.

4.8 Aplicaciones de la borurización de empaquetamiento en caja

Las piezas boruradas han sido usadas en una amplia variedad de aplicaciones industriales, (Davis, J. R., 2002), debidas a las numerosas propiedades ventajosas de las capas de boruro. En situaciones de desgaste por deslizamiento y adhesivo, el borurado se aplica a:

- Anillos giratorios de acero, cable de acero y casquillos de guía de hilo de acero (fabricados en DIN St 37 para maquinaria textil).
- Guía ranurada de tambores de fundición de hierro gris (guías de roscas) para maquinaria textil.
- Engranajes de la bomba de aceite del motor Diésel (fabricados en acero de aleación 4140 templado, luego endurecido y templado).

Como materiales resistentes al desgaste abrasivo, se utilizan aceros inoxidables para piezas tales como tornillos recubiertos y casquillos, pantallas de orificios perforados y ranurados, rodillos, componentes de válvulas, accesorios, guías, ejes y husillos. Otras aplicaciones para aceros borurados para el desgaste abrasivo incluyen:

- Boquilla de quemador utilizada para la cocción de aceite y la eliminación de desechos líquidos en la industria química (hecha de acero al carbono AISI 1045).
- Tornillos, puntas, válvulas de retención y cilindros para la extrusión de plásticos rellenos de vidrio (hecho de aleación de acero AISI 4140).
- Boquillas para el manejo de ácido prúsico (hecho de acero inoxidable tipo AISI 316).
- Boquillas de bolsas de llenado.
- Tornillos de extrusión, cilindros, boquillas y bloques de corriente inversa en maquinaria de producción de plástico (maquinaria de extrusión y moldeo por inyección).
- Pliegues y placas deflectoras para equipos de transporte de gránulos de plástico rellenos de minerales en la industria del plástico.
- Troqueles de perforación (para realizar perforaciones en piezas de accesorios para automóviles), matrices de prensado y dibujo y anillos de sujeción (hechos de acero de herramienta AISI S1).
- Troqueles de prensa, plantillas de corte, pantallas de placas perforadas (de acero DIN St 37).

- Engranajes de tornillo y rueda, engranajes cónicos (hecho de acero AISI 4317).
- Moldes de acero (para la fabricación de ladrillos y crisoles de cerámica en la industria de la cerámica), barriles de extrusión, émbolos y anillos (fabricado de acero AISI 4140).
- Puntas extrusoras, válvulas de retención y cilindros (para extrusión de minerales abrasivos o plásticos rellenos de fibra de vidrio, hecho de acero AISI 4150).
- Rellenos de fundición para el procesamiento de metales no ferrosos (de acero AISI H11).
- Cintas de transporte para briquetas de carbono de lignito.

Las piezas boruradas también encuentran aplicaciones en moldes de fundición a presión; bloques de flexión; bloques de trefilado; abrazaderas de tubo; rodillos de prensado y conformado, rodillos para molinos en frío; mandriles herramientas de prensa; casquillos; barras de guía; discos; insertos de fundición; varios tipos de troqueles incluidos el laminado en frío, flexión, extrusión, estampado, prensado, punzonado, laminado con hilo, conformado en caliente, moldeo por inyección, forjado en caliente, dibujo, estampado, y así sucesivamente en A2, A6, D2, D6, H10, H11, O2 y otros aceros para herramientas.

Las piezas de acero borurado también han sido utilizadas como tubería de transporte para metales no ferrosos fundidos como el aluminio, el zinc y las

aleaciones de estaño (hecho de DIN St 37), codos de tubería de transporte resistentes a la corrosión para el monómero de cloruro de vinilo, discos abrasivos (fabricados con DIN Ck 45), componentes fundidos a presión, revestimientos resistentes a la erosión de la lámina de aire, componentes de impresión de datos (por ejemplo, martillos magnéticos e impresoras de alambre) y empujadores de motor. Algunos ejemplos de la borurización multicomponente incluye: mejorar la resistencia al desgaste de los aceros austenítico (borocromatizado), piezas para máquinas procesadoras de plásticos (borocromatitanización), y matrices utilizadas en la industria de la cerámica (borocromatizado).

Capítulo 5

Fundamentos de diseño de sierras circulares

La tarea de diseñar a una “nueva” pieza que sea casi idéntica a una pieza ya existente, es una tarea sencilla ya que se puede utilizar el mismo material y procesarlo de la misma manera. Sin embargo la tarea de diseñar y seleccionar un material para que una nueva pieza de la que no hay antecedentes, es una tarea mucho más compleja y requiere conocimientos de cargas, distribución de cargas,

conocimientos ambientales e incluso hay que tomar en cuenta expectativas del cliente y factores referentes a la fabricación.

En estos factores, el selector de materiales debe tomar en cuenta los cambios en las propiedades del material inducidos en la fabricación debido a tratamientos mecánicos y térmicos. La tarea de diseñar involucra expresiones personales o culturales, es decir en el diseño suelen denominarse diseño “estético”, en tanto a las mejoras al desarrollo de un producto se consideran un diseño “funcional”. La estética y la funcionalidad pueden trabajar en conjunto para crear un producto que no sólo agrade a los sentidos, sino que también satisfaga las demandas específicas del producto. La tarea de diseño es compleja, pero al atacar un problema conviene hacerlo siguiendo un procedimiento específico.

Hoy en día existen varios procesos de diseño los cuales nos llevan desde la conceptualización de la idea hasta un diseño a detalle es decir dibujos de producción o de funcionamiento. El modelo simple de 4 etapas (ver Fig. 5.1), y el modelo francés son un par de ejemplos (Giesecke, F., Hill, I., Spencer, H., Mitchell, A., Dygdon, J., Novak, J., & Lockhart, S., 2013).



Figura 5.1. Modelo simple del proceso de diseño.

Estos modelos dan paso a distintos métodos, uno de los métodos más utilizados es el creativo, en el que el diseñador recurre a su creatividad e imaginación, a analogías de sistemas o productos que no son afines, etc. Por otra parte también se encuentra el método de 6 pasos (ver Fig. 5.2).

Por último, existe un método racional, el cual se describe por (Cross, N., 2000), que se compone de 7 etapas, como son: clarificar objetivos, establecer funciones, configurar requerimientos, determinar características, generar alternativas, evaluar alternativas, diseño conceptual. En las cuales se pretende ir de un problema general

a sub-problemas, resolverlos mediante sub-soluciones y generar una solución general.

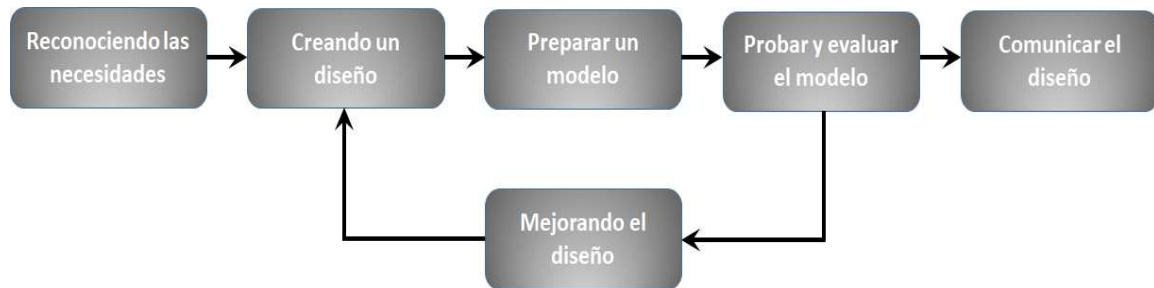


Figura 5.2. Los seis pasos en el proceso de diseño.

Sin embargo el enfoque organizado y ordenado para resolver problemas se conoce como “proceso de diseño”, el cual en ingeniería toma en cuenta las necesidades, los deseos y los problemas de la sociedad mediante la aplicación de principios científicos, experiencia y creatividad. Los diferentes tipos de dibujos técnicos tienen una función específica en el proceso de diseño de ingeniería, es decir los bosquejos a mano alzada capturan y documentan el proceso de ideación. Mientras los modelos y dibujos CAD (Computer-Aided Design por sus siglas en inglés) capturan el diseño y especifican los detalles necesarios para su fabricación. El proceso de diseño para cualquier producto requiere una comprensión clara de las funciones y el requerimiento esperado de ese producto. Se estima que entre 70 y 80% de los costos de desarrollo y fabricación de los productos se determina durante las fases de diseño inicial. En este trabajo se utilizará el modelo simple de 4 etapas.

El procedimiento para diseñar un nuevo producto o mejorarlo consta de las siguientes etapas, las cuales se mostraron en la Figura 5.1:

- Identificación del problema: como primer paso, debe escribirse una manifestación clara de la necesidad y los objetivos del diseño.
- Ideación: con frecuencia se emplean bocetos técnicos para transmitir conceptos a equipos multidisciplinarios.
- Refinamiento/Análisis: los diseños pueden repensarse, con base en el análisis de ingeniería. Los bosquejos CAD son útiles durante la fase de análisis y concesión. Para perfeccionar el diseño, se crean dibujos y modelos CAD en 2D o 3D.
- Implementación/documentación: se concluyen y aprueban los dibujos de productos y/o funcionamiento que proporcionan los detalles de fabricación y ensamble.

Idealmente el diseño transcurre a través de estas etapas, pero cuando hay información nueva disponible, pudiera requerirse volver a una etapa anterior y repetir el proceso nuevamente. A continuación se detallan las etapas del diseño de ingeniería:

ETAPA 1

Identificación del cliente y del problema

La función básica del diseño de ingeniería es proporcionar soluciones a los problemas y satisfacer las necesidades o deseos de los productos, servicios o sistemas. El proceso de diseño de ingeniería comienza con el reconocimiento o la identificación de estas necesidades y la consideración de la viabilidad económica de su posible satisfacción. Un buen diseño no solo debe resolver el problema, sino también debe satisfacer las necesidades y deseos del cliente. Es por ello que cualquier nuevo diseño, así como el proceso de diseño relacionado, debe estar impulsado en última instancia por las necesidades del usuario final. Los diseños de ingeniería van desde los sencillos y de bajo costo, como lo es un simple tornillo, hasta los complejos y costosos, como lo productos que satisfacen las necesidades del viaje por aire, tierra y el espacio. Los productos pueden ser nuevos o versiones modificadas de productos ya existentes.

ETAPA 2

Generación de conceptos

Una vez identificado el problema o necesidad, el equipo de diseño empieza a generar posibles soluciones. Durante esta etapa, se realiza una fase de ideación, se recogen muchas ideas, sean razonables o no. Las ideas pueden provenir de personas o bien desarrollarse en las sesiones de lluvia de ideas del equipo. Durante la fase de ideación es frecuente el uso de bosquejos técnicos. Su capacidad de crear libremente bosquejos técnicos permite presentar y compartir ideas, así como

registrarlas para que pueda emplearlas en las soluciones, inspiraciones y avances que surjan durante esta etapa creativa del proceso. Todas las notas y bosquejos deben estar firmados, fechados y deben conservarse para la documentación de diseño y como una posible prueba para la obtención de una patente. En la Figura 5.3, se muestra un bosquejo de la ideación de una hoja de sierra circular patentada por (Wettstein, J., 1914).

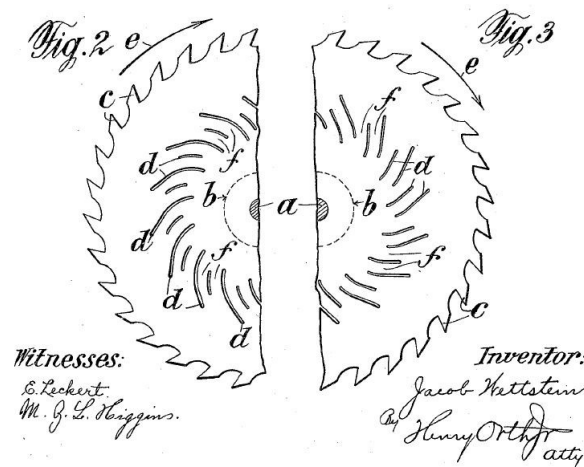


Figura 5.3. Hoja de sierra circular. Patente US 1083645.

ETAPA 3

Soluciones consensuadas

Después de considerar cuidadosamente el problema, el equipo de diseño selecciona varias características de los conceptos generados en la fase de ideación y los combina en una o más soluciones consensuadas que son prometedoras. En esta etapa se evalúa a detalle la mejor solución y se hacen intentos por simplificarla

de modo que tenga un desempeño eficiente y que sea fácil de fabricar y reparar, e incluso que su desecho sea sencillo cuando su vida útil haya terminado. Sin embargo los bosquejos de diseño refinados suelen ir seguidos de un estudio de materiales adecuados y de los problemas de movilidad que puedan estar implicados. ¿Qué fuente de energía se va a utilizar: manual, motor eléctrico, o algún otro medio? ¿Qué tipo de movimiento requiere? ¿Es necesario traducir el movimiento rotatorio en movimiento lineal o viceversa? Muchos de estos problemas se resuelven gráficamente utilizando dibujos esquemáticos en los que varias partes se muestran mediante en forma de esqueleto.

Es decir, las poleas y engranajes se representan mediante círculos, un brazo por una línea sencilla y una trayectoria de movimiento mediante líneas centrales. En esta etapa también pueden hacerse ciertos cálculos básicos, como los relacionados con la velocidad y la aceleración. Como resultado de los estudios preliminares sigue una distribución del diseño, por lo general mediante un dibujo preciso de CAD que muestra el tamaño real del diseño, de modo que las proporciones y ajustes puedan visualizarse con claridad, o puede usarse un bosquejo de diseño claramente dimensionado. Los materiales y los costos se toman en cuenta con mucho cuidado. Aunque las consideraciones funcionales deben ser primordiales, en todo momento se deben tener presentes los problemas de manufactura.

ETAPA 4

Modelos y prototipos

Algunas veces, los equipos de diseño construyen un modelo a escala para estudiar, analizar y perfeccionar el diseño. Un modelo funcional de tamaño completo de acuerdo con las especificaciones finales (excepto, posiblemente, por los materiales) se conoce como un "prototipo". El prototipo se prueba y modifica cuando es necesario y la información obtenida se utiliza para revisar el diseño si así se requiere. En ocasiones cuando el modelo no resulta satisfactorio, puede ser necesario volver a una etapa anterior del proceso de diseño y repetir el procedimiento, teniendo en cuenta lo aprendido durante el proceso de prueba. Un modelo CAD en 3D preciso puede actuar como un prototipo virtual, lo que hace que en ocasiones incluso sea innecesario crear un prototipo físico para probar el diseño. Utilizando un modelo CAD preciso, los diseñadores pueden observar los espacios y calcular las propiedades de masa.

ETAPA 5

Dibujos de detalle

No importa que tan bien un diseño pueda satisfacer una necesidad. Antes de construir o fabricar un producto, es común que se elabore un conjunto final de dibujos de producción o funcionamiento, para su revisión y aprobación. Los dibujos, que se muestran en todas las vistas necesarias, incluyen el material, las dimensiones y las tolerancias requeridas. También se incorporan notas y otra información necesaria para describir cada pieza de manera suficiente con el fin de

que puedan fabricarse consistentemente. Estos dibujos de las piezas individuales también se conocen como “dibujos de detalle”.

Son innegables los importantes cambios que vienen experimentando las sociedades modernas. Abordar el desarrollo de cualquier tipo de material, que debe cumplir con tan altas disposiciones, tal como ocurre con el desarrollo de sierras de corte circular (Gjerde, A., 1980; Pearson, H., 1964; Slajé, E., 1978; Heyen, A., 2006; Heyen, A., 2016). Observando las necesidades de los usuarios (carpinteros, ebanistas, fabricantes de muebles, etc.) y las tendencias en aplicaciones y materiales, a diario se emplean sierras circulares de mano y de mesa, por lo que se necesitan hojas de sierra circular que sean de calidad y económicas. Las sierras circulares se pueden clasificar en tres tipos, como son: *Sierra circular manual con cable*, esta sierra circular es una de las herramientas más importantes para un carpintero, con ella puede cortarse en línea recta, casi cualquier material con exactitud suficiente si se usa la hoja de corte apropiada.

Lo más común de estas sierras, es que la hoja tenga 185 mm de diámetro, con lo que puede cortarse materiales de hasta algo más de 35 mm de grueso y es desmontable para ser sustituida o afilada en caso de perder el filo, que es muy importante para un trabajo adecuado de la sierra así como de la calidad del corte. Pueden adquirirse en el mercado hojas para muchos propósitos, hay hojas para corte transversal, al hilo y combinada para madera, para corte de plásticos, para madera contrachapada, para metales, para cerámicas y hormigón etc. Las hojas para corte de madera contrachapada y paneles son de dientes muy pequeños para

dejar un corte limpio. Para los metales, las cerámicas y el hormigón se usan discos abrasivos reforzados de diferente granulometría. *Sierra de brazo radial*, esta fue desarrollada en 1922 por DeWalt; estas sierras se suelen emplear para cortar madera y plásticos al igual que la sierra circular de mesa, las sierras de brazo radial tienen hoja circular y motor que se mueve a lo largo de un brazo superior de soporte.

La hoja se avanza hacia la pieza de trabajo estacionaria para efectuar el corte necesario. *Sierra Circular de Mesa*, esta sierra se emplea comúnmente en la construcción es una máquina ligera y sencilla, compuesta de una mesa fija con una ranura en el tablero que permite el paso del disco de sierra, un motor y un eje portaherramienta. La transmisión puede ser por correa, en cuyo caso la altura del disco sobre el tablero es regulable a voluntad, o directamente del motor al disco, siendo entonces éste fijo. Esta máquina es utilizada para aserrar longitudinal o transversalmente maderas, y también para seccionarlas. Empleando una hoja adecuada (En cuanto a su dureza y a la forma de sus dientes).

La calidad del metal duro utilizado para la producción de los dientes de las hojas de sierra circular es un factor decisivo para fabricar productos de máxima calidad, la industria de herramientas en general sigue creciendo, conforme va extendiéndose en los mercados emergentes. Una sierra de corte circular ha sido materia de investigación debido a la gran demanda por facilitar la vida cotidiana. Principalmente en Europa (Alemania, Francia, Italia, España, Polonia, Bélgica, Eslovenia, Noruega, Luxemburgo, Suiza, Rep. Checa y Turquía) y Estados Unidos se encuentran las empresas dedicadas al desarrollo de sierras circulares, y en menor medida en

China, Irán, Japón y Perú. En 1966 comenzó una nueva era en la tecnología de serrado, cuando LENNARTZ fabricó la primera hoja de sierra circular de metal duro del mundo para el corte de acero. Muchos años de investigación y desarrollo, que en aquel entonces supusieron unos gastos de 1 millón de marcos alemanes, condujeron a la empresa a la cima de esta tecnología en estrecha colaboración con destacados fabricantes de máquinas.

Ya en 1970, Lennartz se convirtió en el primer fabricante del mundo en producir en serie hojas de sierra circulares con plaquitas de metal duro de esta categoría. En los años siguientes, se realizaron fuertes inversiones en máquinas altamente modernas que, sobre todo, favorecieron la mejora en la calidad y la ampliación del departamento de fabricación de herramientas de metal duro. Desde entonces, se ha prestado una atención muy especial a la mejora permanente de la tecnología de fabricación y desarrollo de sierras circulares de metal duro de alto rendimiento (De Máquinas y Herramientas., 2018).

El corte de acero y metales no ferrosos impone requisitos muy exigentes a la herramienta utilizada. A tal fin, se ofrecen una gran variedad de geometrías de corte, que pueden diseñarse individualmente para cualquier necesidad. Además de las anchuras de corte y los grosores de los cuerpos de sierra convencionales, la gama de productos ofrecidos incorpora también para cada aplicación la tecnología de corte fino recién desarrollada. Con un nivel constante de precisión y estabilidad de la hoja de sierra circular, la anchura de corte se ha venido reduciendo hasta en un tercio, lo que ofrece al cliente ventajas significativas como las siguientes:

- Aumento de la vida útil.
- Ahorro de material gracias al menor número de operaciones de corte.
- Reducción notable en la generación de virutas.
- Ahorro energético gracias a las fuerzas de corte reducidas; la potencia necesaria del motor se reduce en hasta el 40 %.

El elemento de corte de las sierras circulares está constituido por hojas o cuchillas circulares construidas de diversos materiales y disponibles en una amplia serie de tamaños y tipos de dentado que afectan una elección particular. El precio de las hojas de sierra circular varía enormemente, y muchos de los productos más costosos tienen características que les otorgan una mayor duración y un mejor funcionamiento. Las hojas económicas pueden perder rápidamente el filo, pero son ideales para los que las utilizan en forma esporádica. Por esta razón, es esencial elegir la hoja correcta para un modelo de sierra circular en particular. Es muy importante primero plantear una serie de preguntas a modo de guía. Por ejemplo:

1) ¿Qué tipo de material se va a cortar y cuál es su espesor? ¿Se trata de madera? Y en ese caso, ¿madera blanda, dura, aglomerados, laminados o contrachapados? ¿Se trata de yeso, plástico, granito, hormigón o materiales ferrosos o no ferrosos? Es importante conocer que las hojas de sierra circular están construidas de distintos materiales y han sido diseñadas de acuerdo con lo que van a cortar, incluso si la superficie de trabajo presenta clavos y tornillos en la dirección del corte.

2) ¿De qué tipo de máquina se dispone para efectuar el corte? ¿Una sierra circular estacionaria? ¿Una ingletadora? ¿Una sierra portátil con cable o una inalámbrica? Algunas hojas de sierra circular están diseñadas para usarse exclusivamente en determinado tipo de sierra, por lo que desconocer este detalle puede producir malos resultados e incluso puede llegar a ser peligroso.

3) ¿Qué tipo de corte se desea efectuar y qué grado de acabado se pretende lograr? Por ejemplo, si es madera, ¿se quiere cortar en la dirección del grano (longitudinal) o en dirección transversal al grano? ¿O se prefiere efectuar un corte en seco o en húmedo? Nuevamente, la disponibilidad de hojas de sierra circular para cada uno de estas funciones es vasta y los acabados varían entre regulares, buenos y excelentes, donde siempre se trata de evitar el astillado de la madera y la formación de rebabas en otros materiales.

Las hojas de sierra son piezas íntegramente metálicas provistas, casi siempre, de dientes. Existen cuatro tipos distintos de materiales para fabricar el dentado, por lo que en el mercado encontraremos las siguientes variedades de hojas de sierra (ver Tabla 5.1):

Tabla 5.1. *La diferencia fundamental entre las sierras de disco.*

Material de la Hoja de Sierra	Características	Usos
Acero para herramienta	Hojas íntegramente de acero al carbono templado. Son económicas y funcionan bien para cortar madera blanda, pero se desafilan rápidamente en madera dura.	<ul style="list-style-type: none"> • Madera blanda. • Tubos de acero de poco espesor. • Materiales no ferrosos.

<p>Acero rápido (HSS)</p>	<p>Hojas de acero al carbono templado generalmente provistos de ranuras de expansión para reducir el calentamiento y evitar torceduras. Pueden ser de dos tipos:</p> <ul style="list-style-type: none"> • Con dientes de carburos metálicos sinterizados (polvo de carburo de tungsteno + carburo de cobalto). • Con dientes que tienen insertos de metal duro HM (widia): permiten obtener acabados óptimos y excelente duración. 	<ul style="list-style-type: none"> • Madera blanda y semidura. • Acero y acero inoxidable. • Materiales ferrosos y de fundición. • Tubos. • Plástico. • Aluminio.
<p>Carburo</p>	<p>Hojas de acero al carbono templado generalmente provistos de ranuras de expansión para reducir el calentamiento y evitar torceduras. Pueden ser de dos tipos:</p> <ul style="list-style-type: none"> • Con dientes de carburos metálicos sinterizados (polvo de carburo de tungsteno + carburo de cobalto). • Con dientes que tienen insertos de metal duro HM (widia): permiten obtener acabados óptimos y excelente duración. 	<ul style="list-style-type: none"> • Madera blanda, semidura y dura. • Aglomerados. • Melamínicos. • Plásticos. • Aluminio, acero, cobre y metales no ferrosos.
<p>Diamante</p>	<p>Hojas de acero al carbono templado con borde continuo o segmentado de diamante policristalino (PCD).</p> <ul style="list-style-type: none"> • Generalmente no contienen dientes. • Excepcional dureza. • Rendimiento muy superior a los insertos de metal duro. • Ideales para materiales altamente abrasivos. • Excelente desempeño en madera maciza sin nudos. 	<ul style="list-style-type: none"> • Maderas duras y abrasivas. • Aglomerados y contrachapados. • Plásticos. • Aluminio. • Materiales no ferrosos. • Cerámica. • Vidrio. • Hormigón. • Asfalto.

En vista de sus características propias de diseño, el desempeño de una hoja de sierra circular está determinado, en parte, por los siguientes parámetros.

- Diámetro
- Ancho de corte
- Número y paso de dientes

- Tamaño de la garganta
- Ángulo de ataque de los dientes
- Geometría de los dientes

Una breve examinación de cada uno de estos parámetros, teniendo en cuenta la siguiente figura (ver Figura 5.4):

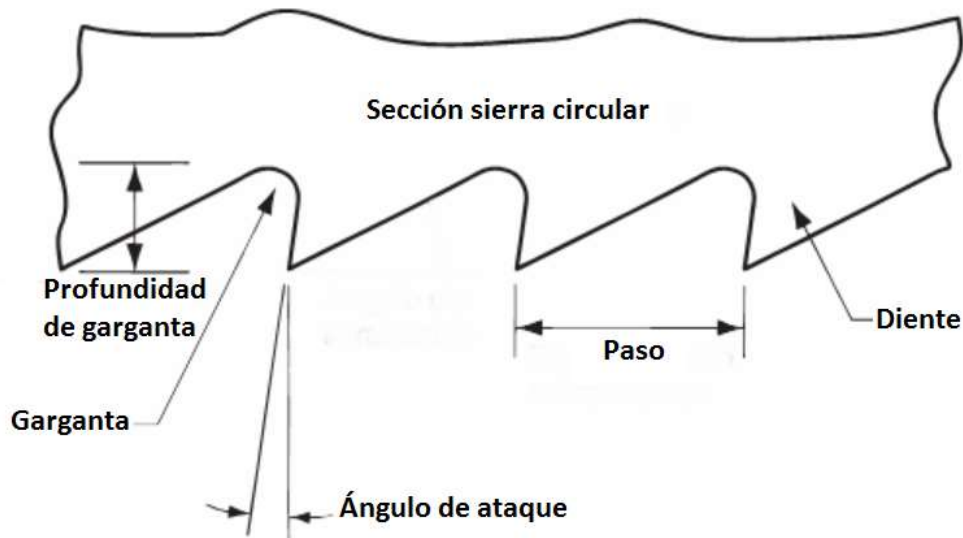


Figura 5.4. Partes de una sección de una sierra circular.

Diámetro

Dependiendo del *espesor* del material a cortar se pueden encontrar *hojas de sierra circular* cuyos diámetros varían de aproximadamente 85 a 650 mm. Es importante lograr la máxima estabilidad de la máquina y el menor trazo posible de la *hoja de sierra circular*, y esto se consigue con un *diámetro pequeño*, aunque, a este respecto, la decisión se tomará por las características de la máquina y por el

diámetro y la velocidad de rotación del vástago que porta la *hoja de sierra circular*. Por lo general, el diámetro más común es el de 184 mm. No obstante, las sierras de mesa y las ingletadoras pueden requerir hojas de mayor diámetro, por ejemplo, 250 o 300 mm. También debe considerarse el tipo de material a cortar y la clase de corte a efectuar: si se trata de madera maciza y húmeda conviene usar hojas de gran diámetro y pocos dientes. Para cortes transversales se utilizan hojas de diámetro y número de dientes intermedio (más de 40 dientes) con los que se obtiene un mejor acabado en el corte.

Número y paso de dientes

Aunque existe una amplia selección en el número de dientes que contienen las *hojas de sierra circular*, la regla general es que un menor número de dientes corta más rápido. El número de dientes generalmente se mide por el tamaño de una hoja particular, y la mayoría de los productos se identifican por su número de dientes por unidad de longitud (centímetro o pulgada). Las *hojas de sierra circular* que tienen menos dientes crean cortes más grandes y son ideales para cortes longitudinales paralelos al borde más largo. Las hojas que tienen más dientes son mejores para cortes bastos de tipo transversal.

La distancia entre cada diente se llama *paso*. Para obtener un corte de buena calidad es fundamental que un determinado número de dientes penetre la pieza de trabajo al mismo tiempo. Generalmente, cuanto más delgado el material, menor es el paso del diente (y mayor la cantidad de dientes), por lo que se obtiene un acabado más fino. Cuanto más grueso es el material, mayor será el paso del dentado (y

menor la cantidad de dientes), lo que genera un aserrado más basto. La cantidad de dientes de un disco también se ajusta según la velocidad de avance del material aserrado.

Ancho de corte

Es el *espesor de la hoja* y por lo tanto representa la ranura que produce esta al penetrar en la pieza de trabajo. Algunas hojas son más gruesas, mientras que otras son más delgadas. Las hojas que tienen un mayor ancho de corte suelen ser más costosas, pero por lo general duran más, extraen más material, producen un corte lento que requiere más fuerza y son ideales para cortar a través de clavos y tornillos. Las hojas con menores anchos de corte son ideales para el acabado de carpintería porque eliminan menos material durante el corte, son más rápidas, más filosas y más suaves, pero son menos estables que el corte ancho y pueden desafilarse rápidamente.

Tamaño de la garganta

La **garganta** es el espacio frente a cada diente para permitir la evacuación de virutas. En una operación de corte longitudinal, la velocidad de alimentación es más rápida y el tamaño de la viruta es más grande, por lo que la garganta tiene que ser lo suficientemente profunda para la gran cantidad de material que debe manejar. En una *hoja de corte transversal*, la viruta es más pequeña y es menor por diente, por lo que la garganta es mucho menor. En el comercio pueden adquirirse *hojas de sierra combinadas* (ver figura de abajo) que están diseñadas para manejar cortes longitudinales y transversales. Estas hojas poseen gargantas grandes y pequeñas

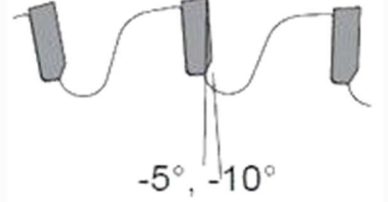
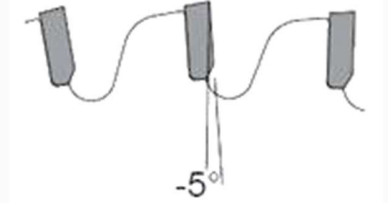
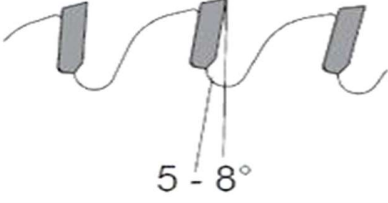
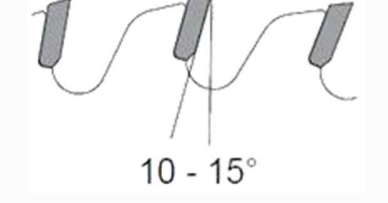
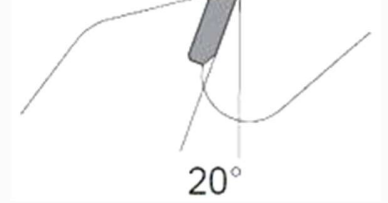

entre los grupos de dientes: las grandes ayudan a limpiar las mayores cantidades de material que se generan en el corte longitudinal, mientras que las gargantas pequeñas inhiben una velocidad de avance demasiado rápida en el corte transversal.

Ángulo de ataque de los dientes

En la mayoría de las **hojas de sierra circular**, las caras de los dientes están inclinadas hacia adelante o hacia atrás, en lugar de estar perfectamente alineadas con el centro de la hoja. Esto se denomina **ángulo de ataque**. En una hoja con un **ángulo de ataque positivo**, los dientes están inclinados hacia adelante, hacia la dirección de la rotación de la hoja. Un **ángulo de ataque negativo** significa que los dientes están inclinados en la dirección contraria a la rotación, y un **ángulo de ataque de 0°** significa que los dientes están alineados con el centro de la hoja.

El grado de penetración está dado por el ángulo de ataque y el mejor acabado de la pieza se obtiene con ángulos grandes, aunque si el material es especialmente duro o abrasivo, esto acortará la vida útil de la **herramienta**. Generalmente, los materiales blandos deben ser trabajados con herramientas que tengan un ángulo de ataque grande, y los materiales duros, con un ángulo de ataque más reducido. Cómo norma se puede decir que los ángulos de ataque son inversamente proporcionales a la dureza del material a trabajar. En la Tabla 5.2, se detallan los principales ángulos de ataque para diferentes aplicaciones.

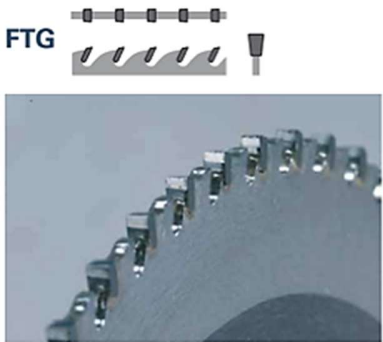
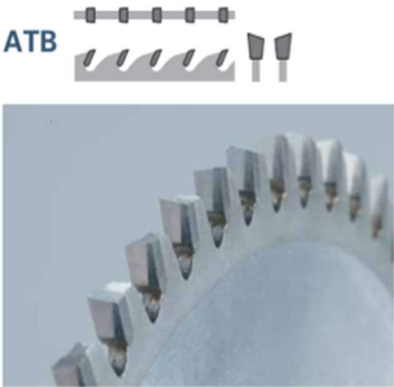
Tabla 5.2. Ángulos de ataque de los dientes *comunes sierras de disco*.

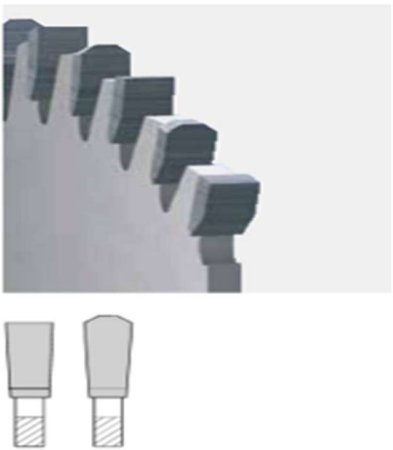
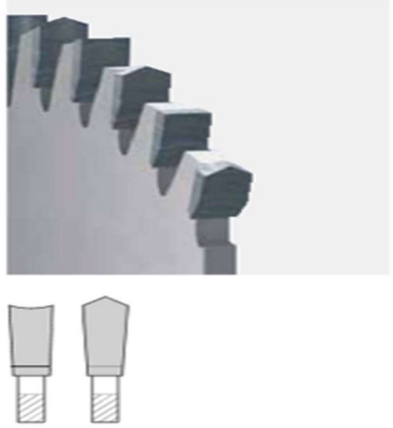
Características	Ángulo de ataque
<p>Tronzado de madera en máquinas de pendulares, sierras circulares manuales, corte paralelo y de borde de bandas.</p> <p>La forma del diente va entre -5° a -10°</p>	
<p>Este ángulo de diente es ideal para corte de metales no-ferroso, plásticos y plastificados, para máquinas alimentación manual. Diente con ángulo de -5°</p>	
<p>Para cortes de plástico semiduro a duro, tableros laminados y contrachapados, corte a inglete de madera y metales no-ferroso.</p> <p>Para trabajar en máquinas con avance automático. Este tipo de sierras va desde 5° a 8°.</p>	
<p>Tronzado de madera y tableros de fibra, cartón-yeso, tableros aglomerados y contrachapados. Ideal para máquinas con avance automático. Dientes con un ángulo de incidencia de 10 a 15 grados positivos.</p>	
<p>Esta sierra se suele utilizar para el aserrado de madera seca o verde. Incorpora un ángulo de incidencia de 20° positivos.</p>	
<p>Sierras circulares para aserrado y canteado de madera verde. El ángulo del diente va de 25 a 30° positivos.</p>	

Geometría del diente

Las diferentes formas de los dientes de una *hoja de sierra circular* son más o menos adecuadas para los diferentes materiales de trabajo y condiciones de corte. Generalmente *las sierras contienen un solo tipo de diente o dos tipos distintos en forma alternada*. En la Tabla 5.3, se detallan las geometrías más comunes, con las siglas en inglés entre paréntesis.

Tabla 5.3. Geometrías *comunes de dientes en sierras de disco*.

Tipo de Diente	Características	Perfil
<p>Plano o Recto (FTG)</p>	<ul style="list-style-type: none"> • Es un solo tipo de diente de cima plana. • Óptimo para cortes longitudinales rápidos y toscos en madera maciza y tableros no recubiertos. • Mantenimiento sencillo. 	<p>FTG</p> 
<p>Biselado Alterno o Variable (ATB)</p>	<ul style="list-style-type: none"> • Las puntas de los dientes están biseladas de forma alterna a la derecha y a la izquierda, desgarrando la fibra del material para producir un corte limpio. • Apropriado para la aplicación universal en madera blanda y dura, tablas de virutas prensadas, materiales compuestos, materiales de tablero sensibles o con un recubrimiento fino, tableros de varias chapas, madera 	<p>ATB</p> 

	<p>contrachapada, materiales compuestos de fibras y MDF.</p> <ul style="list-style-type: none"> • Ideal para cortes longitudinales y transversales. 	
<p>Plano o Trapezoidal (TCH)</p>	<ul style="list-style-type: none"> • A un diente plano le sigue un diente trapezoidal ligeramente más alto. • El diente trapezoidal corta una ranura a través del material seguido por un diente plano que limpia el corte. • Apropiado para la aplicación universal en perfiles y materiales macizos: tabla de virutas prensadas, madera blanda y dura, materiales de tablero (con recubrimiento por una cara o por las dos), plásticos, metales no ferrosos, cobre, latón, aluminio, laminados, placas revestidas de aglomerado y otros materiales derivados de la madera. • Entrega un acabado óptimo. 	
<p>En Punta Cónico (DH) o (HFP)</p>	<ul style="list-style-type: none"> • A un diente con la parte superior en punta le sigue un diente rectificad con forma cóncava. • Apropiado para materiales de tablero recubiertos por una cara o por las dos. • Ideal para el corte de tableros laminados y materiales muy abrasivos sin utilizar un disco de sierra incisor, con un resultado de corte muy limpio y larga vida útil. 	

A modo de síntesis de lo que acabamos de ver, las siguientes pautas son generalizaciones que podrán ayudarnos a concretar la compra exitosa de una hoja de sierra circular.

- Cuantos más dientes tenga la hoja de sierra, su vida útil será menor, su costo será mayor, tendremos una baja velocidad de avance, requerirá una herramienta de mayor potencia y obtendremos un acabado más liso, uniforme y delicado.
- Cuantos menos dientes tenga la sierra, su vida útil será mayor, su costo será menor, tendremos una alta velocidad de avance, requerirá una herramienta de menor potencia y obtendremos un acabado menos uniforme y más basto.
- El paso fino de dientes es ideal para cortes cortos y materiales duros.
- El paso ancho de dientes es ideal para cortes largos y materiales blandos.
- Los dientes con ángulo de ataque positivo confieren más agresividad al corte.
- Los dientes con ángulo de ataque 0° reducen la posibilidad de que la sierra salte hacia atrás, evitando el riesgo de hacerle daño a la sierra, al operador y al material a cortar.
- Los dientes con ángulo de ataque negativo están diseñados para mejorar cortes en materiales tales como metales no ferrosos.
- Teniendo en cuenta el espesor del material, para determinar el número y paso correcto de dientes debe haber un mínimo de 3, pero no más de 4 dientes que penetren al mismo tiempo el material a cortar.

Finalmente, la Tabla 5.4, detallan algunas recomendaciones adicionales según el material a cortar (De Máquinas y Herramientas, 2018).

Tabla 5.4. Recomendaciones para elegir *sierras de disco, según el material a cortar.*

Material		Número de dientes	Ángulo de ataque	Geometría del diente
Madera dura y fina	Corte longitudinal	Medio - Bajo	Positivo	ATB
	Corte transversal	Alto		
Aglomerado y contrachapado		Medio	Positivo	ATB
Laminados, materiales no ferrosos		Alto	Negativo	TCG
Acero		Medio - Alto	0°	TCG

A continuación, se describen las principales patentes relacionadas con la fabricación de sierras circulares. En la patente US 1083645 (Wettstein, J., 1914), se hace mención de la importancia de las ranuras para ventilación en las caras de corte, el argumento utilizado es la disipación de calor y la geometría simétrica que deben tener las aperturas en las caras. En la patente US 2168282 (Tautz, H., 1936), se hace la descripción de un dispositivo mecánico de sierra circular con la capacidad de rotar sobre su eje para ejercer cortes con distintos ángulos de inclinación adicionando dispositivos de seguridad. En la patente US3299917 (Pearson, H., 1964), aborda los ángulos de corte y la posición considerados para corte de madera, ya que este material presenta dificultades por dureza y humedad, haciendo de esta sierra un avance tecnológico importante.

En la patente US3496973 propuesta por (Ballard, R., 1967), considera las bases fundamentales para el diseño de nuevas tecnologías superficiales aplicando carburo de tungsteno en la superficie de la sierra en combinación de una película polytetrafluorato un copolímero que reduce las tolerancias de corte sin astillara las hojas del metal de corte, incrementando la resistencia y durabilidad de las hojas sobre un acero AISI C-1074. Por otro lado, la patente US4106382 (Slajé, E., 1978), propone la distribución de dientes sobre una sierra circular es la base para el estudio de la vibración en los vórtices y la influencia acústica en espesores de 0.2 a 0.26 mm obteniendo frecuencias de 2 a 5 kHz, produciendo emisiones acústicas de los 8 a 10 dB.

En la patente US4184394 (Gjerde, A., 1980), trata sobre la especificación describe una mesa que cuenta con una sierra circular con un motor debajo de la mesa accionada por un husillo, la sierra está suspendida sobre un slot que permite la posición vertical de la sierra. En la patente ES2556953 (Heyen, A., 2016), se refiere a hojas de sierra y, más particularmente, a hojas de sierra circulares que tienen gargantas 5 (espacios entre dientes contiguos para recoger el serrín) diseñadas para reducir la fatiga y aumentar la vida útil de la hoja, según los preámbulos de las reivindicaciones. En la patente WO 2006/115628 A1 (Heyen, A., 2006), se refiere a una hoja de sierra circular que tiene gargantas que incluyen una parte de cuello que tiene paredes laterales que se extienden de manera divergente a una base que es generalmente elíptica, e incluye una parte 30 lineal más interior.

Por otra parte (Ockajová, Beljo, L., Cavlovic, & Terenová., 2006) desarrolla una comparación de la distribución del tamaño de partícula del aserrín en el aserrado

longitudinal de madera mediante una sierra circular universal cuando se utilizan dos hojas de sierra con diferentes tipos de dientes. Son innumerables los importantes desarrollos que se han conseguido en el diseño de sierras circulares tales como las características que contienen las hojas de sierras circulares, en la Figura 5.5 se muestran las características físicas que posee la hoja de disco, dependiendo de la aplicación.

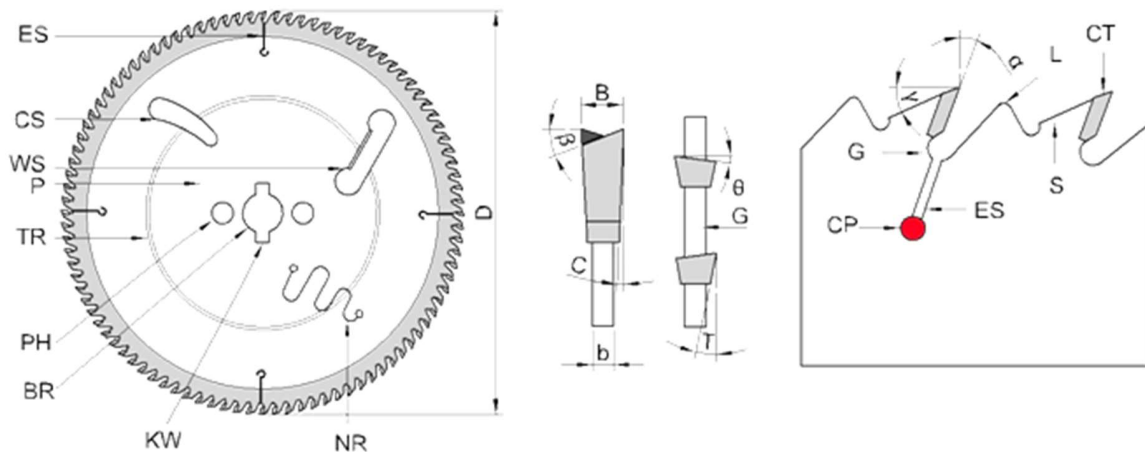


Figura 5.5. Características físicas que contienen las hojas de sierras circulares.

Donde la nomenclatura es la siguiente: **B**-Anchura de corte, **BR**-Agujero, **C**-Holgura radial, **CP**-Tapón de cobre, **CS**-Ranura de enfriamiento, **CT**-Punta de carburo, **D**-Diámetro, **ES**-Hendidura de dilatación, **G**-Garganta, **KW**-Forma de llave, **L**-Limitador de astilla anti-retroceso, **NR**-Hendidura de amortiguación, **P**-Placa, Núcleo de acero blanco, **PH**-Orificio de pasador, **θ**-Ángulo de bisel frontal, **S**-Hombro, **T**-Holgura tangencial, **TR**-Anillo de tensión, **WS**-Ranura limpiaparabrisas, **α**-Ángulo de

ataque, β - Ángulo de bisel superior, γ - Ángulo de alivio, **b**-Espesor de placa de disco.

Capítulo 6

matemática de la cinética de crecimiento de las capas boruradas Fe₂B formadas sobre la superficie del acero ASTM A1011 tipo B

En el presente Capítulo la difusión de boro en las capas superficiales del acero borurado ASTM A1011 tipo B, se determinó la cinética de crecimiento de las capas Fe₂B/substrato a partir de dos modelos de difusión. La borurización del acero ASTM A1011 tipo B se llevó a cabo de acuerdo con la técnica de borurización en polvo (empaquetamiento en caja) en un rango de temperaturas de 1123-1273 K, con tiempos de tratamiento de 2, 4, 6 y 8 h. En el primer modelo, no se considera la influencia del tiempo (modelo estacionario) en el perfil de concentración de boro a lo largo de la capa borurada ($C_{Fe_2B}(x)$) y en el segundo modelo, se considera la influencia del tiempo (modelo transitorio) en el perfil de concentración de boro a lo largo de la capa borurada ($C_{Fe_2B}(x,t)$). Asimismo, para estos dos modelos, se propone una ecuación de balance de masa en la interface de crecimiento (Fe₂B/substrato), para determinar el coeficiente de difusión del boro. Adicionalmente se empleó la técnica de Microscopía Electrónica de Barrido (MEB), para apreciar a detalle la

formación de las capas boruradas, sobre la superficie del acero ASTM A1011 tipo B; también se realizó Espectroscopia de Rayos X por Dispersión de Energía (ERXDE) en zonas puras de capa Fe_2B . Finalmente, se propone una ley de crecimiento parabólico con dependencia en el tiempo y temperatura, lo que permite optimizar y automatizar el tratamiento termoquímico de borurización.

6.1 Introducción

El tratamiento termoquímico de borurización en polvo es un tratamiento de tipo superficial (Lajtín Y. y Arzamánov B., 1987) el cual consta de la difusión de átomos de boro en un substrato con el fin de generar una capa denominada Fe_2B (Uslu, Comert, Ipek, Ozdemir y Bindal, 2005), la cual presenta mejoras en sus propiedades como: dureza, resistencia al desgaste, altas temperaturas de fusión, entre otras. El principal sector de aplicación para el tratamiento de borurización es el sector industrial, debido a las mejoras en las propiedades de los componentes de máquinas y por ende obteniéndose un mayor tiempo de vida útil (Fernández de Castro, 1999).

La borurización se puede aplicar en diferentes aleaciones tanto ferrosas como no ferrosas, donde el factor limitante es la solubilidad del boro con los elementos presentes en el substrato. Algunos elementos químicos que no son solubles con el boro son: aluminio, carbono y silicio, por lo tanto, la aleación con alto contenido en peso de estos elementos químicos no es recomendable borurizarlas por la variación de las propiedades esperadas (Fernández de Castro, 1999). Los modelos de difusión han pasado por una constante evolución, comenzando desde la llegada de la borurización a México en el año de 1997 (Bravo Bárcenas, 1999; Meléndez, Campos, Rocha, Barrón, 1997), y posteriormente con la mejora por la interpretación matemática del crecimiento de los boruros. Al inicio no se

consideraban los periodos de incubación y posteriormente con el desarrollo de la investigación se tomaron en cuenta. En la siguiente sección se formulan los modelos matemáticos propuesto para la estimación del espesor de la capa borurada.

6.2 Caso estacionario

En el modelo de difusión se describen las etapas involucradas a lo largo del proceso de borurización en polvo, iniciando, con el crecimiento de la capa Fe_2B en la superficie del sustrato, posteriormente, realizando un balance de masa en la interface de crecimiento (Fe_2B /sustrato) debido a la diferencia notable de concentraciones. El modelo de difusión estacionario describe cómo crece la capa Fe_2B en la superficie del sustrato sin la consideración del tiempo ($t=0$). Al iniciar el proceso de borurización en el tiempo cero, como se muestra en la Figura (6.1), tanto el sustrato como el polvo de borurización (carburo de silicio, tetrafluoroborato de potasio y carburo de boro) están en contacto directo y aun no existe un crecimiento de capa.

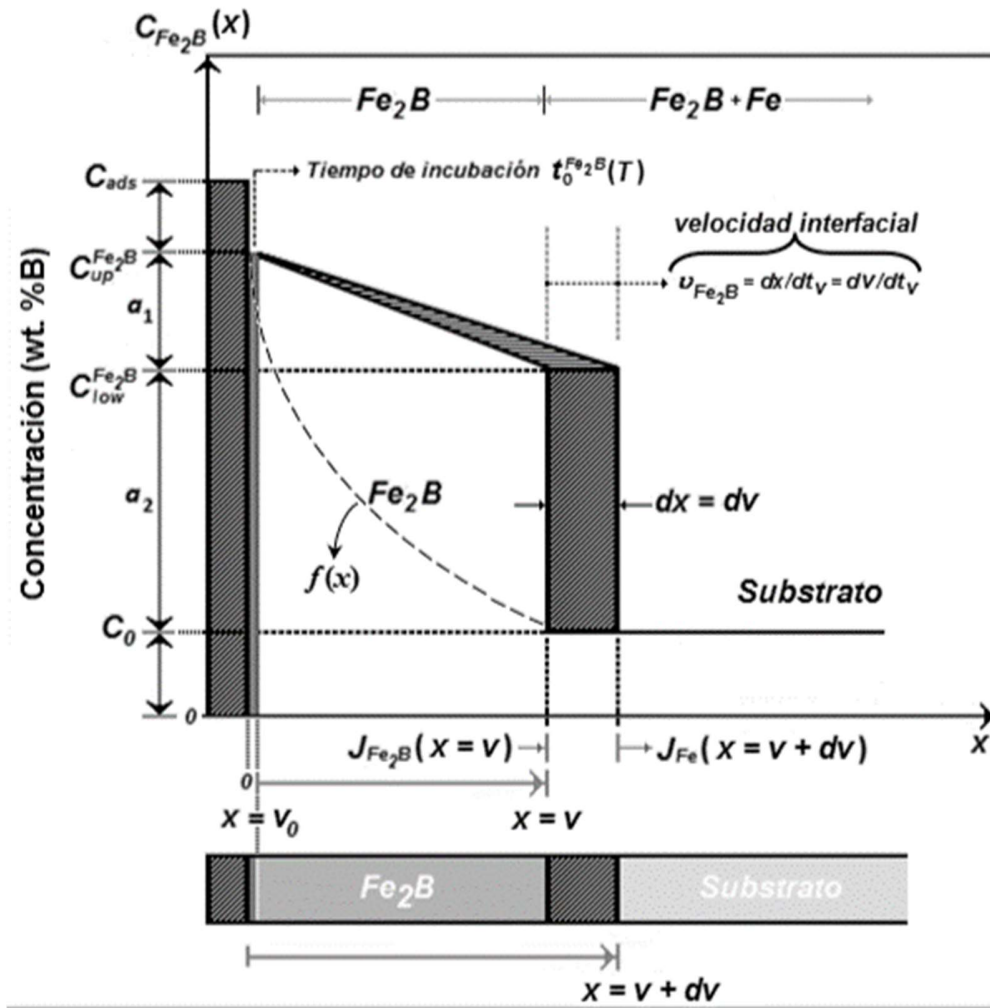


Figura 6.1. Perfil de concentración de boro en la capa Fe_2B .

Para iniciar el crecimiento de capa debe existir un tiempo de incubación ($t_0^{Fe_2B}$), el cual inicia en ($t=0$) y termina en $t_0^{Fe_2B}$ (ver Figura (6.1)). Una vez que la incubación termina, inicia el proceso de crecimiento de la capa Fe_2B desde la superficie del substrato y manejando una concentración de boro $C_{Fe_2B}^{up}$ hacia el interior del substrato, finalizando con una concentración de boro $C_{Fe_2B}^{low}$. De tal modo que la capa Fe_2B obtiene un espesor (v) donde la concentración

de boro es mayor en la superficie que en el interior del sustrato. El término C_{ads}^B representa la concentración efectiva de boro.

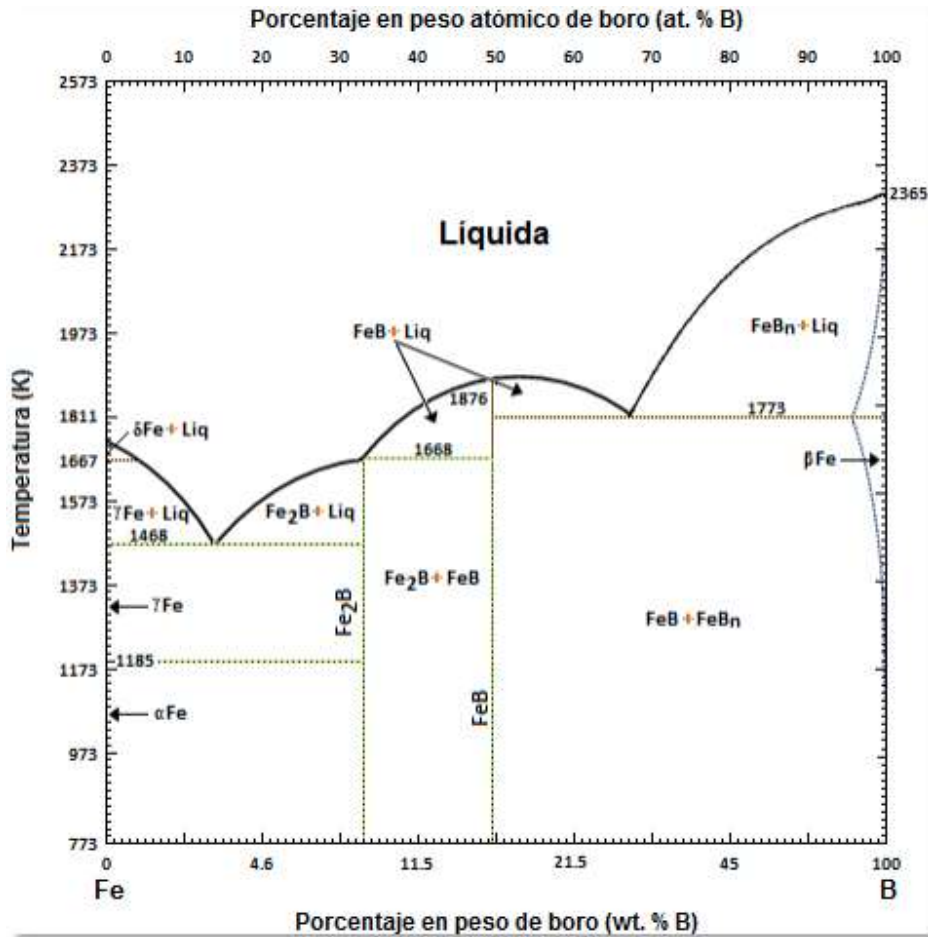


Figura 6.2. Diagrama de fases hierro-boro.

El diagrama de fase Fe-B que se muestra en la Figura 6.2, muestra la transformación de hierro respecto a los átomos de boro. En la zona izquierda muestra como los átomos de boro se van difundiendo en el sustrato (hierro) para formar α -Fe- Fe₂B. La fase Fe₂B formada en la superficie presenta un porcentaje de 8.83 de peso en boro (Tapia Quintero, 2010). Para determinar los coeficientes de difusión (D_{Fe_2B}) es necesario conocer las

condiciones a la frontera que se manejan en el perfil de crecimiento de la capa Fe₂B las cuales son:

Lo que se quiere es determinar los coeficientes de difusión (D_{Fe_2B}) a partir de mediciones de concentración a diferentes profundidades (v) en cada una de las capas. De tal manera que las condiciones de frontera para el perfil de concentración ($C_{Fe_2B}(x)$) son (ver Figura 6.1):

$$C_{Fe_2B}(x = v_0 \approx 0) = C_{up}^{Fe_2B} \quad (6.1)$$

(la concentración superficial se mantiene constante), para $C_{ads}^{Fe_2B} > 60 \times 10^3 \text{ molm}^{-3}$.

$$C_{Fe_2B}(x = v, t) = C_{low}^{Fe_2B} \quad (6.2)$$

(la concentración de la interfase se mantiene constante), para $C_{ads}^{Fe_2B} < 59.8 \times 10^3 \text{ molm}^{-3}$

Para determinar el perfil de concentración del boro a lo largo de la fase Fe₂B, se parte de la segunda ley de Fick:

$$\frac{\partial C_{Fe_2B}(x, t)}{\partial t} = D_{Fe_2B} \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial C_{Fe_2B}(x, t)}{\partial x} \right) \quad (6.3)$$

Considerando el estado estacionario donde ($t=0$), por lo tanto, la Ecuación (6.3) se transforma a una ecuación diferencial ordinaria de segundo orden.

$$\frac{d^2 C_{Fe_2B}(x)}{dx^2} = 0 \quad (6.4)$$

Se realiza una separación de variables y posteriormente se integra la Ecuación (6.4) para así encontrar la primera constante de integración c_1 .

$$\frac{dC_{Fe_2B}(x)}{dx} = c_1 \quad (6.5)$$

Posteriormente, se aplica una segunda separación de variables y se integra la Ecuación (6.5), al realizar esta operación se determina un perfil de concentración de boro para el caso estacionario de la fase Fe_2B en función de dos constantes de integración c_1 y c_2 .

$$C_{Fe_2B}(x) = c_1 x + c_2 \quad (6.6)$$

Sustituyendo la condición de frontera de la Ecuación (6.1) en la ecuación del perfil de concentración de la capa Fe_2B (6.6), se obtiene c_2 .

$$C_2 = C_{up}^{Fe_2B} \quad (4.7)$$

La sustitución de la Ecuación (6.7) en el perfil de concentración de la capa Fe_2B queda se la siguiente manera:

$$C_{Fe_2B}(x) = c_1 x + C_{up}^{Fe_2B} \quad (6.8)$$

Se sustituye la segunda condición de frontera de la Ecuación (6.2) en la Ecuación (6.8) y se despeja la primera constante de integración C_1 .

$$C_1 = \frac{C_{low}^{Fe_2B} - C_{up}^{Fe_2B}}{v} \quad (6.9)$$

Por último, el valor obtenido de la constante de integración C_1 , (Ecuación (6.9)) y el valor obtenido de la constante de integración C_2 (Ecuación (6.7)), se sustituyen en la Ecuación (6.6) obteniendo lo siguiente:

$$C_{Fe_2B}(x) = \frac{C_{low}^{Fe_2B} - C_{up}^{Fe_2B}}{v} x + C_{up}^{Fe_2B} \dots (6.10)$$

Una vez encontrado el perfil de crecimiento de la capa Fe_2B , se realiza una evaluación de flujos ($J_{in}^{Fe_2B}$ y J_{out}^{Fe}) en dónde exista una diferencia notable de concentraciones. La evaluación de los flujos se denomina balance de masa el cual se aplica en una sección denominada (dv). (Ver Figura (6.3)).

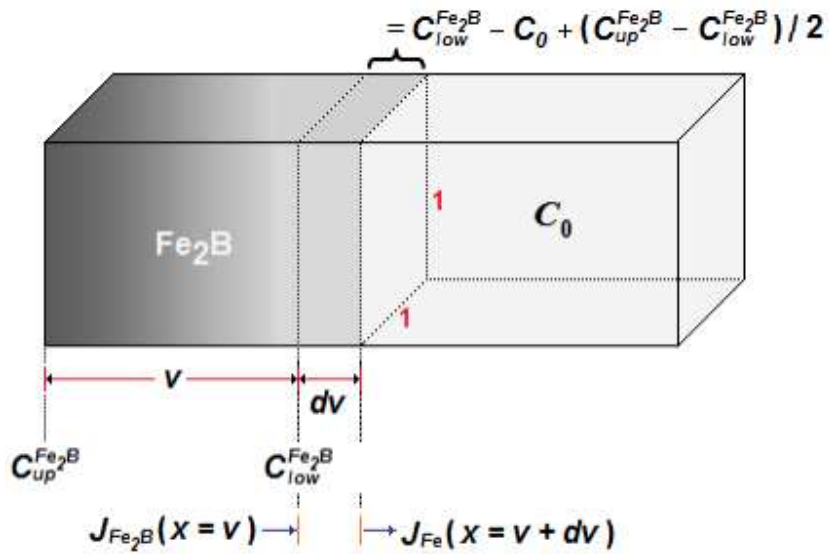


Figura 6.3. Flujo de átomos de boro en la interface.

En la Figura 6.3, se puede observar que el área denominada (dv) perteneciente a una sección transversal de una probeta de acero ASTM A1011 tipo B, es la interface entre Fe_2B y el sustrato, El balance de masa se basa en la relación de los átomos de boro que entran (flujo de entrada) menos los átomos de boro que salen (flujo de salida) donde ambos flujos se evalúan de la siguiente manera:

$$J_{in}^{Fe_2B} \Big|_{x=v} \quad (6.11)$$

$$J_{out}^{Fe} \Big|_{x=v+dv} \quad (6.12)$$

La concentración de átomos en la interface (dv) se puede representar usando las Ecuaciones (6.11) y (6.12). Donde dv/dt , se refiere a la velocidad de crecimiento del espesor de capa respecto al tiempo. La razón por la cual se multiplica la concentración por

la velocidad de crecimiento del espesor se puede demostrar analizando las unidades de la ecuación. Donde el flujo J se mide en mol/m^2s y la concentración C en mol/m^3 , entonces.

$$J = C \frac{dv}{dt} \quad (6.15) \quad 3$$

$$\frac{mol}{m^2s} = \frac{mol}{m^3} \frac{m}{s} \quad (6.16)$$

Se sabe que existe un flujo de átomos de boro hacia la interface que son representados por:

$$J_{in}^{Fe_2B} \Big|_{x=v} = -D_{Fe_2B} \frac{dC_{Fe_2B}(x)}{dx} \Big|_{x=v} \quad (6.17)$$

$$J_{out}^{Fe_2B} \Big|_{x=v+dv} = -D_{Fe} \frac{dC_{Fe}(x)}{dx} \Big|_{x=v+dv} \quad (6.18)$$

Sustituyendo las Ecuaciones ((6.16) y (6.17)) en la Ecuación (6.13) se tiene:

$$J_{in}^{Fe_2B} \Big|_{x=v} = -D_{Fe_2B} \frac{dC_{Fe_2B}(x)}{dx} = \left(\frac{C_{low}^{Fe_2B} - 2C_0 + C_{up}^{Fe_2B}}{2} \right) \frac{dv}{dt} \quad (6.19)$$

Con, $J_{out}^{Fe_2B} \Big|_{x=v+dv} \approx 0$. Existe una relación respecto al flujo y el gradiente de concentración que está dada por la primera ley de Fick.

$$J_{Fe_2B}(x) = D_{Fe_2B} \left(\frac{C_{up}^{Fe_2B} - C_{low}^{Fe_2B}}{v} \right) \quad (6.20)$$

La Ecuación (6.19) es posible sustituirla en la Ecuación (6.18) para obtener lo siguiente:

$$D_{Fe_2B} \left(\frac{C_{up}^{Fe_2B} - C_{low}^{Fe_2B}}{v} \right) = \left(\frac{C_{low}^{Fe_2B} - 2C_0 + C_{up}^{Fe_2B}}{2} \right) \frac{dv}{dt} \quad (6.21)$$

La Ecuación (6.22) es una ecuación diferencial ordinaria de primer orden. Separando términos e integrando ambos lados, se tiene:

$$\int_{v=v_0}^{v=v} v dv = 2D_{Fe_2B} \left(\frac{C_{up}^{Fe_2B} - C_{low}^{Fe_2B}}{C_{low}^{Fe_2B} - 2C_0 + C_{up}^{Fe_2B}} \right) \int_{t=t_0}^{t=t} dt \quad (6.22)$$

$$\varepsilon^2 = \frac{C_{up}^{Fe_2B} - C_{low}^{Fe_2B}}{C_{low}^{Fe_2B} - 2C_0 + C_{up}^{Fe_2B}} \quad (6.23)$$

Una vez integrados ambos términos de la Ecuación (6.19) y despejando el espesor de capa v , para simplificar el cálculo se creó la constante ε como lo muestra la ecuación se determina la ecuación de la ley de crecimiento parabólico:

$$v^2 = 4D_{Fe_2B}\varepsilon^2 t \quad (6.24)$$

Además, es necesario calcular un coeficiente de difusión generalizado y específico para el material, esto es posible, analizando si existe un incremento de la pendiente respecto al aumento de temperatura, al ser así, se generaliza la Ecuación (6.24) de acuerdo a un comportamiento tipo Arrhenius ($D_{Fe_2B} = D_0 e^{-Q_{Fe_2B}/RT}$) quedando de la siguiente manera.

$$v^2 = 4D_0 \varepsilon^2 e^{-Q_{Fe_2B}/RT} t \quad (6.25)$$

6.3 Caso transitorio

La difusión de átomos de boro en el substrato es un fenómeno físico suministrado por la actividad térmica de los átomos en la estructura cristalina. Así como se muestra en la segunda Ley de Fick (Ecuación (6.3)), el coeficiente de difusión es independiente del gradiente de concentración y del tiempo (J. Crank, 1975; P. Shewmon, 1989; H. Mehrer, 2007).

La solución de esta ecuación depende de la fuente que suministra los átomos de boro:

1. Es una función Gaussiana si el número de átomos de boro es fija, es decir, los átomos de boro fueron implantados.
2. Si se cuenta con una fuente infinita de átomos de boro, la solución de la segunda ley de Fick es la función de error (J. Crank, 1975; P. Shewmon, 1989; H. Mehrer, 2007; T. H. Cohen and. E. Glicksman, 1995; M. Ortiz-Domínguez et al. 2010; Endre Süli and David Mayers, 2003).

El movimiento de átomos de boro dentro de un sustrato se da por influencia del potencial químico del polvo para borurización y por la actividad térmica presente en la atmósfera (mufla). Los átomos de boro comienzan a vibrar y se trasladan poco a poco hacia el sustrato formando una capa denominada Fe_2B . En este modelo matemático se considera la influencia del tiempo (modelo no estacionario), dónde se conocen los valores de concentración $C_{up}^{\text{Fe}_2\text{B}}$ y $C_{low}^{\text{Fe}_2\text{B}}$.

$$C_{up}^{\text{Fe}_2\text{B}} = 60 \times 10^3 \text{ mol m}^{-3} \quad (6.26)$$

$$C_{low}^{\text{Fe}_2\text{B}} = 59.8 \times 10^3 \text{ mol m}^{-3} \quad (6.27)$$

En la propuesta del modelo de difusión, se ha partido de la suposición de que las capas no comienzan a formarse instantáneamente ($t=0$), sino a partir de un cierto periodo de incubación, $t_0^{\text{Fe}_2\text{B}}(T)$ en el cual ya se tienen un perfil inicial no nulo $f(x,t)$ de boro disociado en la capa superficial del metal (ver Figura 6.4), cuando comienza la formación de capas de boruros de hierro comienza a formarse y se extiende lentamente al interior del sustrato.

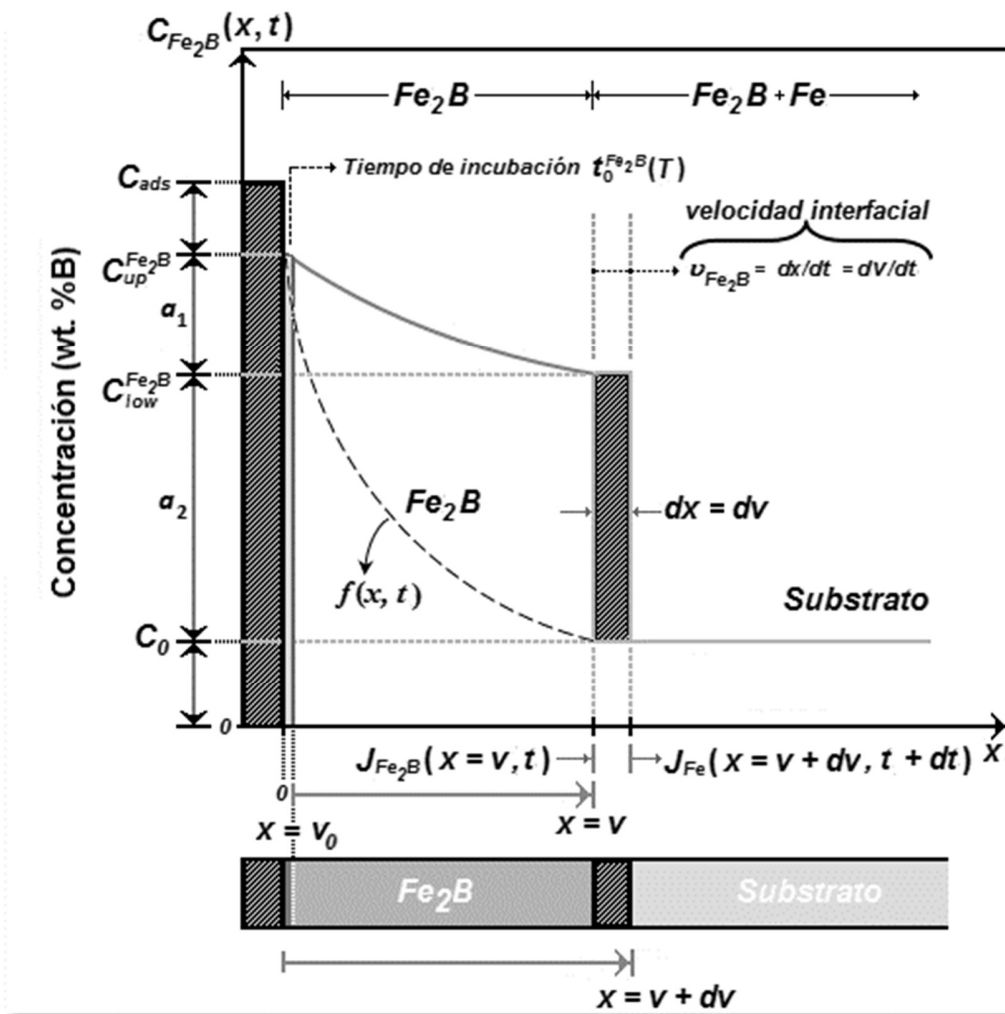


Figura 6.4. Perfil de concentración de boro en la capa Fe_2B .

La existencia del instante y del perfil inicial mencionado ($f(x, t)$), son realmente una consecuencia de los procesos de incubación y coalescencia⁸ de la fase en la etapa inicial de su gestación. Sin embargo, dado que no se tiene información más detallada sobre la física de estos procesos que permita modelarlos matemáticamente, se ha propuesto un elemento novedoso que permite “imitar el resultado” de los procesos físicos reales, así como determinar teóricamente valores experimentalmente justificados tanto para el instante inicial $t_0^{Fe_2B}(T)$ como para el perfil de concentración de boro disociado mencionado arriba.

⁸ Capacidad de dos o más materiales de unirse en un único cuerpo.

Este argumento novedoso, es congruente con la observación experimental de la existencia de un valor umbral de concentración superficial a partir del cual comienza a generarse las capas de boruros.

La consideración física en la cual se sustituyen los complejos procesos subyacentes en la etapa inicial del proceso de borurización, consiste en suponer que, desde el instante inicial $t=0$, hasta el $t_0^{Fe_2B}(T)$ en que se alcanza el umbral superficial requerido de concentración $C_{up}^{Fe_2B}$, formando una pequeña película base (v_0) de unos cuantos nanómetros de espesor (≈ 5 nm) en la fase Fe_2B , ocurre un proceso de transporte de boro en la austenita⁹ sobresaturada desde la superficie, mediante un mecanismo de difusión estándar que da lugar al perfil inicial de concentración requerido para que comiencen a distinguirse la fase de boruros (Fe_2B). De esta forma, se ha llegado a un modelo de difusión con fronteras libres y con saltos de concentración en las interfaces.

El modelo se aplica a una situación realista en que se borura una muestra de metal con profundidad finita L . Cuando L es “pequeño” se impone una condición de flujo nulo en el fondo ($x=L$) de la muestra o una concentración nula si L se supone “suficientemente grande”. La solución de la segunda ley de Fick (función error) fue asumida para la fase formada (Fe_2B) en la superficie del acero ASTM A1011 tipo B. Lo que se quiere es determinar los coeficientes de difusión (D_{Fe_2B}) a partir de mediciones de concentración a diferentes profundidades (v) en cada una de las capas. De tal manera que las condiciones inicial y las de frontera para $C_{Fe_2B}(x,t)$ son (ver Figura 6.4):

⁹ Forma estable del hierro puro a temperaturas que oscilan entre 900 a 1400°C. Esta es blanda y dúctil y, en general, la mayoría de las operaciones de forja y laminado de aceros se efectúa a aproximadamente a 1100°C.

$$t' = 0, 0 \leq x \leq \infty, \text{ se tiene que: } C_{Fe_2B}(x, t = t' = 0) = C_0 \quad (6.28)$$

$$C_{Fe_2B}(x = v_0 \approx 0, t = t_0^{Fe_2B}(T)) = C_{up}^{Fe_2B} \quad (6.29)$$

(la concentración superficial se mantiene constante), para $C_{ads}^{Fe_2B} > 9wt.\%B$.

$$C_{Fe_2B}(x = v, t) = C_{low}^{Fe_2B} \quad (6.30)$$

(la concentración de la interfase se mantiene constante), para $C_{ads}^{Fe_2B} < 8.83wt.\%B$.

$C_{up}^{Fe_2B}$ representa el límite superior de concentración de boro en la capa Fe_2B , $C_{low}^{Fe_2B}$ es el límite inferior de concentración de boro en la capa Fe_2B , t representa el tiempo de tratamiento (s), t se refiere al tiempo efectivo de formación de la fase Fe_2B (s), $t_0^{Fe_2B}(T)$ es el tiempo de incubación del boruro con función de la temperatura (s), T representa la temperatura de tratamiento (K), v es la profundidad de la capa (m) y v_0 representa una película base en la etapa de nucleación de unos nanómetros de espesor (≈ 5 nm), la cual puede ser considerada cero ($v_0 \approx 0$) en comparación con el espesor de la capa borurada (v). El término $C_{ads}^{Fe_2B}$ representa la concentración de boro adsorbido en la superficie del material (ver Figura 6.4).

La mayoría de situaciones prácticas de difusión son en estado no estacionario. El modelo no estacionario o método exacto, habla acerca de cómo fluyen los átomos de boro desde

la concentración $C_{up}^{Fe_2B}$ hacia un límite inferior denominado $C_{low}^{Fe_2B}$ considerando la variación del tiempo. En la zona determinada del sólido, el flujo de difusión y el gradiente de difusión varían con el tiempo, generando acumulación o agotamiento del soluto (átomos de boro). A continuación, se presenta una solución de la ecuación diferencial en derivadas parciales de segundo orden no lineal (segunda ley de Fick) (ver Ecuación (6.3)).

$$\frac{\partial C_{Fe_2B}(x,t)}{\partial t} = D_{Fe_2B} \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial C_{Fe_2B}(x,t)}{\partial x} \right) \quad (6.3)$$

La Ecuación (6.3) se denomina segunda ley de Fick. Si el coeficiente de difusión es independiente de la composición, la cual debe comprobarse para cada situación particular de difusión, las soluciones de esta expresión (concentración en función de la posición y el tiempo) se consiguen especificando condiciones límites físicamente significativas. Un conjunto de estas condiciones fueron dadas por J. Crank, 1975. En la práctica, una solución sólida importante es la de un sólido semiinfinito cuya concentración superficial se mantiene constante. Frecuentemente, la sustancia que difunde es un gas, cuya expresión parcial se mantiene constante. La Ecuación (6.3) puede ser transformada a una ecuación diferencial ordinaria introduciendo la variable de similaridad de Boltzman η , obtenida de la misma Ecuación (6.3), haciendo la siguiente aproximación transformando de parciales a deltas:

$$\frac{\Delta C_{Fe_2B}(x,t)}{\Delta t} \approx D_{Fe_2B} \frac{\Delta C_{Fe_2B}(x,t)}{\Delta x^2} \quad (6.31)$$

De la Ecuación (6.31), se define el valor de los deltas ($\Delta x, \Delta t$) y se produce lo siguiente:

$$x \approx D_{Fe_2B}^{1/2} t^{1/2} \quad (6.32)$$

Definiendo la variable de similaridad para la transferencia de masa en un sólido semiinfinito, se define a partir de la Ecuación (6.32) como:

$$\eta(x, t) = \frac{x}{2(D_{Fe_2B}t)^{1/2}} \quad (6.33)$$

La primera derivada espacial que aparece en la Ecuación (6.3), se puede transformar usando la diferenciación de la regla de la cadena como:

$$\frac{\partial C_{Fe_2B}(\eta)}{\partial x} = \frac{\partial C_{Fe_2B}(\eta)}{\partial \eta} \frac{\partial \eta}{\partial x} = \frac{1}{2(D_{Fe_2B}t)^{1/2}} \frac{\partial C_{Fe_2B}(\eta)}{\partial \eta} \quad (6.34)$$

La correspondiente derivada temporal en la Ecuación (4.3) se transforma similarmente como:

$$\frac{\partial C_{Fe_2B}(\eta)}{\partial t} = \frac{\partial C_{Fe_2B}(\eta)}{\partial \eta} \frac{\partial \eta}{\partial t} = -\frac{x}{2(D_{Fe_2B}t)^{1/2}t} \frac{\partial C_{Fe_2B}(\eta)}{\partial \eta} \quad (6.35)$$

Otra forma de interpretar la Ecuación (6.35) es la siguiente:

$$\frac{\partial C_{Fe_2B}(\eta)}{\partial t} = \frac{\partial C_{Fe_2B}(\eta)}{\partial \eta} \frac{\partial \eta}{\partial t} = -\frac{\eta}{2t} \frac{\partial C_{Fe_2B}(\eta)}{\partial \eta} \quad (6.36)$$

En el lado derecho de la Ecuación (6.3) también puede ser escrito en términos de η utilizando la regla de la cadena,

$$D_{Fe_2B} \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial C_{Fe_2B}(x,t)}{\partial x} \right) = D_{Fe_2B} \frac{\partial}{\partial \eta} \frac{\partial \eta}{\partial x} \left(\frac{1}{2(D_{Fe_2B}t)^{1/2}} \frac{\partial C_{Fe_2B}(\eta)}{\partial \eta} \right) \quad (6.37)$$

Donde

$$\frac{\partial \eta}{\partial x} = \frac{1}{2(D_{Fe_2B}t)^{1/2}} \quad (6.38)$$

Sustituyendo la Ecuación (6.38) en (6.37), se produce lo siguiente:

$$D_{Fe_2B} \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial C_{Fe_2B}(x,t)}{\partial x} \right) = D_{Fe_2B} \frac{\partial}{\partial \eta} \frac{1}{2(D_{Fe_2B}t)^{1/2}} \left(\frac{1}{2(D_{Fe_2B}t)^{1/2}} \frac{\partial C_{Fe_2B}(\eta)}{\partial \eta} \right) \quad (6.39)$$

Las Ecuaciones (6.35) y (6.39) se combinan para formar una ecuación diferencial ordinaria,

$$-2\eta \frac{dC_{Fe_2B}(\eta)}{d\eta} = \frac{d^2C_{Fe_2B}(\eta)}{d\eta^2} \quad (6.40)$$

Para resolver la Ecuación (6.40), se define una nueva variable, w , como sigue:

$$w \equiv \frac{dC_{Fe_2B}(\eta)}{d\eta} \quad (6.41)$$

Si la Ecuación (6.41) es situada en la Ecuación (6.40), se reduce el orden de segundo a primer orden con w ,

$$\frac{dw}{d\eta} = -2\eta w \quad (6.42)$$

Las variables de la Ecuación (6.42), pueden separarse y ser integradas como

$$\int \frac{dw}{w} = -2 \int \eta d\eta \quad (6.43).$$

Llevando a cabo la integración de la Ecuación (6.43), se produce la siguiente solución

$$\ln w = -\eta^2 + \ln a \quad (6.44)$$

La Ecuación (6.44) puede resolverse para w :

$$w = a \exp(-\eta^2) \quad (6.45)$$

Combinando las Ecuaciones (6.41) y (6.45) se produce

$$\frac{dC_{Fe_2B}(\eta)}{d\eta} = a \exp(-\eta^2) \quad (6.46)$$

La Ecuación (6.46) es todavía otra ecuación diferencial de primer orden para la concentración, pero expresada en términos de la variable de similaridad. Sin embargo, en la Ecuación (6.46), las variables pueden separarse e integrarse como:

$$\int_A^{C_{Fe_2B}(\eta)} dC_{Fe_2B}(\eta) = a \int_0^\eta \exp(-\eta^2) d\eta \quad (6.47)$$

Donde los límites de integración deben corresponderse entre sí, de la variable de similitud, cuando $\eta = 0$, se cumple solo para $x=0$ y la concentración tiene un valor constante de $C_{Fe_2B}(\eta=0) = A$. Multiplicando en el lado derecho de la Ecuación (6.47) por $(\pi^{1/2}/2)(2/\pi^{1/2})$, queda lo siguiente:

$$\int_A^{C_{Fe_2B}} dC_{Fe_2B}(\eta) = a \left(\frac{\sqrt{\pi}}{2} \right) \left(\frac{2}{\sqrt{\pi}} \right) \int_0^\eta \exp(-\eta) d\eta \quad (6.48)$$

Y a partir de la siguiente definición

$$\operatorname{erf} \left(\frac{x}{\sqrt{4D_{Fe_2B}t}} \right) = \left(\frac{2}{\sqrt{\pi}} \right) \int_0^{\frac{x}{2\sqrt{D_{Fe_2B}t}}} \exp(-\eta) d\eta \quad (6.49)$$

Sustituyendo la ecuación (6.49) en (6.48), se obtiene:

$$C_{Fe_2B}(x,t) = A + B \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{D_{Fe_2B}t}} \right) \quad (6.50)$$

Donde $B = a\sqrt{\pi/2}$. La Ecuación (6.50) representa el perfil de concentración de la capa Fe_2B , además de ser la solución a la Segunda Ley de Difusión de Fick. Imponiendo la condición de frontera de la Ecuación (6.29) en la solución de la Ecuación (6.50), se determina la constante A de integración como:

$$A = C_{up}^{Fe_2B} \quad (6.51)$$

Y entonces la solución de difusión es:

$$C_{Fe_2B}(x,t) = C_{up}^{Fe_2B} + B \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{D_{Fe_2B}t}} \right) \quad (6.52)$$

La segunda condición de frontera de la Ecuación (6.30), se impone en la Ecuación (6.52), para determinar la segunda constante, B :

$$B = \frac{C_{low}^{Fe_2B} - C_{up}^{Fe_2B}}{\operatorname{erf} \left(\frac{v}{2\sqrt{D_{Fe_2B}t}} \right)} \quad (6.53)$$

Conociendo el valor de la constante B , se sustituye en la Ecuación (6.52) y finalmente el perfil de concentración del boro en la fase Fe_2B es:

$$C_{Fe_2B}(x,t) = C_{up}^{Fe_2B} + \frac{C_{low}^{Fe_2B} - C_{up}^{Fe_2B}}{\operatorname{erf} \left(\frac{v}{2\sqrt{D_{Fe_2B}t}} \right)} \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{D_{Fe_2B}t}} \right) \quad (6.54)$$

La Ecuación (6.53) demuestra la relación entre concentración, posición y tiempo, siempre que $C_{Fe_2B}(x,t)$, una función del parámetro adimensional $x / \sqrt{D_{Fe_2B}t}$, se pueda determinar en un tiempo y en una posición fija y sean conocidos los parámetros $C_{up}^{Fe_2B}$, $C_{low}^{Fe_2B}$ y D_{Fe_2B} .

Para construir el modelo matemático de crecimiento de capas (Fe_2B) se hicieron las siguientes suposiciones:

- (i) Una vez alcanzado el valor umbral de la concentración de boro ($C_{up}^{Fe_2B}$) en la superficie, comienza la formación de capas en frentes planos.
- (ii) Se forma una película base de Fe_2B (v_0), la cual termina con la aparición de los primeros boruros de hierro después de un cierto tiempo de incubación¹⁰.
- (iii) La capa borurada crece como consecuencia de la difusión perpendicular de boro en la superficie del material.
- (iv) La formación de capa Fe_2B ocurre bajo condiciones de equilibrio termodinámico.
- (v) La concentración de boro a lo largo de la fase Fe_2B sigue la solución de la segunda ley de Fick en un medio semiinfinito, dependiente del tiempo.
- (vi) La cinética de crecimiento es controlada por la difusión de átomos de boro en la formación de la capa Fe_2B .
- (vii) El flujo es unidimensional.
- (viii) La concentración de boro en la superficie e interfase de crecimiento permanecen constantes en la capa borurada durante el tratamiento.
- (ix) La capa borurada es delgada en comparación al espesor de la muestra.

¹⁰ El término periodo de *incubación* significa: **Tiempo** que transcurre entre la formación de los primeros boruros de hierro y la formación de una capa delgada superficial de unos cuantos nanómetros de espesor (v_0).

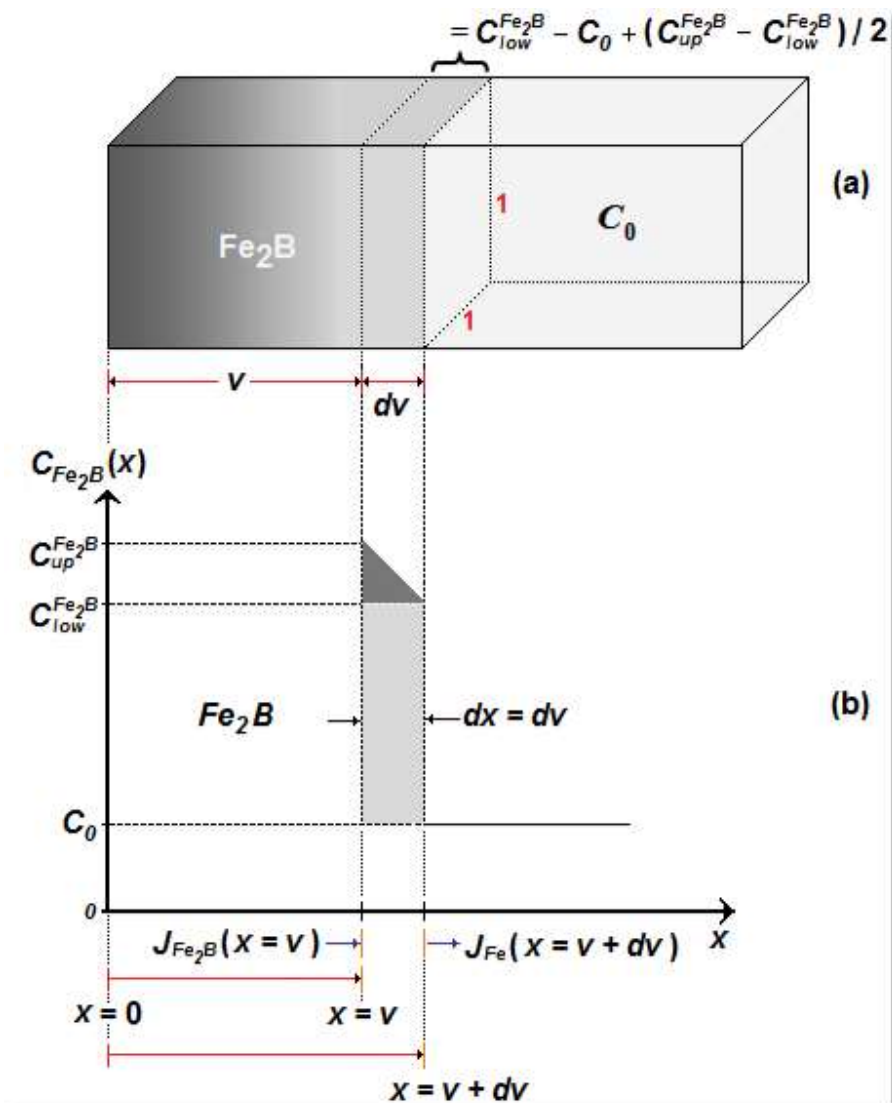


Figura 6.5. Balance de masa en la interfase de crecimiento Fe₂B/substrato.

- (x) La temperatura en cada punto de la muestra es idéntica durante todo el proceso.
- (xi) El medio borurante no varía con el tiempo.
- (xii) Las capas boruradas obedecen la ley de crecimiento parabólico.

Posteriormente se realiza un balance de masa en la sección transversal de la probeta (dv) en el que se considera el flujo de átomos desde $C_{low}^{Fe_2B}$, hasta C_0 en un tiempo determinado (dt) (ver Figura 6.5)

Por lo tanto, ambos flujos deben evaluarse conforme la siguiente manera:

$$\left(\frac{C_{low}^{Fe_2B} - 2C_0 + C_{up}^{Fe_2B}}{2} \right) \frac{dv}{dt} = J_{in}^{Fe_2B} \Big|_{x=v,t} - J_{out}^{Fe_2B} \Big|_{x=v+dv,t+dt} \quad (6.55)$$

Se sabe que existe una relación entre el flujo de átomos de boro hacia la interface (dv) y el gradiente de concentración los cuales se representan por la Primera Ley de Fick de la siguiente forma:

$$J_{in}^{Fe_2B}(x=v,t=t) = -D_{Fe_2B} \frac{\partial C_{Fe_2B}(x,t)}{\partial x} \Big|_{x=v,t=t} \quad (6.56)$$

$$J_{out}^{Fe_2B} \Big|_{x=v+dv,t+dt} = -D_{Fe_2B} \frac{\partial C_{Fe_2B}(x,t)}{\partial x} \quad (6.57)$$

Se sabe que el flujo de salida tiene un valor cercano a cero debido a la poca concentración de átomos de boro encontrada en el substrato por lo cual el flujo de

salida es igual a cero $(J_{out}^{Fe_2B})_{x=v+dv, t+dt} = 0$. Sustituyendo la Ecuación (6.56) en la

Ecuación (6.55), se produce:

$$J_{in}^{Fe_2B} \Big|_{x=v,t} = D_{Fe_2B} \frac{C_{up}^{Fe_2B} - C_{low}^{Fe_2B}}{\operatorname{erf}\left(\frac{v}{2\sqrt{D_{Fe_2B}t}}\right)} \left(\frac{2}{\sqrt{\pi}}\right) \frac{1}{2\sqrt{D_{Fe_2B}t}} \exp\left(-\frac{v^2}{4D_{Fe_2B}t}\right) \quad (6.58)$$

Combinando las Ecuaciones (6.55) y (4.58) se obtiene lo siguiente:

$$\left(\frac{C_{low}^{Fe_2B} - 2C_0 + C_{up}^{Fe_2B}}{2}\right) \frac{dv}{dt} = D_{Fe_2B} \frac{C_{up}^{Fe_2B} - C_{low}^{Fe_2B}}{\operatorname{erf}\left(\frac{v}{2\sqrt{D_{Fe_2B}t}}\right)} \left(\frac{2}{\sqrt{\pi}}\right) \frac{1}{2\sqrt{D_{Fe_2B}t}} \exp\left(-\frac{v^2}{4D_{Fe_2B}t}\right) \quad (6.59)$$

Al obtener la Ecuación (6.59), el siguiente paso es asumir que el crecimiento de los boruros se comporta de acuerdo a la Ley de Crecimiento Parabólico (ver Ecuación (6.24)):

$$v^2 = 4D_{Fe_2B}\varepsilon^2 t \quad (6.24)$$

Al sustituir la Ecuación (6.24) en el lado derecho de la Ecuación (6.59) obtenemos:

$$\left(\frac{C_{low}^{Fe_2B} - 2C_0 + C_{up}^{Fe_2B}}{2}\right) \frac{dv}{dt} = D_{Fe_2B} \frac{C_{up}^{Fe_2B} - C_{low}^{Fe_2B}}{\operatorname{erf}\left(\frac{2\varepsilon D_{Fe_2B}^{1/2} t^{1/2}}{2\sqrt{D_{Fe_2B}t}}\right)} \left(\frac{2}{\sqrt{\pi}}\right) \frac{1}{2\sqrt{D_{Fe_2B}t}} \exp\left(-\frac{4\varepsilon^2 D_{Fe_2B}t}{4D_{Fe_2B}t}\right) \quad (6.60)$$

Al reducir términos en la Ecuación (6.60) se muestra:

$$\left(\frac{C_{low}^{Fe_2B} - 2C_0 + C_{up}^{Fe_2B}}{2} \right) \frac{dv}{dt} = D_{Fe_2B}^{1/2} \left(\frac{C_{up}^{Fe_2B} - C_{low}^{Fe_2B}}{erf(\varepsilon)} \right) \left(\frac{1}{\sqrt{\pi t}} \right) \exp(-\varepsilon^2) \quad (6.61)$$

Sustituyendo la Ecuación (6.24) en el lado izquierdo de la Ecuación (6.61).

$$\left(\frac{C_{low}^{Fe_2B} - 2C_0 + C_{up}^{Fe_2B}}{2} \right) \frac{2\varepsilon D_{Fe_2B}^{1/2}}{2t^{1/2}} = D_{Fe_2B}^{1/2} \left(\frac{C_{up}^{Fe_2B} - C_{low}^{Fe_2B}}{erf(\varepsilon)} \right) \left(\frac{1}{\sqrt{\pi t}} \right) \exp(-\varepsilon^2) \dots (6.62)$$

Reduciendo los términos de la Ecuación (6.62) se obtiene:

$$\left(\frac{C_{low}^{Fe_2B} - 2C_0 + C_{up}^{Fe_2B}}{2} \right) \varepsilon = \left(\frac{C_{up}^{Fe_2B} - C_{low}^{Fe_2B}}{erf(\varepsilon)} \right) \left(\frac{1}{\sqrt{\pi}} \right) \exp(-\varepsilon^2) \quad (6.63)$$

Para encontrar el valor de épsilon (ε) es necesario utilizar un método numérico, al encontrar el valor mencionado, se debe elevar al cuadrado de acuerdo a lo que nos indica la Ley de Crecimiento Parabólico (Ecuación (6.24) para poder graficar el espesor de capa Fe_2B contra el tiempo (v^2 vs. t) y de este modo encontrar un coeficiente de difusión (D_{Fe_2B}) generalizado a partir de un comportamiento tipo Arrhenius.

Para encontrar el valor del parámetro de crecimiento ε^2 de la fase Fe_2B se debe resolver la Ecuación (6.63) usando el método numérico de Newton-Raphson. Los métodos numéricos son técnicas mediante las cuales es posible plantear soluciones a problemas matemáticos, combinando dos herramientas muy importantes en la actualidad, las

matemáticas y los equipos de cómputo, que han desplazado el análisis matemático clásico en las aplicaciones industriales y la investigación.

El método Newton-Raphson también, es el mejor para la solución de ecuaciones algebraicas no lineales, es ampliamente conocido, muy fácil de implementar para llegar a las raíces de la ecuación, además que se presta para su implementación en computadora. El método se basa en expandir en serie de Taylor la función $f(x_n)$ en las cercanías de una de las raíces de la ecuación la cual se denomina x_n .

$$f(x+h) = f(x_n) + h \cdot f'(x_n) + \frac{h^2}{2!} f''(x_n) + \dots \quad (6.64)$$

Donde h es el incremento en x , ósea la diferencia entre dos aproximaciones sucesivas de x , que deben ser lo más pequeña posible. Si la serie se trunca a partir del tercer término, se tiene que

$$f(x+h) = f(x_n) + h \cdot f'(x_n) \quad (6.65)$$

Si ahora aplicamos la Ecuación (6.65) al punto en donde se localiza una raíz de la función, la cual se indica por r , se obtiene que:

$$f(r) = f(x_n) + h \cdot f'(x_n) = 0 \quad (6.66)$$

Se despeja h para obtener

$$h = \frac{f(x_n)}{f'(x_n)} \quad (6.67)$$

La cual se define como el incremento de cada x respecto al anterior, por lo tanto cada nueva x , se calcula por la siguiente formula:

$$x_{n-1} = x_n - \frac{f(x_n)}{f'(x_n)} \quad (6.68)$$

Y esta es la ecuación del método con la que se obtendrán las nuevas aproximaciones. Este método también conocido como método de las tangentes se puede deducir gráficamente, y el principio de funcionamiento es el siguiente: desde un punto inicial x_n cercano a la raíz, se traza una pendiente a la función y por el punto donde dicha tangente corta al eje x se obtiene una mejor aproximación a la raíz, el proceso se repite hasta obtener la aproximación deseada (ver Figura 6.6).

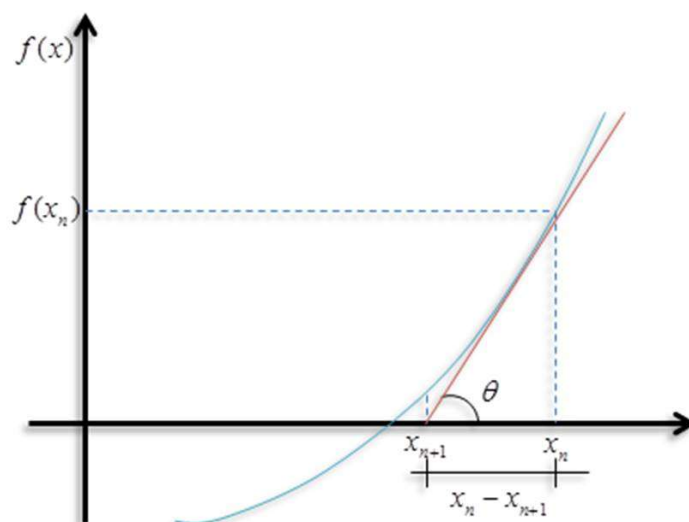


Figura 6.6. Descripción gráfica del método de Newton-Raphson.

Por lo tanto de acuerdo a la Figura 6.6 del método se tiene que la primera derivada en x_n es:

$$\tan \theta = f'(x_n) = \frac{f(x_n) - 0}{x_n - x_{n-1}} \quad (6.69)$$

De donde:

$$x_{n-1} = x_n - \frac{f(x_n)}{f'(x_n)} \quad (6.70).$$

Este método se basa en la observación de que la recta tangente es una buena aproximación local a la gráfica de una función. Sea $(x, f(x_0))$ un punto en la gráfica de la f . La recta tangente está dada por la función f . La recta tangente está dada por la Ecuación (6.71) de la siguiente manera:

$$y - f(x_0) = f'(x_0)(x - x_0) \quad (6.71)$$

Esta línea cruza el eje de las x , cuando $y = 0$. El valor correspondiente de x_0 está dado por:

$$x = x_0 - \frac{f(x_0)}{f'(x_0)} \dots (6.72)$$

Así mismo, se asume que las expresiones $C_{up}^{Fe_2B}$, $C_{low}^{Fe_2B}$ y $C_0 = 35 \times 10^{-4} \text{ mol} / \text{m}^3$ no dependen de la temperatura y tienen un valor conocido, mostrado en las Ecuaciones (6.26) y (6.27). El valor obtenido de la Ecuación (6.72) empleando en método de Newton- Raphson es:

$$\varepsilon^2 = 1.7471 \times 10^{-3} \quad (6.73)$$

Con $\varepsilon^2 = 1.6676 \times 10^{-3}$. De la Ecuación (6.24) es posible determinar los coeficientes de difusión de boro (D_{Fe_2B}) respectivos a cada temperatura, graficando el espesor al cuadrado respecto al tiempo (v^2 vs. t) (ver Figura 6.7).

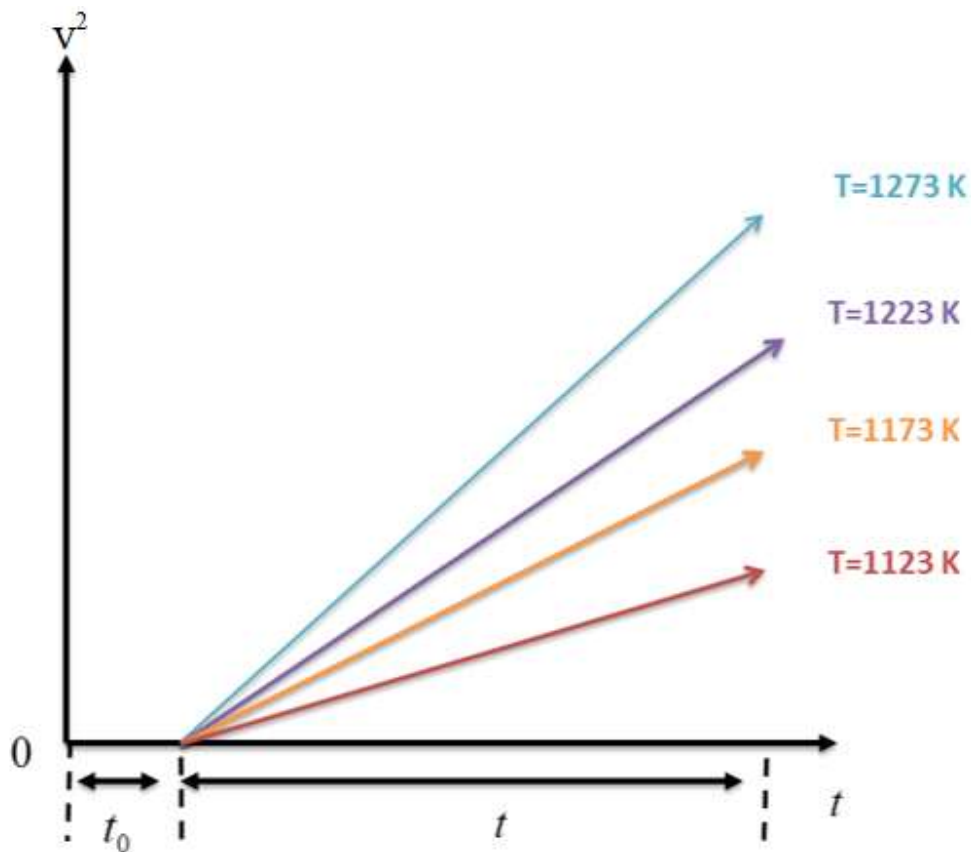


Figura 6.7. Pendientes relativas respecto a cada temperatura de tratamiento.

Además, es necesario calcular un coeficiente de difusión generalizado y específico para el material, esto es posible, analizando si existe un incremento de la pendiente respecto al aumento de temperatura, al ser así, se generaliza la ecuación de crecimiento parabólico de acuerdo a un comportamiento tipo Arrhenius como se mostró en la Ecuación (6.25):

$$v = 2D_0^{1/2} \epsilon e^{-Q_{Fe_2B}/2RT} t^{1/2} \quad (6.25)$$

Capítulo 7

Procedimiento experimental

7.1 Borurización en polvo de las muestras boruradas

Se empleó un acero ASTM A1011 tipo B, el cual tiene una composición química que se muestra en la Tabla (7.1). Este acero es comúnmente utilizado en la fabricación de moldes para inyección de plástico y para moldes de fundición de zinc (Ehrenberg, 2013). Una de sus principales características es la excelente pulibilidad y buen texturizado, lo que le provee una amplia cantidad de aplicaciones; en implementos de maquinaria, moldes, piezas de apoyo y sujeción, etc. (Valued Customer, 2005).

Tabla 7.1. Composición química del acero ASTM A1011 tipo B.

ELEMENTO QUÍMICO	C	Cu	Ni	Mn	Cr
% PESO	0.25	0.20	0.20	0.90	0.15

Como primer paso, se cortó una pequeña sección de un lingote de acero ASTM A1011 tipo B con una cortadora de la marca DoALL modelo C-916^a (ver Figura 7.1), posteriormente, se cortaron veinte probetas de forma cúbica con dimensiones de un centímetro por lado (ver Figura 7.2).

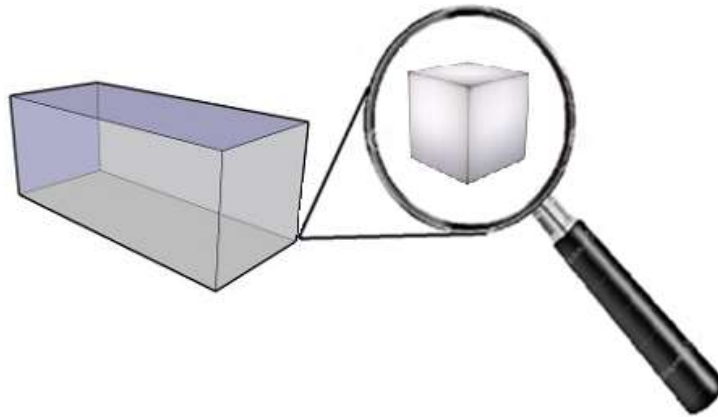


Figura 7.1. Sección del lingote de acero ASTM A1011 tipo B.

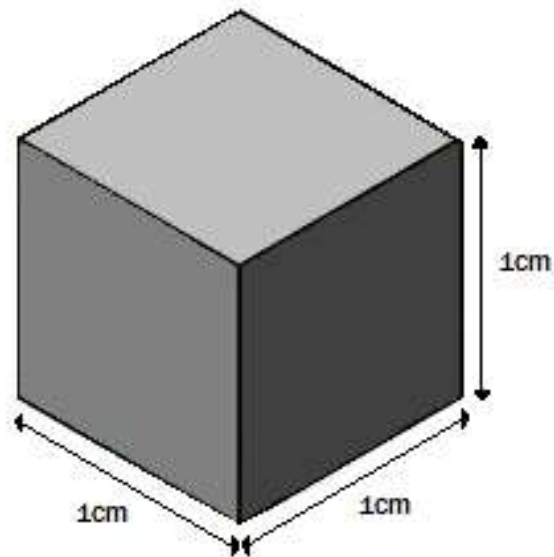


Figura 7.2. Probeta de acero ASTM A1011 tipo B.

Las probetas se montaron en dispositivos especiales para obtener una mejor sujeción y manipulación de éstas (ver Figura 7.3).

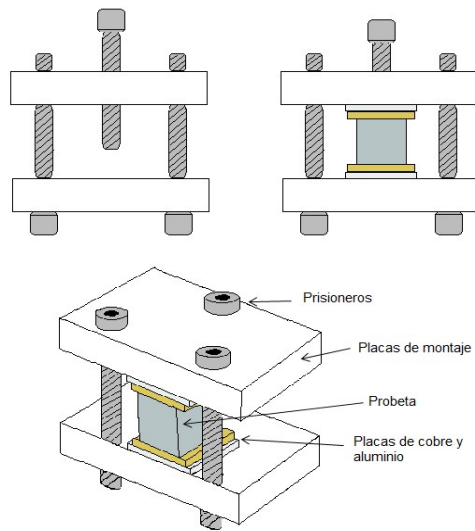


Figura 7.3. Dispositivo montador de probetas.

Al finalizar el montaje, se inició el proceso de desbaste grueso (Ehrenberg, 2013) aplicado a lo largo de las secciones donde se evaluará el tratamiento, utilizando una lijadora de banda de la marca Buehler (ver Figura 7.4).

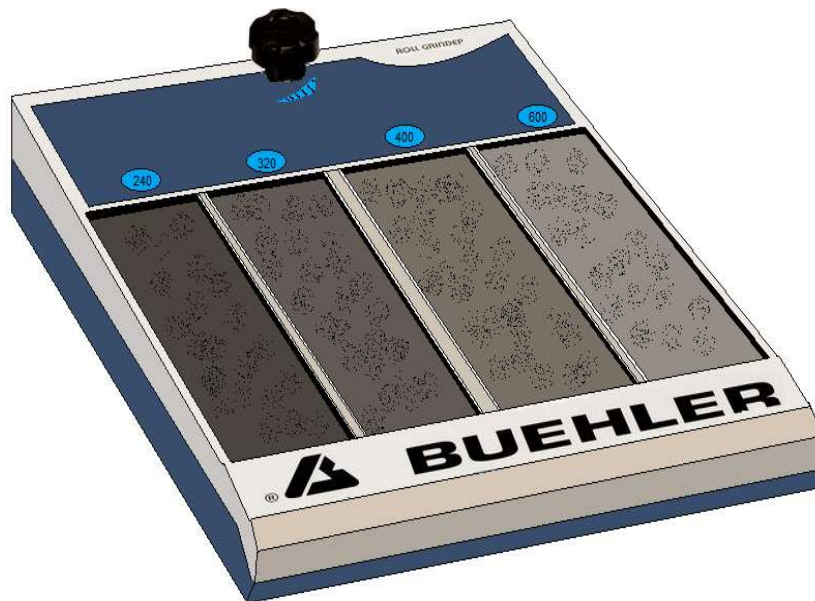


Figura 7.4. Pulidora Buehler

Al término del desbaste grueso, se inició el proceso de desbaste delgado (Guzmán, 2013) utilizando lijas de carburo de silicio con diferentes granulometrías (80-2000), esto se hizo con el fin de garantizar una sección de la muestra limpia y con pocas imperfecciones debido al maquinado de las probetas. Una vez terminado el proceso de desbaste delgado, las probetas se lavan con agua para limpiar la superficie y se introducen en alcohol etílico para ser secadas rápidamente y evitar indicios de corrosión. Finalmente, las muestras se desmontan teniendo cuidado de evitar cualquier contacto, disminuyendo así la probabilidad de rayado.

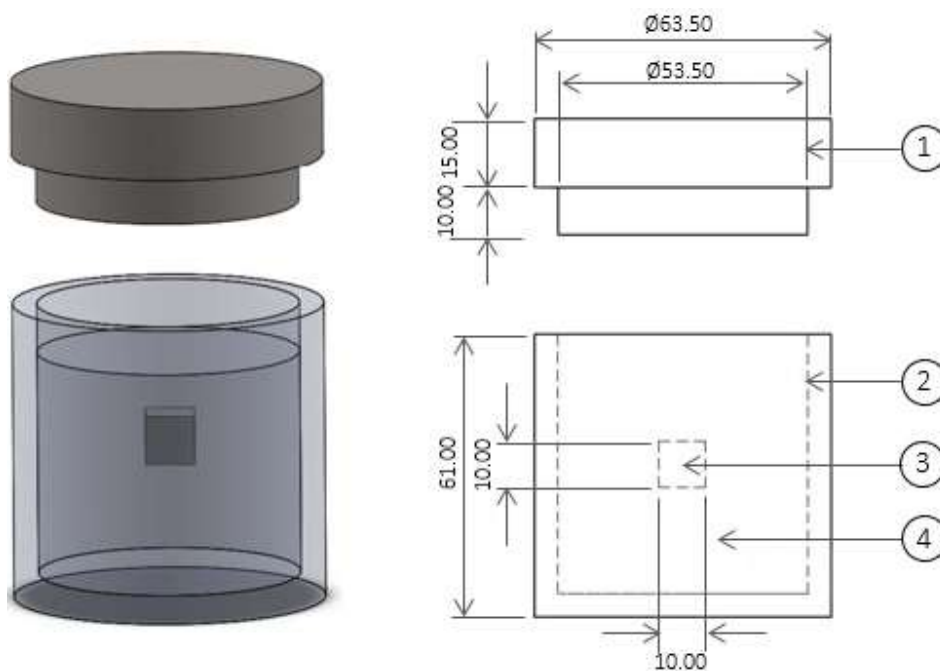
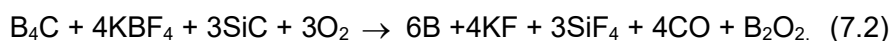
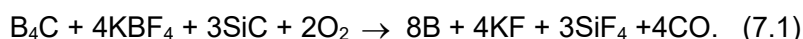


Figura 7.5. Contenedor para tratamiento de borurización. 1: Tapa del contenedor, 2: Contenedor de acero inoxidable AISI 316 L, 3: Probeta de acero ASTM A1011 tipo B, 4: Agentes borurante (Mezcla de polvo $B_4C + 4KBF_4 + 3SiC + 2O_2$)

El tratamiento termoquímico de borurización en polvo es una técnica que utiliza tetrafluoroborato de potasio (KBF_4), carburo de silicio (SiC), carburo de boro (B_4C) y oxígeno (O_2) el cual se encuentra presente en la atmósfera donde se aplique el

tratamiento. Las probetas mencionadas anteriormente, se introducen en pequeños contenedores fabricados de acero AISI 316L¹¹ y con dimensiones superiores de acuerdo al tamaño de las probetas (ver Figura 7.5). El siguiente paso para el tratamiento de borurización, es colocar una base de polvo para borurizar¹² aproximadamente de un centímetro de espesor dentro del contenedor, posteriormente se coloca la probeta sobre del polvo de borurizar, se embebe totalmente y se coloca su tapa de tal modo que ajuste correctamente. Dentro de los contenedores se pueden llevar a cabo dos reacciones de acuerdo a la cantidad de oxígeno presente en la atmósfera;



Las ecuaciones químicas anteriores muestran como varia la concentración de boro dependiendo de la cantidad presente de oxígeno en la atmósfera, en la Ecuación (7.1) se observa, el contenido de cuatro átomos de oxígeno en forma gaseosa y se liberan ocho átomos de boro en forma gaseosa, mientras que en la Ecuación (7.2) se tienen seis átomos de oxígeno y se liberan seis átomos de boro. Esto significa, a mayor presencia de oxígeno en la atmósfera, la oxidación ocurre más fácilmente y disminuye la concentración de boro en forma gaseosa. Debido a lo anterior, es

¹¹ AISI 316L Acero utilizado para el manejo de productos químicos y equipos de manejo de alimentos.

¹² Polvo para borurizar. $\text{KBF}_4 + \text{SiC} + \text{B}_4\text{C}$. Compuestos químicos contenidos en el medio borurante.

recomendable que la tapa del contenedor ajuste perfectamente para evitar el exceso de oxígeno en el interior del contenedor.

El modo más adecuado para obtener la máxima efectividad del tratamiento, es utilizar una atmósfera controlada de argón para evitar la oxidación. Continuando con el proceso de borurización, las probetas se introducen en los contenedores y se preparan para ser introducidas en una mufla de la marca Carbolite modelo RFW1200 con atmósfera controlada de argón (ver Figura 7.6), considerando un tiempo de incubación (t_0) aproximado de treinta minutos (Brakman, Gommers, Mittemeijer, 1989). El horno se mantiene en un rango de temperatura de (1123 – 1273 K) con una corriente continua de gas (argón) y únicamente se toman en cuenta los tiempos de borurización (2, 4, 6 y 8 h).

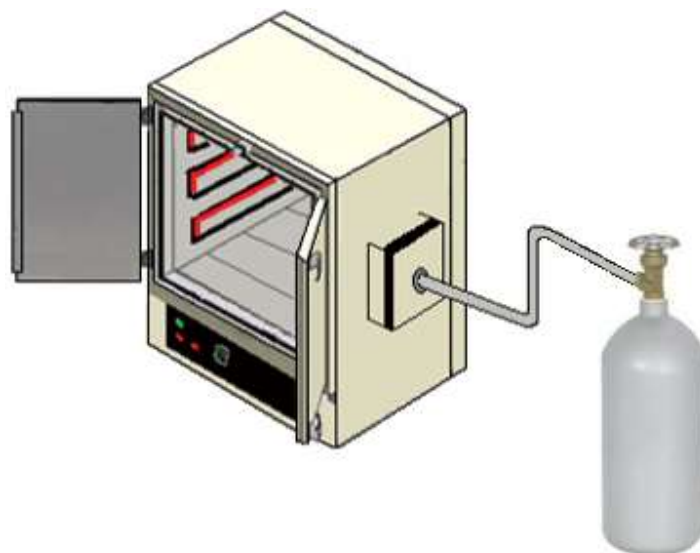


Figura 7.6. Mufla con atmósfera controlada para tratamiento termoquímico.

Posteriormente, al término del tiempo de tratamiento, los contenedores son retirados de la mufla y se dejan enfriar al aire libre sin utilizar algún otro método de enfriado, esto se hace con el fin de evitar desprendimientos de capa debido a choques térmicos (Vandér Voort, 1999). Finalmente, las muestras se extraen de los contenedores y se inicia la preparación metalográfica de las probetas.

7.2 Empaquetado de la sierra circular

El contenedor propuesto para la borurización de una hoja de sierra circular se presenta a continuación:

Para poder diseñar un contenedor hexagonal primeramente se plasmó la idea en un bosquejo a mano alzada de dicho contenedor, en la Figura 7.7 se puede visualizar la idea.

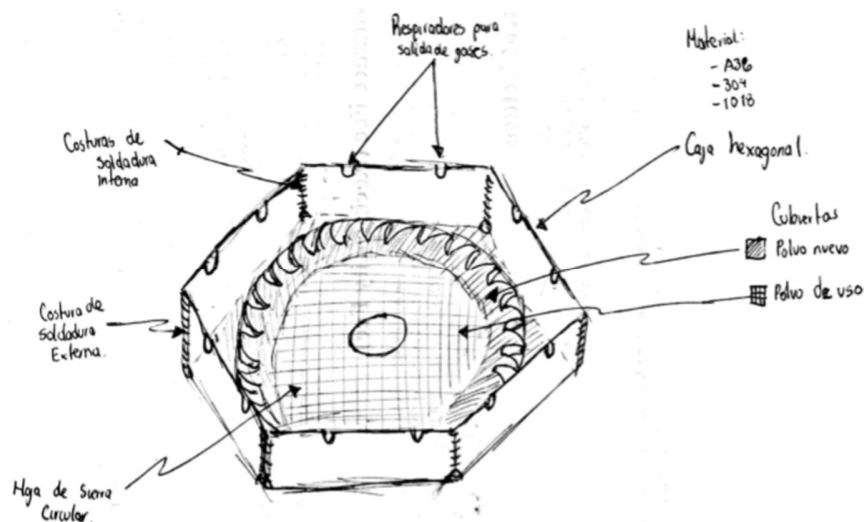
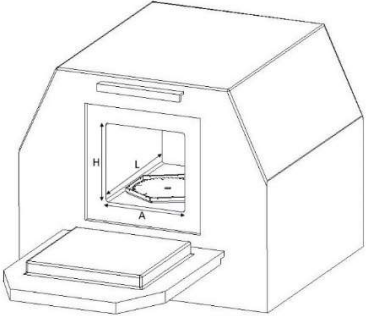
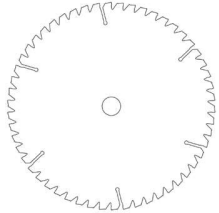


Figura 7.7. Bosquejo a mano alzada de contenedor hexagonal.

Las medidas para el contenedor hexagonal se tomaron de referencia el diámetro de la sierra circular, así mismo como las medidas del horno eléctrico en el cual va ser realizado el tratamiento termoquímico dichas referencias son mostradas en la Tabla 7.2, como se muestran a continuación:

Tabla 7.2. Dimensiones de referencia para el diseño del contenedor.

Horno eléctrico		
Medidas de Mufla	Medida interna	
Ancho (A)	22 cm	
Alto (H)	21 cm	
Largo (L)	35 cm	
Dimensiones de Hoja de sierra circular		
Diámetro de sierra	177.8 mm [7 in]	
Espesor de hoja	2.77 mm (Cal. 12)	

En la Figura 7.8, se presenta la vista frontal e inferior de las dimensiones de la caja hexagonal, en la Figura 7.9, se presenta la vista isométrica de la caja hexagonal, en la Figura 7.10, se presenta una vista frontal e inferior de las dimensiones de la tapa hexagonal, en la Figura 7.11, se presenta una vista

isométrica de la caja hexagonal y en la Figura 7.12, se presentan una vista frontal y seccionada del empaquetamiento hexagonal de la sierra circular.

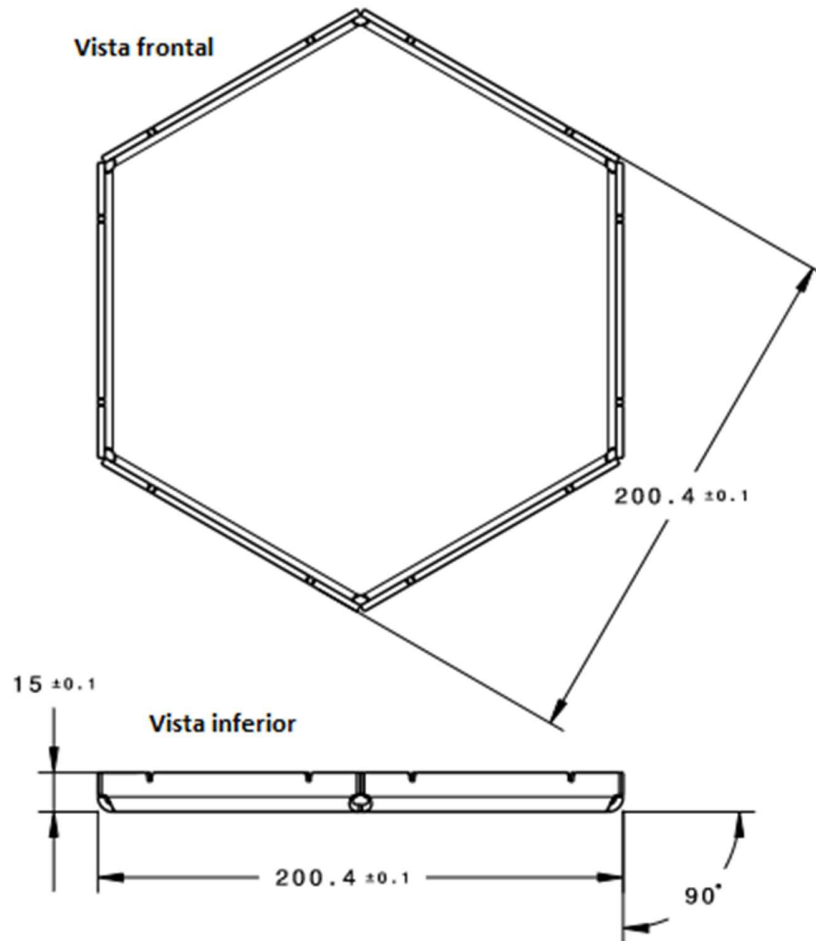


Figura 7.8. Vista frontal e inferior de las dimensiones de la caja hexagonal

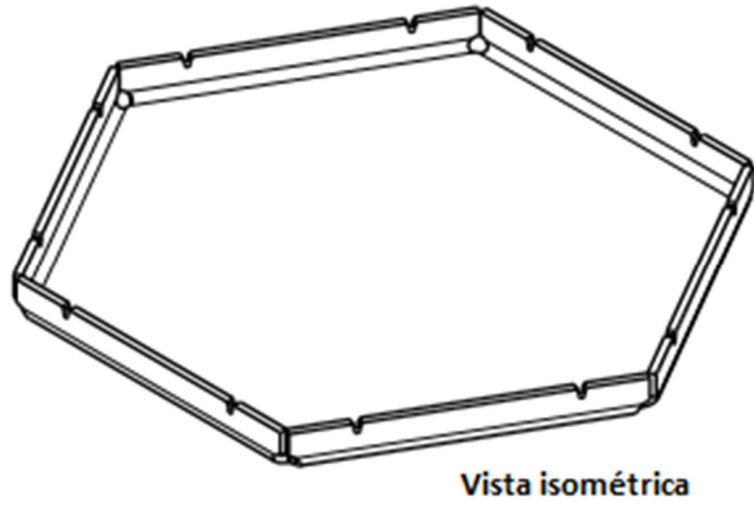


Figura 7.9. Vista isométrica de la caja hexagonal.

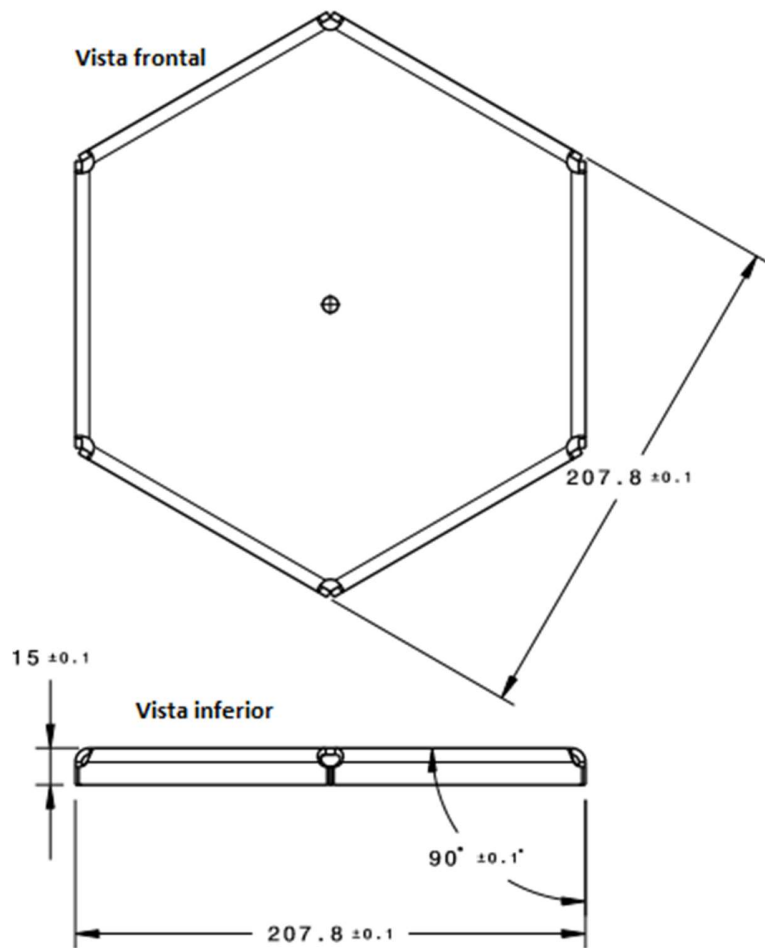
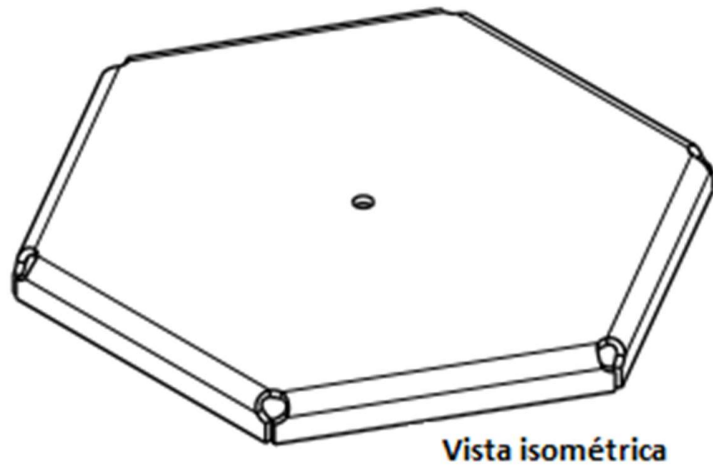


Figura 7.10. Vista frontal e inferior de las dimensiones de la tapa hexagonal.



Vista isométrica

Figura 7.11. Vista isométrica de la caja hexagonal.

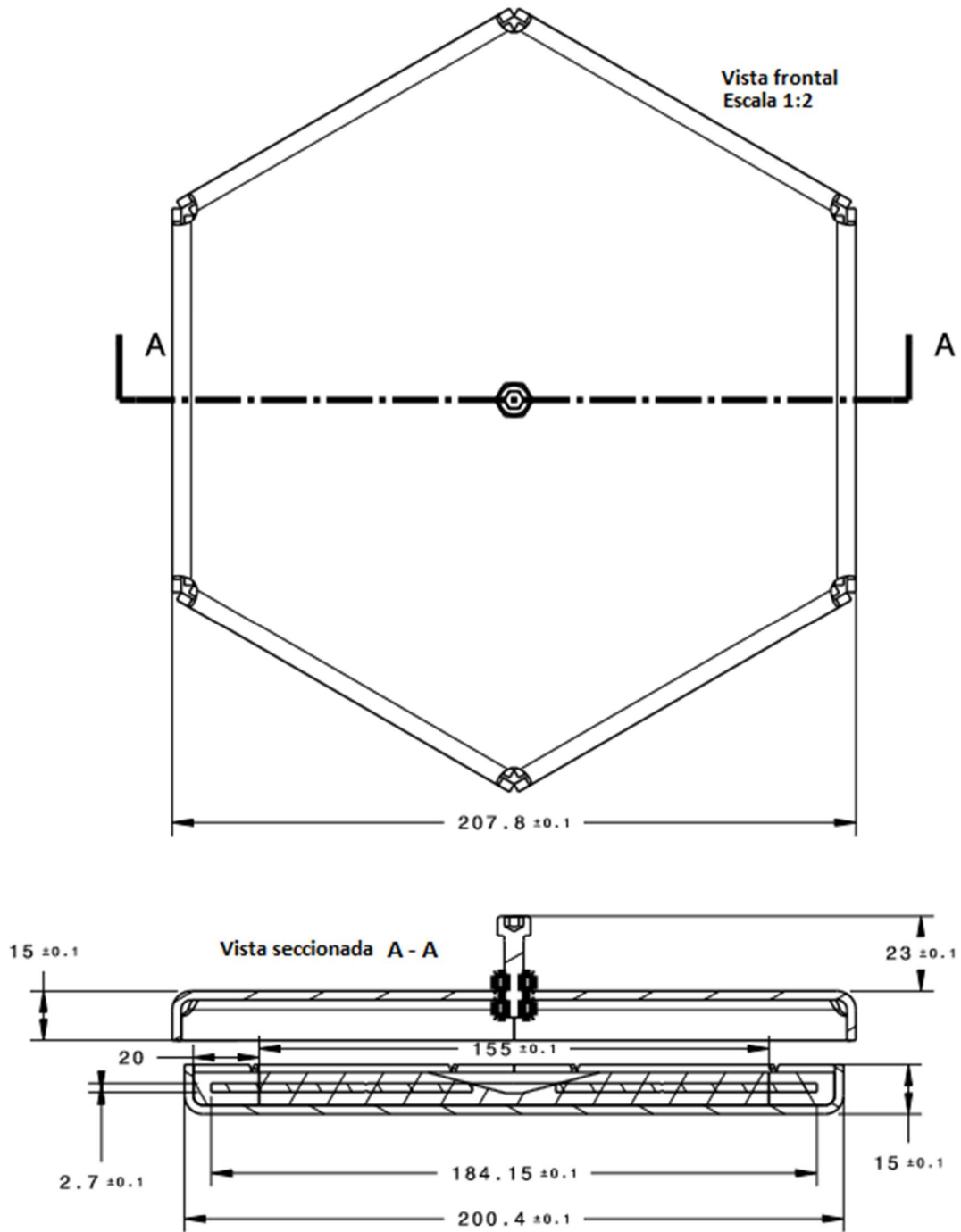


Figura 7.12. Vista frontal y seccionada del empaquetamiento hexagonal de la sierra circular.

Para la fabricación de la hoja de sierra circular se empleó acero ASTM A1011 tipo B con un espesor de hoja de 2.77 mm y para el contenedor se empleó acero AISI 316 L para el empaquetamiento de la sierra circular. Tanto para la sierra circular y el contenedor hexagonal (ver Figura 7.13) se cortaron por medio de láser.



Figura 7.13. Sierra circular de la hoja de acero ASTM A1011 tipo B y el contenedor hexagonal.

7.3. Corte por láser: En qué consiste y ventajas de utilizarlo

Dentro de todas las opciones que existen dentro de los **mecanizados de precisión**, una de las más jóvenes es el **corte láser** (ver Figura 7.14). En pocas palabras, el

proceso de corte por láser **consiste en concentrar un haz de luz en la superficie que se desea cortar**. El proceso de **corte láser** utiliza un sistema de espejos de precisión, una lente de enfoque convergente, el haz **láser** de alta potencia, y el sistema CNC o control numérico. Con él se controlan todos los aspectos del proceso de **corte utilizando láser**; desde la **frecuencia** y la **velocidad** del haz hasta los valores del cabezal y la pieza, en función de la orden exacta que necesitemos.



Figura 7.14. Corte láser empleado en el corte de la hoja de sierra circular y el contenedor hexagonal.

Uno de los detalles interesantes del **corte láser** es la necesidad de utilizar algún tipo de material para **evacuar el material cortado**. Suele utilizarse **argón** o un **gas** inerte a presión, además puede también ser efectivo el aire para materiales

no mecánicos. Este tipo de técnica permite el **aumento de la productividad**, obtención de filos de **corte limpios**, **evita el sobrecalentamiento**, resiste a la **corrosión**, reduce la **decoloración**, no genera **óxido** y los acabados quedan libres de escoria.

7.4. Ventajas de utilizar una máquina para el corte por láser

- No produce tantas virutas como el proceso convencional de corte.
- Es perfecto para cortes previos y recortes finales.
- Puede ser utilizado para realizar contornos en la superficie, ajustes de silueta o piezas a manipular.
- No produce rebabas en el caso de que la graduación sea la correcta.

El corte láser puede ser utilizado en cualquier material, ya sea blando o duro. Es habitual utilizarlo en todo tipo de aleaciones termo-resistentes, como, por ejemplo: aceros, cerámicas, en composite, cueros, tejidos, sicilio, plástico, etc. Dependiendo el material, la radiación es diferente.

7.5. Borurización en caja de la hoja de sierra circular

Como ya se mencionó en la Sección 7.1, el tratamiento termoquímico de borurización en polvo es una técnica que utiliza tetraflouorborato de potasio (KBF_4), carburo de silicio (SiC), carburo de boro (B_4C) y oxígeno (O_2) el cual se encuentra presente en la atmósfera donde se aplique el tratamiento. La hoja de sierra circular,

se coloca en el contenedor hexagonal fabricado de acero AISI 316L¹³ como se puede apreciar en la Figura 7.15.

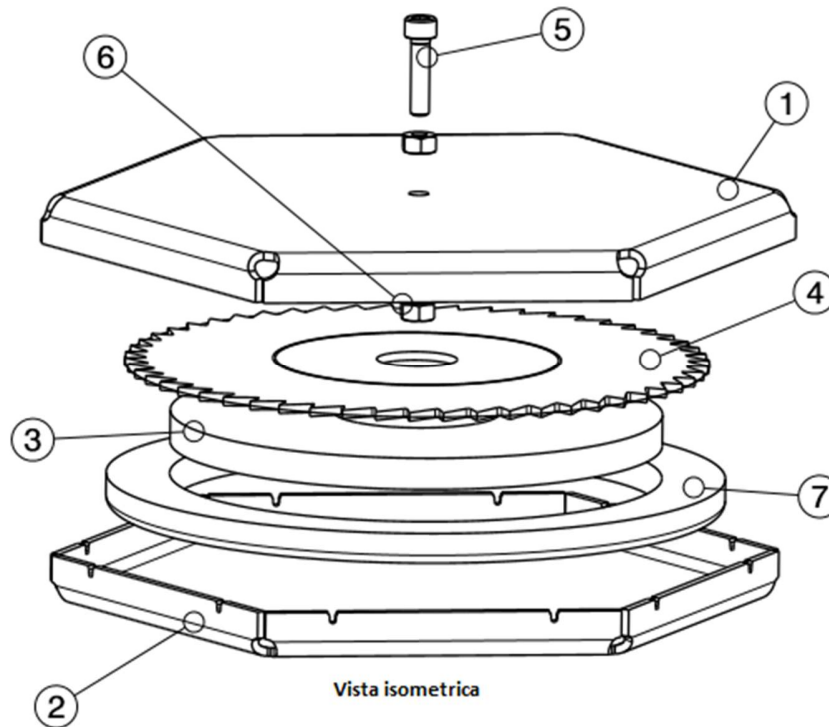


Figura 7.15. Vista isométrica explosionada del empaquetado donde: 1) Tapa hexagonal, 2) Caja hexagonal, 3) Cubierta de polvo de uso, 4) Hoja de sierra circular, 5) Tornillo de cabeza hexagonal, 6) Tuerca hexagonal de 1/4 in, 7) Cubierta de polvo nuevo para borurar.

El siguiente paso para el tratamiento de borurización, es colocar una base de polvo para borurar¹⁴ aproximadamente de un centímetro de espesor dentro del contenedor hexagonal, posteriormente se coloca la hoja de sierra circular sobre del polvo borurante, se embebe totalmente y se coloca la tapa de tal modo que ajuste

¹³ AISI 316L Acero utilizado para el manejo de productos químicos y equipos de manejo de alimentos.

¹⁴ Polvo para borurizar. $\text{KBF}_4 + \text{SiC} + \text{B}_4\text{C}$. Compuestos químicos contenidos en el medio borurante.

correctamente. Dentro de los contenedores se pueden llevar a cabo dos reacciones de acuerdo a la cantidad de oxígeno presente en la atmósfera, como se mencionó en la Sección 7.1 (ver Ecs. (7.1) y (7.2)).

Continuando con el proceso de borurización, el empaquetado de la Figura 7.15, se introduce en una mufla de la marca Carbolite modelo RFW1200 con atmósfera controlada de argón (ver Figura 7.6), considerando un tiempo de incubación (t_0) aproximado de treinta minutos (Brakman, Gommers, Mittemeijer, 1989). El horno se mantiene a una temperatura de 1223 K con una corriente continua de gas (argón) y únicamente se toma en cuenta el tiempo de borurización de 6 h.

7.6. Preparación metalográfica

Las probetas de acero ASTM A1011 tipo B se montaron en dispositivos especiales (ver Figura (7.3)), los cuales poseen varios objetivos; mejor manipulación, mayor agarre y evitar la formación de caras en la probeta al momento del desbaste, la dureza que presentan las placas de montaje es mayor en comparación a la baquelita, ya que éste es otro material comúnmente usado para el montaje de muestras metalográficas, por lo tanto, se evita la formación de caras. Otro aspecto importante es la colocación de la probeta dentro del dispositivo de montaje, primeramente, se utilizan unas placas de cobre y aluminio que se insertan entre la probeta y las placas de montaje con el fin de evitar deformaciones en la probeta por la presión ejercida al cerrar los prisioneros del dispositivo.

Al término del montaje de las probetas, se lleva a cabo una selección de lijas de carburo de silicio llevando una secuencia de acuerdo al tamaño de grano, iniciando con el número 80, 120, 180, 220, 240, 280, 320, 360, 400, 600, 800, 1000, 1500 y 2000. Posteriormente, se inicia el proceso de desbaste en el que se utilizó una pulidora automática de la marca Buehler modelo Phoenix Beta (ver Figura 7.16).

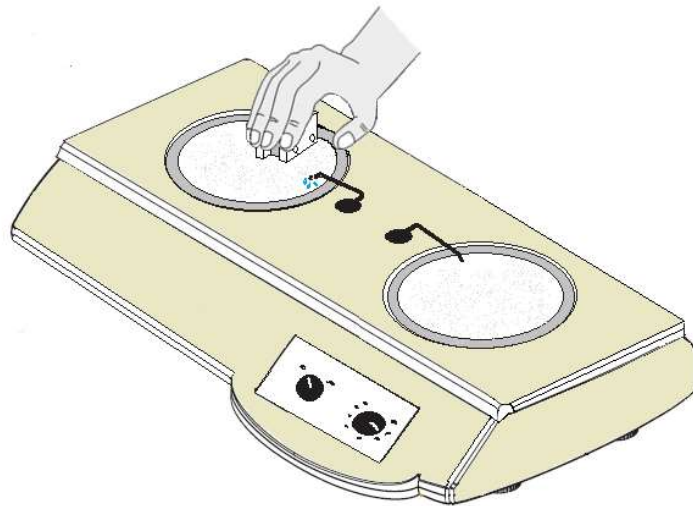


Figura 7.16. Pulidora Phoenix Beta.

Al finalizar el proceso de desbaste, se inicia el proceso de pulido, utilizando paño para pulir y alúmina de diferentes tamaños de partícula (5.0, 1,0, 0.3 μm) durante un tiempo aproximado de sesenta minutos con el fin de eliminar cualquier ralladura y obtener un acabado espejo. Posteriormente, las probetas se desmontan de los dispositivos de montaje y continúa la revelación de la fase Fe_2B a partir de un ataque químico (ver Figura 7.17).

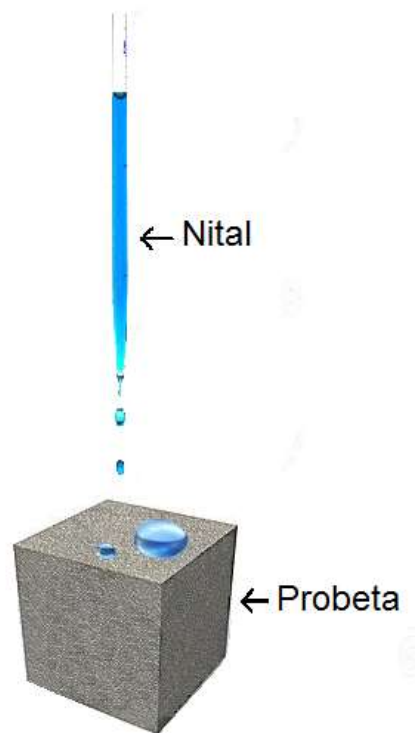


Figura 7.17. Ataque químico para revelar la fase Fe₂B.

El objetivo del ataque químico es revelar la microestructura incluyendo defectos y fases (Vandér Voort, 1999). El ataque químico utilizado fue nital, el cual contiene ácido nítrico 2% y etanol 98%, este tipo de ataque es comúnmente utilizado en la revelación de hierros, aceros al carbón y aceros aleados (Vandér Voort, 1999). Una vez desmontadas las probetas, se les coloca unas gotas de nital en la superficie que se desea revelar durante cinco segundos, posteriormente se lava rápidamente con abundante agua para evitar un sobre ataque (Vandér Voort, 1999), seguido a esto, la misma probeta se enjuaga con alcohol etílico y se seca con una corriente de aire caliente para evitar indicios de corrosión.

Finalmente, el crecimiento de la capa Fe_2B , se observa en un microscopio metalográfico de la marca Olympus modelo GX71, en el que cuenta con cámara fotográfica para la captura de imágenes (ver Figura 7.18).

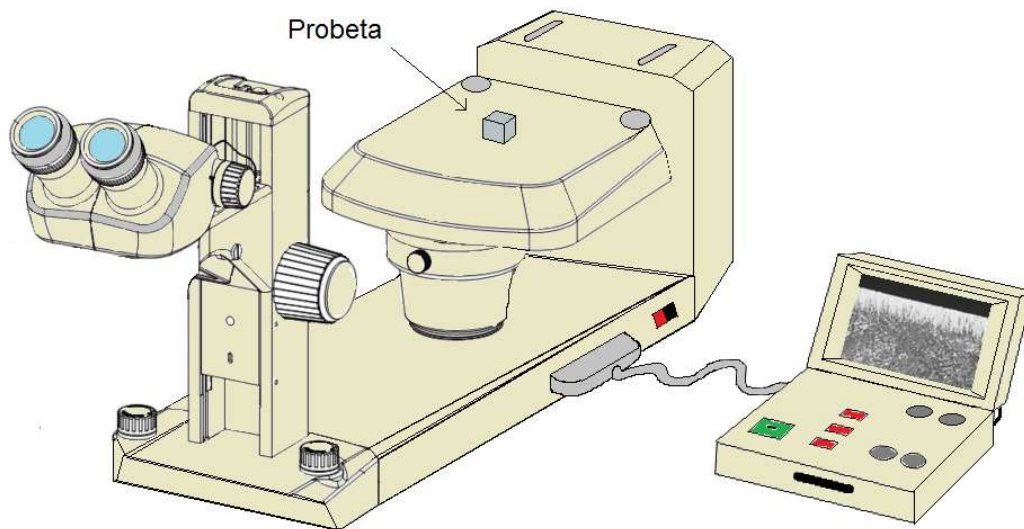


Figura 7.18. Microscopio metalográfico marca Olympus GX51.

7.7. Difracción de rayos X

Con el propósito de verificar la fase presente (Fe_2B) sobre la capa borurada. Se realizó un análisis por Difracción de rayos X aplicado sobre la probeta borurada de acero ASTM A1011 tipo B. Se empleó una radiación con una lámpara de cobalto (CoK_α) con una longitud de onda 1.78 \AA , utilizando un difractómetro de la marca Inel modelo EQUINOX 2000. (ver Figura 7.19).



Figura 7.19. Difractómetro Inel, modelo EQUINOX 2000.

En la Figura (7.20) se muestra como los rayos X inciden sobre una muestra. Los rayos X viajan desde el tubo de rayos X hasta la muestra, estos rayos chocan con los átomos superiores de la probeta y reemiten una radiación formando un ángulo.

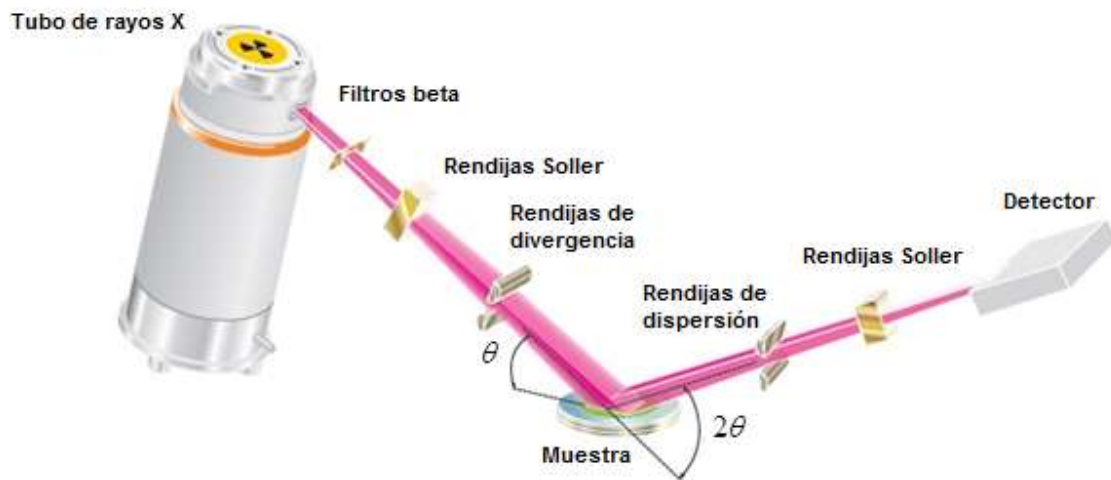


Figura 7.20. Esquematación del funcionamiento de un difractómetro de rayos X.

Existen ángulos privilegiados formados entre el haz incidente y el difractado en el que la emisión de radiación se encuentra en fase y satisface la Ley de Bragg (Kittel, 1997). El espectro obtenido por XRD se evaluó con la ayuda del software MATCH. Los resultados de la fase encontrada se muestran en el siguiente difractograma (ver Figura (7.21)).

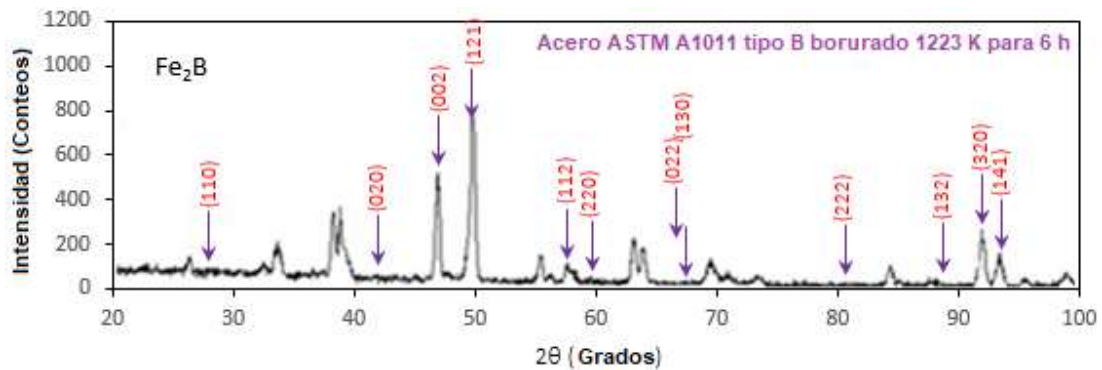


Figura 7.21. Difractograma del acero borado ASTM A1011 tipo B.

La Ecuación (7.3) representa la ley de Bragg la cual presenta validez cuando la interferencia de fases entre la radiación emitida por diferentes átomos que fueron colapsados por un haz es proporcional a 2π :

$$n\lambda = 2d_{hkl} \sin\theta, \quad (7.3)$$

En la Ecuación anterior n representa un número entero, λ es la longitud de onda de los rayos X, d_{hkl} es la distancia interplanar¹⁵ y θ es el ángulo entre el rayo incidente y el dispersado. La emisión de ondas debida a la interacción entre un haz emitido y el haz difractado, produce interferencia la cual puede ser constructiva o destructiva (ver Figura 7.22). El valor del ángulo adecuado de 2θ para satisfacer la Ley de Bragg en los cristales de la capa Fe₂B es entre 30° y 90° (Villa Velázquez, 2009).

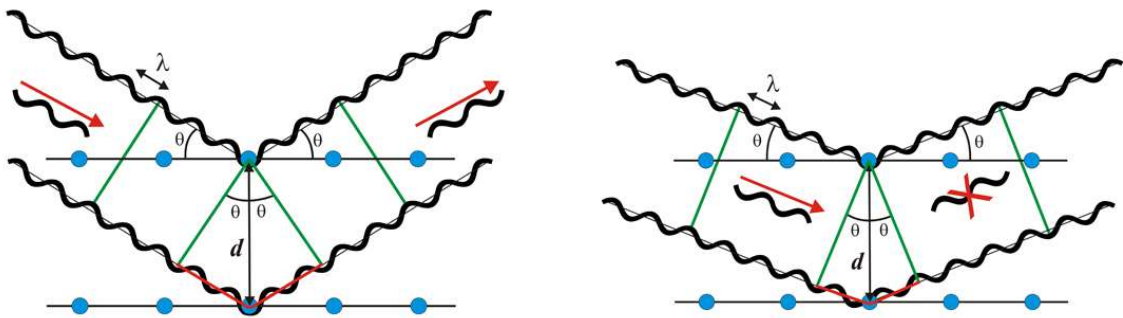


Figura 7.22. Interferencias de acuerdo al ángulo de desviación (2θ).

La estructura cristalina para la fase Fe₂B es tetragonal centrada en el cuerpo, se representa en la Figura (7.23).

¹⁵Distancia interplanar. Distancia entre dos planos de átomos paralelos adyacentes.

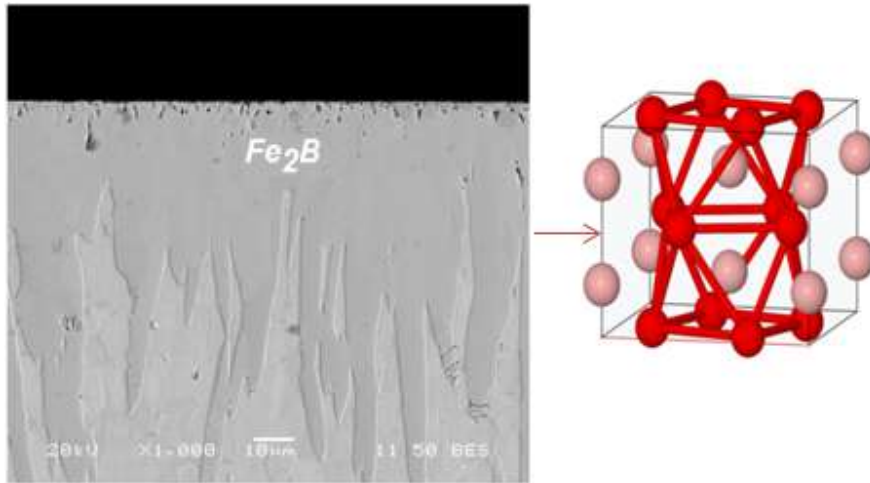


Figura 7.23. Estructura cristalina tetragonal centrada en el cuerpo de la fase Fe_2B , donde $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$ y $a = b (\neq c)$, con $a = 0.5109nm$ y $c = 0.4249nm$.

Para una estructura tetragonal centrada en el cuerpo la distancia entre planos de la red se representa como:

$$d_{hkl} = \left[\frac{(h^2 + k^2)}{a^2} + \frac{l^2}{c^2} \right]^{1/2}. \quad (7.4)$$

7.8. Medición de la capa borurada

Las capas boruradas obtenidas en el acero ASTM A1011 tipo B presentan una morfología acerrada debido a los elementos de aleación encontrados en este (Fernández de Castro, 1999). La medición de los espesores de las capas se realiza estadísticamente, considerando un promedio de las longitudes de cada diente como se muestra en la Figura (7.24). (Ortiz Domínguez, 2013; Ramírez Sandoval, 2006; Tapia Quintero, 2010; Villa Velázquez, 2009).

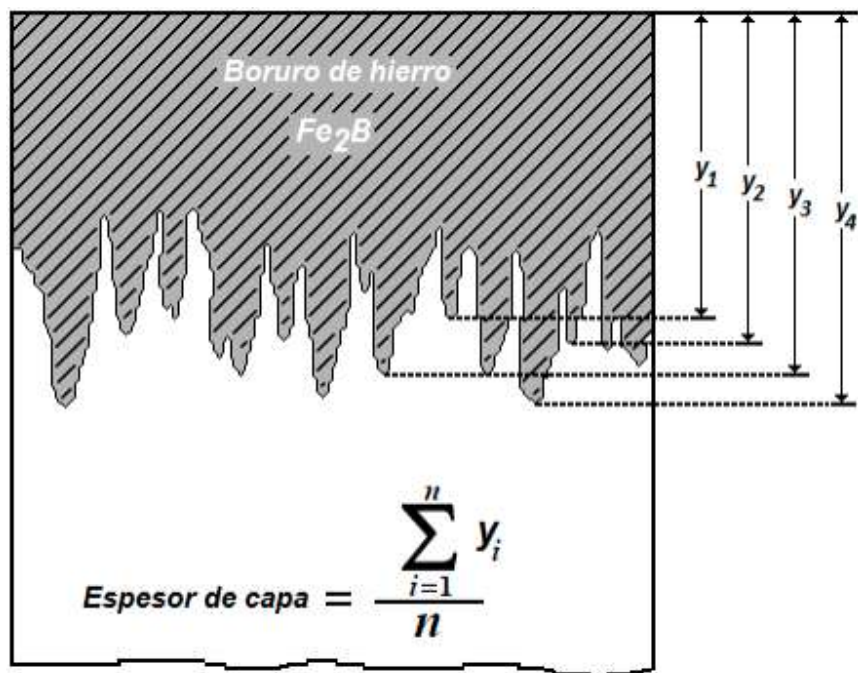


Figura 7.24. Medición de capas boruradas.

Primeramente, la medición de los espesores se realizó haciendo uso del software MSQ Plus 6.5, donde fue necesario digitalizar las microfotografías obtenidas de las probetas endurecidas, posteriormente, se obtuvo un promedio de 50 mediciones a partir de la distancia entre dos líneas paralelas, colocadas entre la superficie y la punta de cada diente.

Capítulo 8

Resultados y discusiones

En el capítulo ocho, se presentan los resultados obtenidos a partir de la caracterización que se realizó a las probetas después del tratamiento termoquímico de borurización, con la posibilidad de poder vislumbrar una aplicación que tendrían estos aceros a nivel industrial, la implementación de los modelos matemáticos propuestos permite la optimización y automatización del tratamiento, debido a que se puede estimar el espesor de la capa borurada formada sobre la superficie del sustrato.

8.1. Mecanismo de difusión y la formación de la capa borurada

A continuación, se presenta el mecanismo de crecimiento de las capas boruradas aplicando el tratamiento de borurización de polvo (empaquetamiento en caja) a un hierro puro ARMCO con un 99% de pureza usando diferentes mezclas de polvo con un control de potencial químico de boro (Ortiz Domínguez, 2013). Las muestras de hierro puro fueron boruradas a la temperatura de 1123 K y un tiempo de tratamiento de 15 h usando diferentes potenciales de polvo B_4C , los potenciales utilizados fueron: bajo, intermedio y alto respectivamente. Las mezclas utilizadas de carburo de boro se presentan en la Tabla 8.1.

Tabla 8.1. Potenciales químicos de carburo de boro (B_4C).

Potencial químico de boro	B_4C	SiC	KBF_4
---------------------------	--------	-----	---------

Bajo	10	90	-
Intermedio	100	-	-
Alto	90	-	10

La considerable dilución de B_4C con carburo de silicio (SiC) disminuye la tasa del potencial químico de carburo de boro y permite que las primeras etapas de crecimiento de la fase (Fe_2B) se puedan estudiar a detalle. Con el potencial intermedio se pueden obtener capas gruesas de Fe_2B . Por otra parte, para el potencial alto, el carburo de boro se mezcla con activador (KBF_4) para estudiar las etapas posteriores de crecimiento, que se relacionan con la formación de bicapas ($FeB-Fe_2B$). Durante el proceso mantienen una atmósfera controlada, sin la presencia de oxígeno ya que este reacciona con el medio borurante. Como ya se ha demostrado, el oxígeno reduce considerablemente la reactividad del hierro-boro.

8.1.1. Etapas de crecimiento de los boruros de hierro (etapa 1 de crecimiento)

Etapa 1:

Cuando el substrato se mantiene en contacto con un potencial de boro bajo (ver Tabla 8.1), la reacción de las partículas de carburo de boro y el substrato reaccionan a un ritmo muy bajo, lo que permite observarlos con cuidado [2]. En las Figuras 8.1 (a) y (b) se presenta la morfología de los boruros de hierro sobre el substrato tratado a la temperatura de 1123 K y un tiempo corto de tratamiento de 1h. en las primeras etapas de crecimiento, cristales acirculares Fe_2B crecen en direcciones radiales a partir de las zonas de contacto entre la superficie del metal y las partículas B_4C (ver Figura 8.1 (a)). Estas características que se presentan en la etapa 1 se pueden explicar teniendo en cuenta que (i) sólo se produjeron reacciones en estado sólido y, en consecuencia, átomos de boro activado fueron

suministrados sólo en las zonas de contacto entre la superficie del metal y las partículas de B_4C .

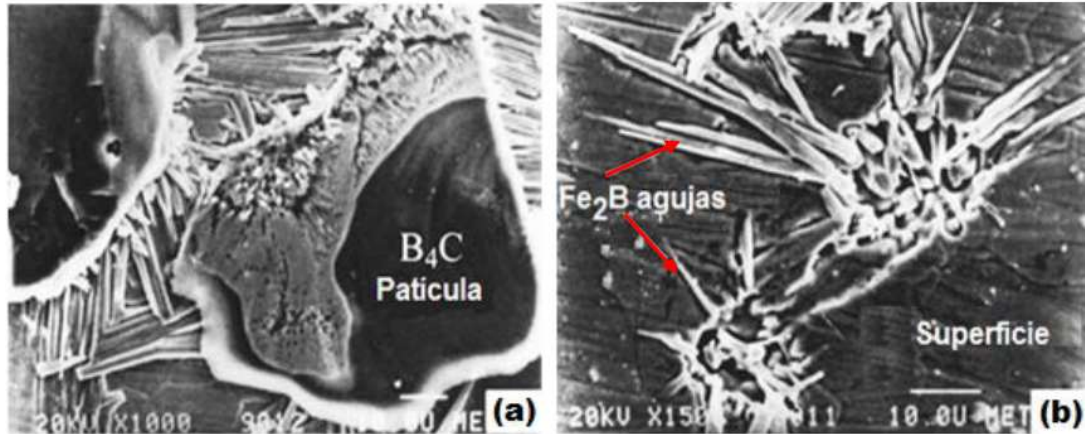


Figura 8.1. Muestra de hierro con un tiempo de tratamiento de 1h a la temperatura de 1123 K en contacto con potencial químico de boro bajo (ver Tabla 8.1): (a) imagen tomada con un microscopio electrónico de barrido de cristales de B_4C (áreas oscuras) en la superficie del sustrato y cristales aciculares de Fe_2B creciendo sobre la superficie del metal en las zonas de contacto B_4C -metal; (b) detalles del crecimiento de los cristales Fe_2B en (a), después de la remoción de las partículas de carburo de boro.

(ii) los cristales Fe_2B preferentemente crecen a lo largo de la dirección cristalográfica [001] (ver Figura 8.2, es decir, la dirección que tiene la distancia más corta entre los átomos vecinos de boro y, por lo tanto constituye el camino más fácil para la difusión del boro en la red tetragonal centrada en el cuerpo de la fase Fe_2B ; y (iii) el crecimiento de las agujas Fe_2B sobre la superficie del material encuentran cada vez menos resistencia mecánica del material base, debido a un aumento considerable en el volumen ($\sim 16\%$) asociado con la transformación de Fe en Fe_2B .

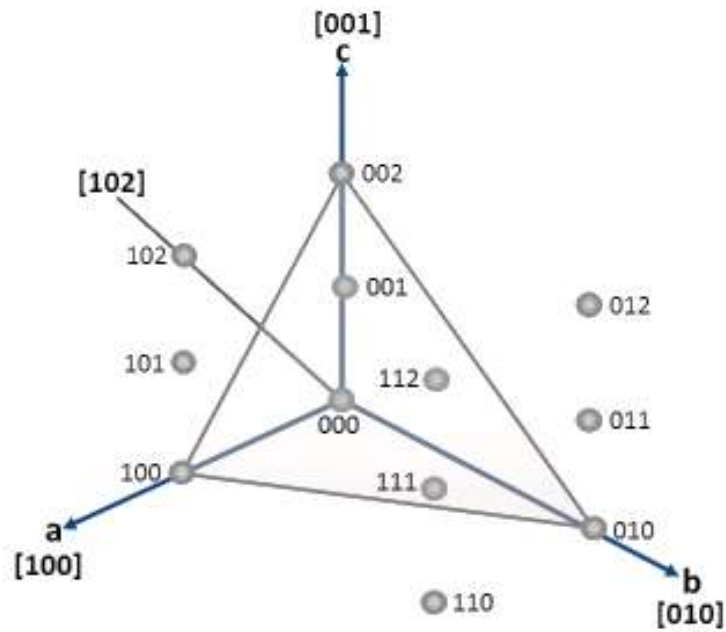


Figura 8.2. Direcciones y planos cristalográficos.

Utilizando los datos cristalográficos de la estructura cristalina tetragonal centrada en el cuerpo para la fase Fe_2B ($a = 0.5109$ nm y $c = 0.4249$ nm), la distancia más corta entre un átomo de Fe y un átomo de B difundido en la fase Fe_2B a lo largo de su trayectoria perpendicular a (001) es aproximadamente igual a 0.1902 nm (en este momento el átomo de boro B está rodeado por cuatro átomos de Fe a esta distancia; ver Figuras (8.3 (a), (b) y (c)).

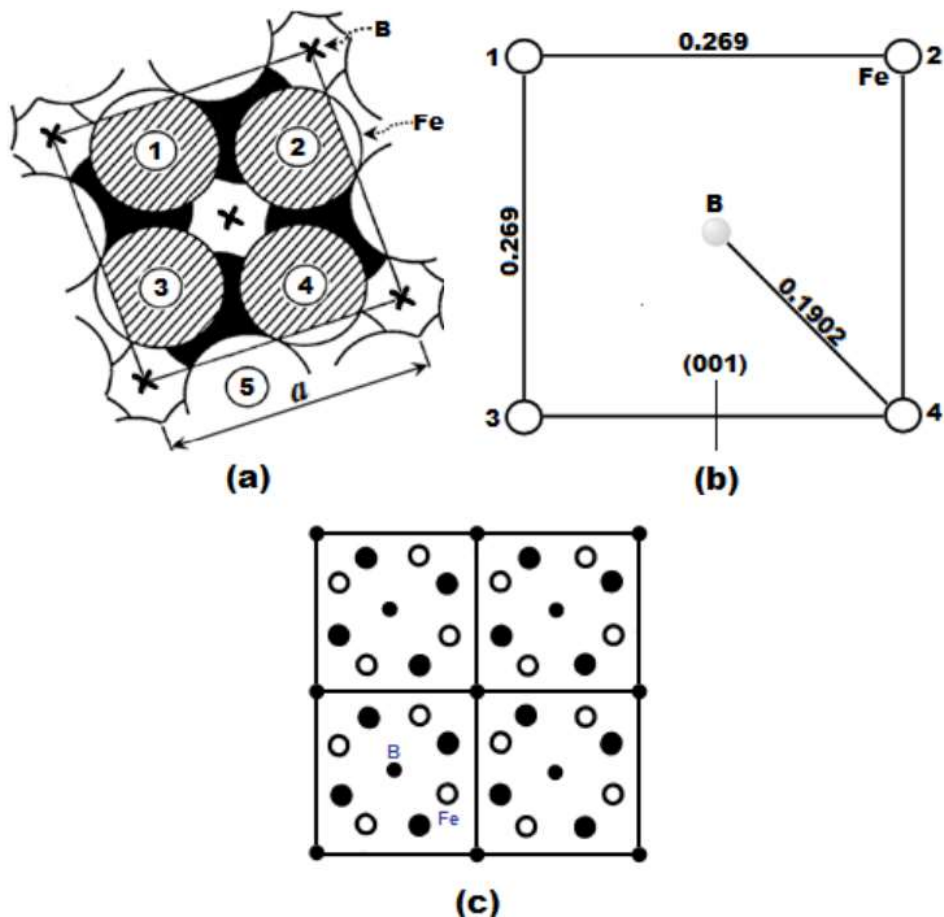


Figura 8.3. Proyección de los átomos de hierro Fe sobre el plano perpendicular (001) en el cual un salto atómico de B lleva a cabo en la fase Fe₂B. Los puntos centrales de los átomos eclosionados están en un plano a una distancia de $3c/4$ por encima del plano de proyección; los puntos centrales de los átomos oscuros están en un plano a una distancia de $c/4$ por encima del plano de proyección. Los radios atómicos de Fe han sido tomados igual a la mitad de la distancia más corta en la estructura Fe-Fe: 0.120 nm (por ejemplo, el par de átomos 4-5 en (a)). Los átomos de B no han sido dibujados, pero las proyecciones de los átomos de B coinciden con las cruces que se indican en (a). En (b) se representa la configuración del átomo de Fe alrededor del átomo de B para la fase Fe₂B en el momento de máximo acercamiento durante un salto atómico de B perpendicular a (001); y cuando un átomo de B salta a la fase Fe₂B a lo largo de la dirección cristalográfica [001] cubre una distancia de $c/2 = 0.212$ nm. Este tipo de crecimiento conduce a la formación de una primera capa de cristales orientados de manera diferente.

Durante la primera etapa de crecimiento, algunas agujas de Fe₂B también pueden crecer en el interior del sustrato a lo largo de diferentes direcciones, como se muestra en la Figura 8.4. Estos cristales inducen en el sustrato esfuerzos y distorsiones de la red cristalina los cuales son particularmente altos en las regiones del material localizadas enfrente de las puntas de las agujas. El crecimiento de los boruros está limitado por la baja cantidad de boro activo difundido a través de la capa hasta la punta de la aguja. En esta etapa, la parte

principal de boro es consumida por los cristales que crecen más rápidamente en la superficie del material.

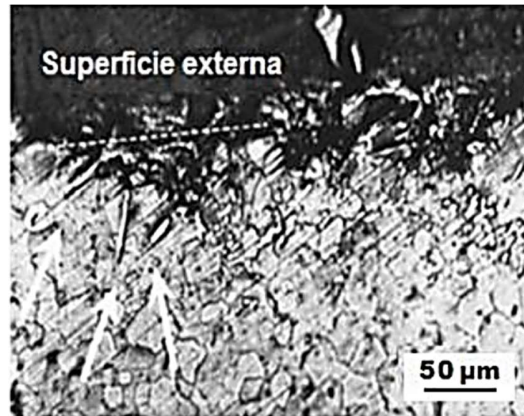


Figura 8.4. Metalografía de una sección transversal de una muestra de hierro puro donde se puede apreciar cavidades en la superficie debido al crecimiento de cristales Fe_2B dentro del sustrato.

En los patrones de difracción de rayos X obtenidos para una muestra de hierro a la temperatura de 1123 K con 15 h de tratamiento lo siguiente: (i) la única fase presente es la Fe_2B , (ii) el mapeo del análisis de rayos X en la superficie muestra la presencia en la capa de zonas ricas en boro con las orientaciones cristalográficas (110) ó (200). Para ejemplificar el crecimiento de los boruros de hierro tipo Fe_2B , en la Figura 8.5, se presenta la representación esquemática de las diferentes etapas de crecimiento de los cristales Fe_2B : en la etapa 1, los cristales tipo Fe_2B pueden crecer en diferentes zonas de la misma capa con sus ejes paralelos [001] a la superficie externa, asumiendo orientaciones las cuales pueden cambiar como consecuencia de diferencias locales en el proceso de acomodación en el metal subyacente.

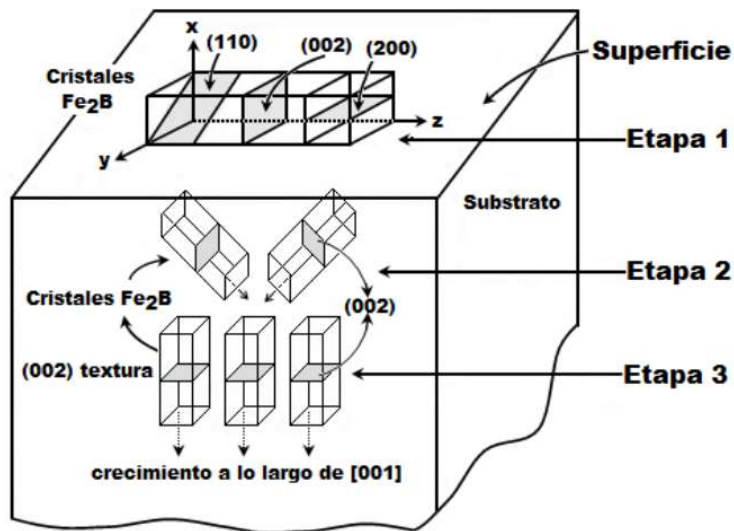


Figura 8.5. Representación esquemática de las etapas del crecimiento termoquímico de los cristales Fe_2B : etapa 1, crecimiento sobre la superficie del material; etapa 2, crecimiento en el interior del material; etapa 3, el crecimiento profundo conduce a una fuerte orientación preferencial (002).

8.1.2. Crecimiento de los cristales Fe_2B dentro del sustrato (etapa 2 de crecimiento)

El crecimiento de los cristales Fe_2B dentro del sustrato es predominante en esta etapa, como lo demuestran los análisis de difracción de rayos X, en capas de 15 a 50 μm , la única fase presente a la misma temperatura utilizando un potencial químico intermedio es la fase Fe_2B . Los patrones reportados muestran que existe una orientación preferencial (002) cuya fuerza aumenta a medida que la profundidad del análisis se incrementa. En particular, el crecimiento de los boruros cerca de la interfase Fe_2B /sustrato sólo muestra el pico de difracción (002) de Fe_2B (ver Figura 8.5).

La segunda etapa de crecimiento Fe_2B se caracteriza por la transición de una capa delgada externa con regiones de cristales orientados al azar o de carácter local (110) ó (200), a una región interna gruesa y compacta con orientaciones cristalográficas (002). Debido a que la superficie del sustrato está cubierta por las partículas de B_4C , hay un incremento en el

número de cristales (creciendo sobre la superficie del material a lo largo de la dirección [001]), que entran en contacto con, cristales no paralelos adyacentes, además se someten a fuertes esfuerzos mecánicos. Debido a estos obstáculos, algunos cristales detienen su crecimiento (ver Figura (8.6 (a))), mientras que otros cristales sólo pueden crecer después de cambiar de dirección en la superficie del sustrato (ver Figura 8.6 (b)).

En esta etapa, esquematizado en la Figura 8.6, (etapa 2), un número cada vez mayor de cristales se ven obligados a crecer dentro del material, es decir, a la dirección [001], eje de fácil crecimiento no paralelo a la superficie del material.

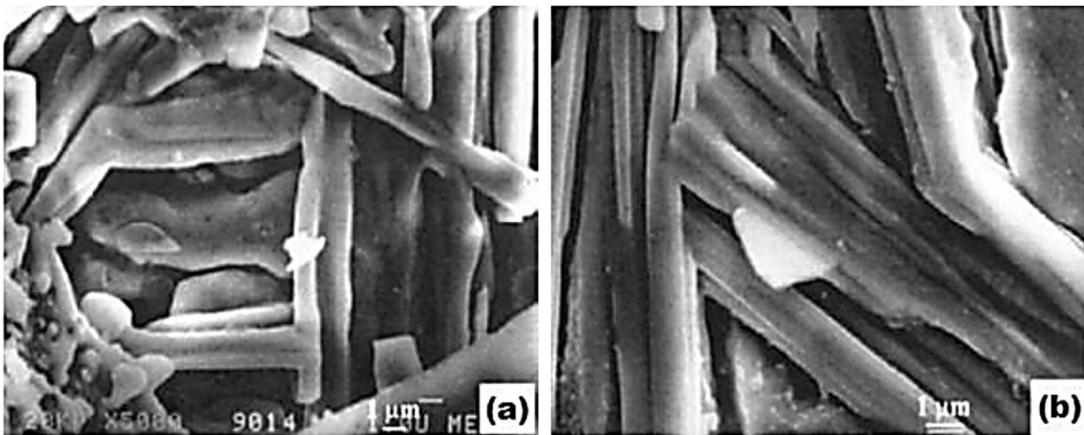


Figura 8.6. Micrografías con la técnica de Microscopía Electrónica de Barrido (SEM) de cristales Fe_2B creciendo en la superficie del metal, donde (a) detenido, o (b) forzado a cambiar de dirección como consecuencia de estar en contacto con cristales adyacentes.

Por otra parte, el crecimiento de las agujas de los boruros dentro del sustrato se ve favorecido por el hecho de que la cantidad de boro consumido por el crecimiento de los cristales en la superficie del sustrato disminuye y, en consecuencia, más boro puede difundirse hacia las puntas de las agujas de crecimiento.

8.1.3 Establecimiento de una fuerte textura Fe₂B en (002) (etapa 3 de crecimiento)

Durante la etapa 2 de crecimiento varios cristales Fe₂B creciendo a lo largo de diferentes direcciones pueden entrar en contacto entre sí. En consecuencia, un número cada vez mayor de cristales se ve obligado a crecer a lo largo de una dirección de resistencia mínima, es decir, en la dirección [001]. Por lo tanto, una tercera etapa de crecimiento, se produce en todas las agujas de los boruros que tienden a crecer de forma perpendicular a la superficie externa (ver Figura 8.5), etapa 3). Esto explica plenamente (i) la formación de cristales Fe₂B orientados con sus planos (002) paralelos a la superficie externa, y (ii) el incremento de esta orientación con respecto a la profundidad de la capa (interfase de crecimiento) aumenta.

Tabla 8.2. Espesores de capa obtenidos experimentalmente.

Tiempo [s]	1123 K	1173 K	1223 K	1273 K
7200	46.081	65.168	79.814	92.162
14400	66.547	94.112	115.264	133.095
21600	93.259	131.889	161.530	186.519
28800	127.275	179.993	220.446	254.549

Continuando con el análisis de los resultados, en la Tabla 8.2, se muestran los espesores obtenidos de la medición de la capa borurada Fe₂B para el proceso de borurización en polvo de acuerdo a los diferentes parámetros del tratamiento de borurización. El medio borurante en polvo con un tamaño de partícula promedio de 32 µm, presentado en la Figura 8.7, está compuesto por una fuente activa de boro (carburo de boro-B₄C), un diluyente (carburo de

silicio-SiC) y un activador (fluoroborato de potasio) KBF_4). El boro activo es suministrado por la cantidad de polvo colocada sobre y alrededor de la superficie de la muestra.

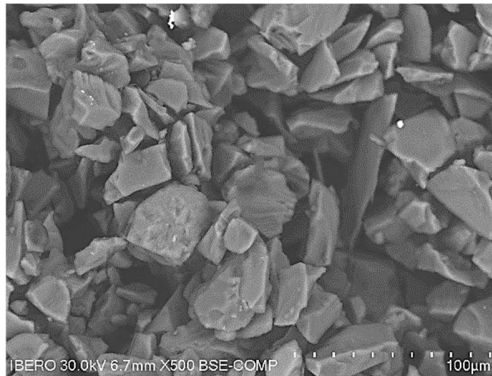


Figura 8.7. Medio borurante en polvo ($\text{B}_4\text{C} + \text{KBF}_4 + \text{SiC}$).

El proceso de borurización en polvo se realizó en un horno convencional bajo una atmósfera de argón puro. Es importante tener en cuenta que los compuestos que contienen oxígeno afectan negativamente el proceso de borurización (Wahl G, 1975). El proceso de borurización se llevó a cabo en el rango de temperatura de 1123-1273 K durante un tiempo variable (2, 4, 6 y 8 h). Las temperaturas de borurización se seleccionaron de acuerdo con el diagrama de fase Fe-B. Una vez que se completó el tratamiento, se retiró el contenedor del horno y se dejó enfriar a temperatura ambiente.

8.2. Microfotografías ópticas de las capas boruradas

Las muestras boruradas se seccionaron para su examinación metalográfica empleando una máquina de precisión de corte LECO VC-50. Después de esto, las muestras endurecidas se prepararon metalográficamente para su caracterización utilizando un microscopio Olympus GX51 (ver Figura 7.18). El estudio bajo un microscopio óptico es una fuente muy

importante de información para la caracterización y estudio de muestras de pintura, piedra, morteros, acabados, metales, madera, cerámica, etc. Un microscopio es un sistema óptico complejo que permite la observación de un objeto a ciertos aumentos, dependiendo de los objetivos que se utilicen en cada caso.

Asimismo, un microscopio puede adoptar varias configuraciones que permiten la observación de diferentes tipos de muestra: por transmisión, por reflexión, iluminado en claro o en campo oscuro, etc. Y con complementos específicos observar irregularidades o cambios laterales que no serían percibidos si no bajo ciertas condiciones de observación: contraste de fases, contraste interferencial, microscopía con luz ultravioleta, de fluorescencia, etc. Como resultado de los experimentos preliminares, se estimó que el endurecimiento superficial empezó aproximadamente en un tiempo de $t_0^{\text{Fe}_2\text{B}} \approx 30.1 \text{ min}$, después de transferir la muestra al horno; después de eso, se establece el llamado tiempo de incubación del boruro de hierro para este sustrato (ASTM A1011 tipo B). En la Figura 8.8, se muestra la capa delgada formada durante la etapa de nucleación (V_0).

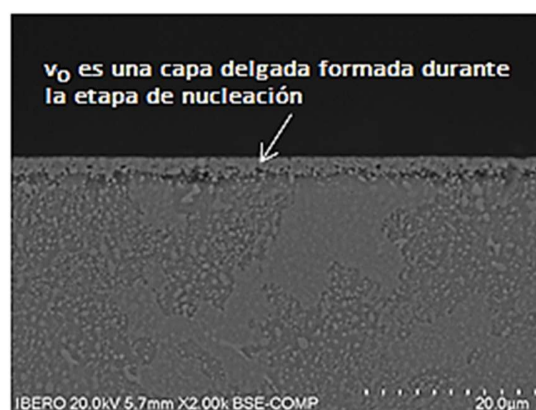


Figura 8.8. Microfotografía óptica de la sección transversal de una muestra borurada del acero ASTM A1011 tipo B, con un tiempo de tratamiento de durante la temperatura de borurización de 1123 K.

La morfología de las capas boruradas es columnar (tipo dientes de sierra) (ver Figura 8.9, 8.10, 8.11, 8.12 y 8.13). En donde el grado de penetración entre la capa y el sustrato dependen esencialmente de la cantidad de elementos aleantes que se tengan en el material, generalmente los aceros de baja y media aleación, generan capas de mayor aserración, en comparación con los aceros de alta aleación, cuyos frentes de crecimiento de las fases tienden a ser planos (Palombarini G. and Carbucicchio M.,1987; Ortiz Domínguez M., 2013).

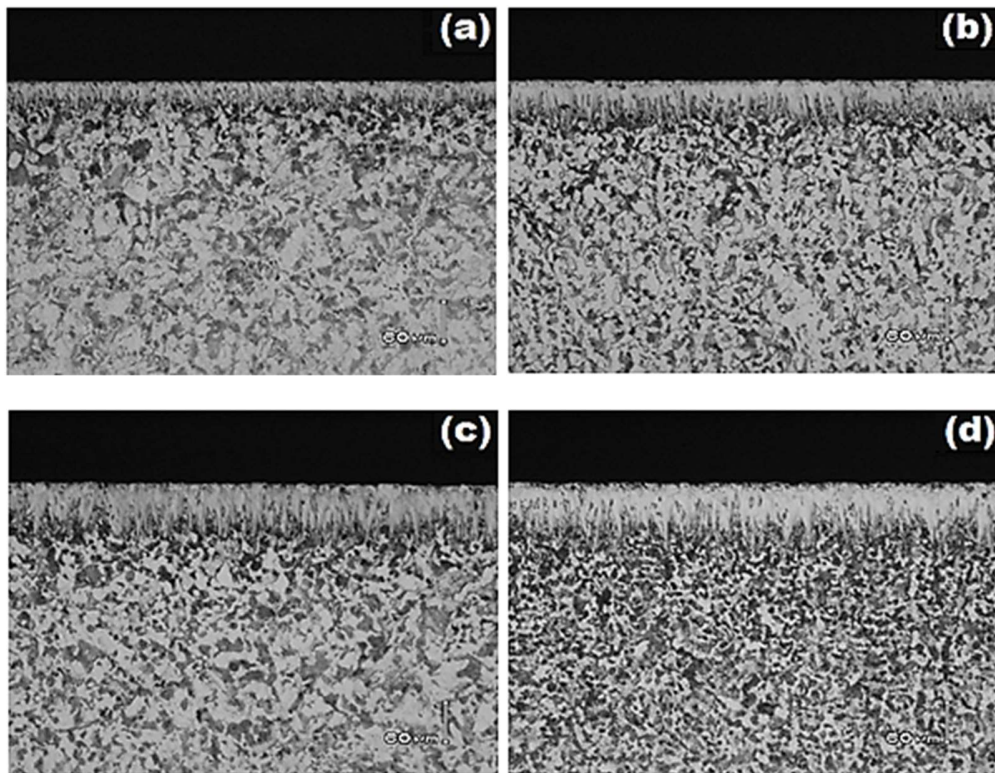


Figura 8.9. Microfotografías Ópticas de las secciones transversales de las muestras boruradas del acero ASTM A1011 tipo B, con una temperatura de tratamiento de 1123 K durante diferentes tiempos de exposición: (a) 2 h, (b) 4 h, (c) 6 h y (d) 8 h.

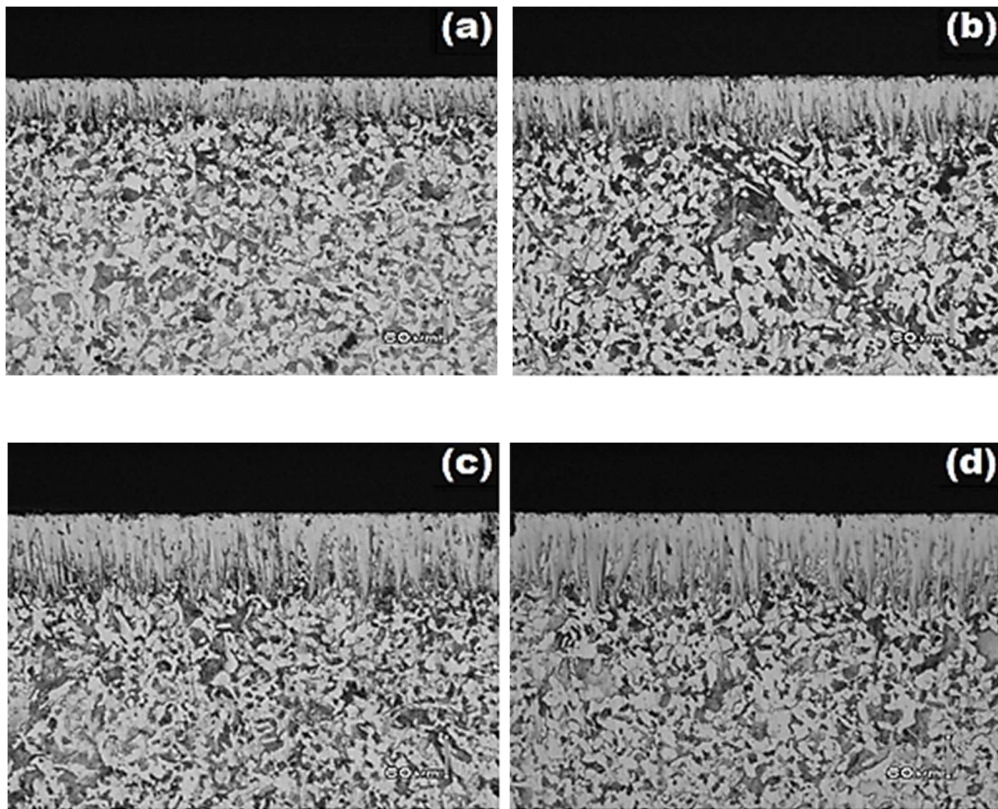
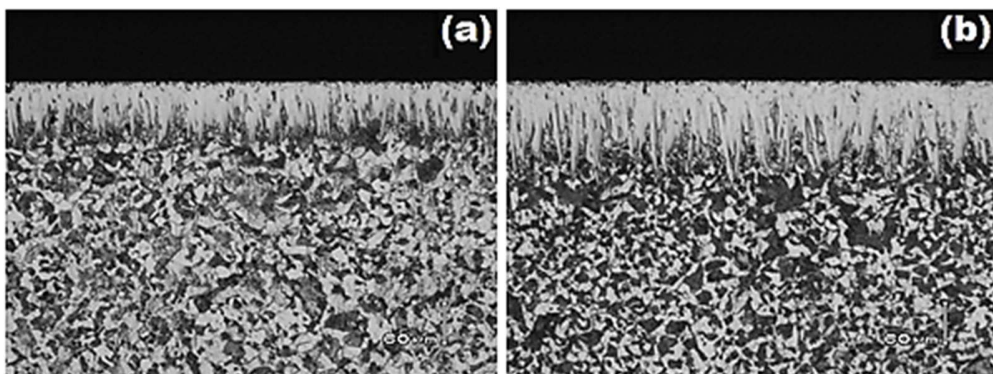


Figura 8.10. Microfotografías Ópticas de las secciones transversales de las muestras boruradas del acero ASTM A1011 tipo B, con una temperatura de tratamiento de 1173 K durante diferentes tiempos de exposición: (a) 2 h, (b) 4 h, (c) 6 h y (d) 8 h.



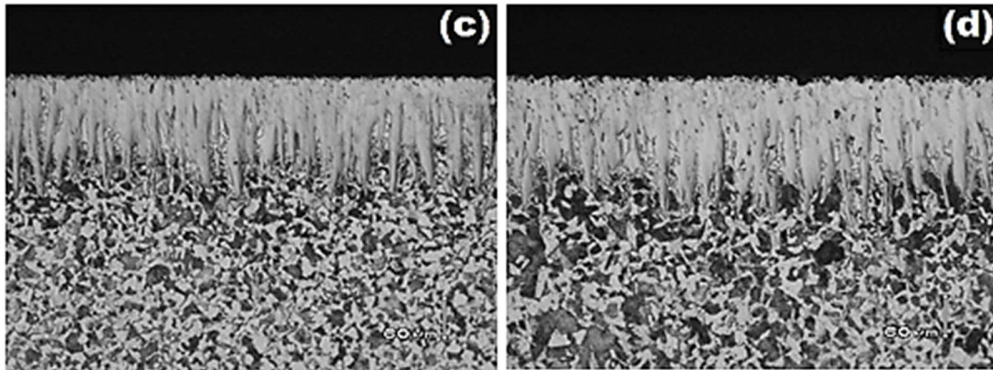


Figura 8.11. Microfotografías Ópticas de las secciones transversales de las muestras boruradas del acero ASTM A1011 tipo B, con una temperatura de tratamiento de 1223 K durante diferentes tiempos de exposición: (a) 2 h, (b) 4 h, (c) 6 h y (d) 8 h.

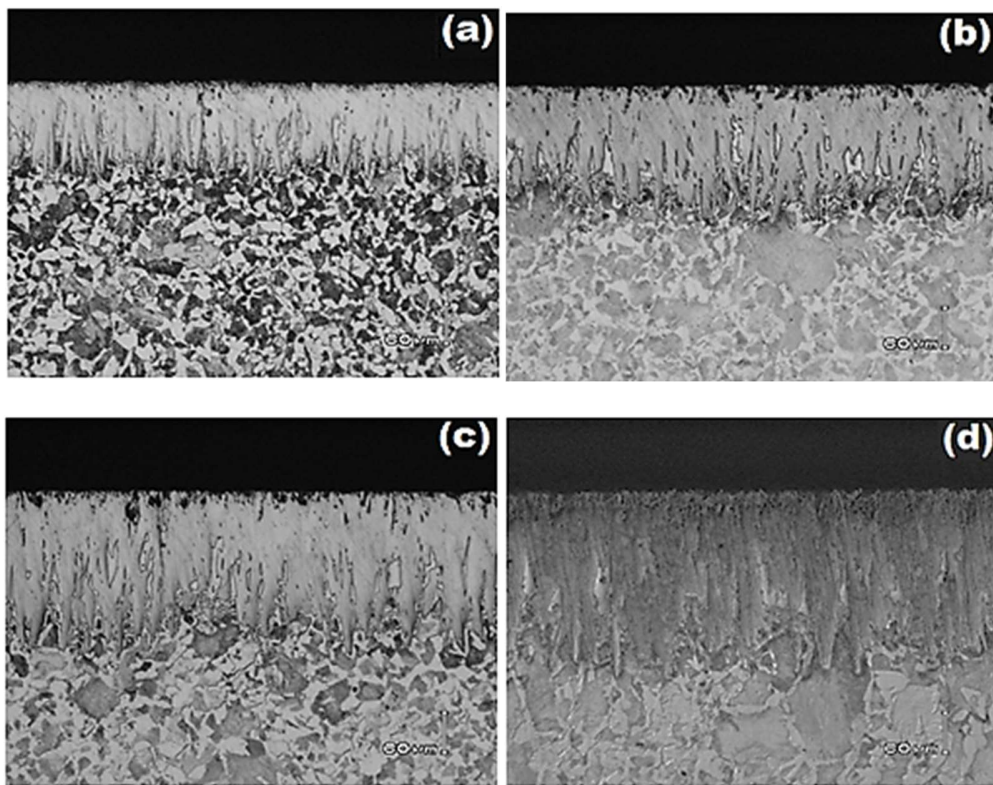


Figura 8.12. Microfotografías Ópticas de las secciones transversales de las muestras boruradas del acero ASTM A1011 tipo B, con una temperatura de tratamiento de 1273 K durante diferentes tiempos de exposición: (a) 2 h, (b) 4 h, (c) 6 h y (d) 8 h.

8.3. Microfotografías de las capas boruradas obtenidas con microscopía electrónica de barrido

Asimismo, las muestras endurecidas también se caracterizaron a través de microscopía electrónica de barrido, para poder visualizar el aspecto de la capa formada en la superficie del sustrato y determinar el espesor de la capa obtenida con base en los parámetros utilizados en el experimento y realizar una valoración del aspecto de las capas. El equipo utilizado fue el Quanta 3D FEG-FEI JSM7800-JOEL. El microscopio electrónico de barrido (SE, utiliza electrones en lugar de luz para formar una imagen. Para lograrlo, el equipo cuenta con un dispositivo (filamento) que genera un haz de electrones para iluminar la muestra y con diferentes detectores se recogen después los electrones generados de la interacción con la superficie de la misma para crear una imagen que refleja las características superficiales de la misma, pudiendo proporcionar información de las formas, texturas y composición química de sus constituyentes. Al incidir el haz de electrones sobre la muestra, interactúa con ella y se producen diversos efectos que serán captados y visualizados en función del equipo que utilizemos. La Figura 8.13, muestran las secciones transversales de las capas boruradas formadas sobre superficie del acero ASTM A1011 tipo B para una temperatura de 1123 K y tiempos de exposición de 2, 4, 6 y 8 h respectivamente.

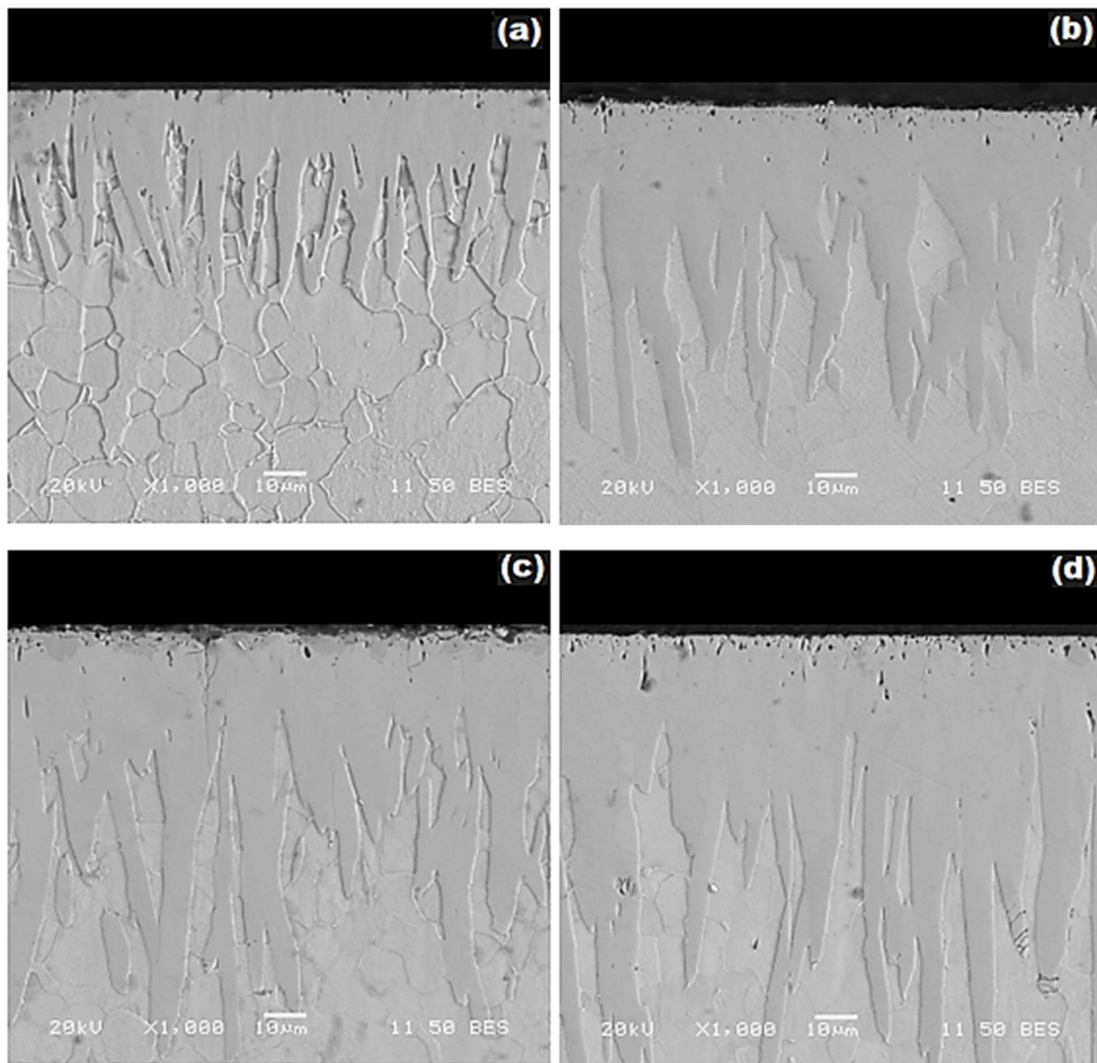


Figura 8.13. Microfotografías obtenidas con microscopía electrónica de barrido de las secciones transversales de las muestras boruradas del acero ASTM A1011 tipo B, para una temperatura de tratamiento de 1123 K y tiempos de exposición de 2, 4, 6 y 8 h respectivamente.

Se observa que el espesor de la capa de Fe_2B aumentó con un aumento de la temperatura de borurización (Figuras 8.9, 8.10, 8.11 y 8.12), ya que la cinética de crecimiento está influenciada por el tiempo de tratamiento. Para un estudio cinético, el espesor de la capa de boruro se midió automáticamente con la ayuda del software MSQ PLUS. Para garantizar la reproducibilidad de las capas medidas, se recolectaron cincuenta mediciones en diferentes secciones de las muestras de acero borurado ASTM A1011 tipo B para estimar

el espesor de la capa de Fe_2B ; Definido como un valor promedio de los dientes largos de boruro (Ortiz Domínguez M., 2013; Campos-Silva I., Bravo-Bárceñas, Meneses-Amador A., Ortiz-Dominguez M., Cimenoglu H., Figueroa-López U., Tadeo-Rosas R., 2013; Campos-Silva I., Ortiz-Domínguez M., Bravo-Bárceñas O., Doñu-Ruiz M. A., Bravo-Bárceñas D., Tapia-Quintero C. and Jiménez-Reyes M. Y., 2010). Todas las mediciones de grosor se tomaron de una referencia fija en la superficie del acero ASTM A1011 tipo B endurecido, como se ilustra en la Figura 7.24.

La identificación de las fases se llevó a cabo en la superficie superior de la muestra borurada mediante un equipo de Difracción de Rayos X (DRX) (Equinox 2000) utilizando una radiación de CoK_α de 0.179 nm de longitud de onda (ver Figura 7.21). Además, la distribución elemental de los elementos de transición dentro de la sección transversal de la capa de boruro se determinó mediante un equipo de espectroscopia de dispersión de electrones (EDS) (Quanta 3D FEG-FEI JSM7800-JOEL) desde la superficie.

8.4. Observaciones con microscopía electrónica de barrido y análisis de EDS (Espectroscopia de Dispersión de Energía)

La técnica de Espectroscopia de Dispersión de Energía de Rayos-X (EDS) que sirve para hacer análisis elemental. Con esta técnica se pueden detectar todos los elementos químicos con número atómico mayor a 4 de manera cualitativa y semicuantitativa. Una de

las grandes ventajas respecto a otro tipo de microscopía es la facilidad de preparación de muestras ya que sólo en casos especiales se puede tornar laboriosa. Las fotomicrografías mostradas en la Figura 8.13, presentan las secciones transversales de las capas boruradas formadas sobre superficie del acero ASTM A1011 tipo B para una temperatura de 1123 K y tiempos de exposición de 2, 4, 6 y 8 h respectivamente. Es muy común que se presenten algunos poros o grietas como se puede apreciar, independientemente del tiempo de exposición (Ortiz-Domínguez, M., Gómez-Vargas, O. A., Keddam, M., Arenas-Flores, A., García-Serrano, 2017). El análisis de EDS obtenido por SEM se muestra en la Figura 8.14 (a) y (b).

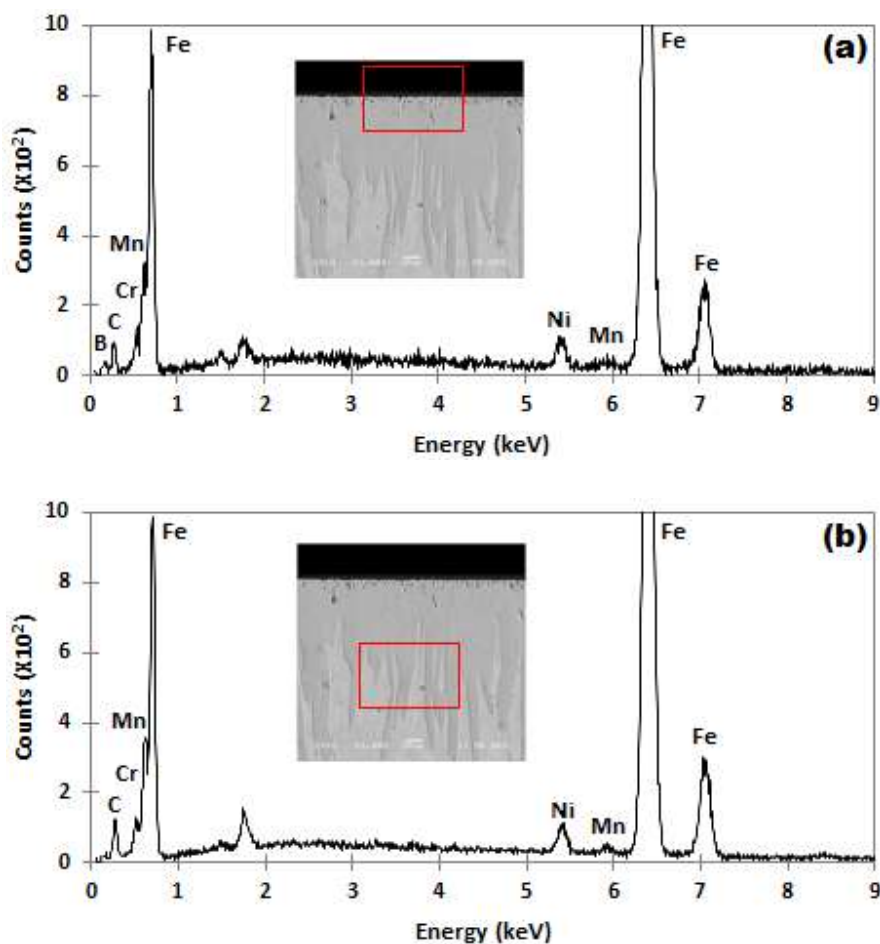


Figura 8.14. Una micrografía (SEM) de las secciones transversales de la imagen de la micrografía del acero endurecido ASTM A1011 tipo B obtenida a la temperatura de 1123 K con un tiempo de exposición de 8 h, (a) y (b) espectro EDS de la muestra borurada.

Los resultados que se muestran en la Figura 8.14 (a) se observa que el cromo se puede disolver en la fase Fe_2B , de hecho, el radio atómico del Cr (= 0.166 nm) es aproximadamente igual al Fe (= 0.156 nm), y entonces se puede esperar que Cr se disuelva en la subpartícula de Fe de los boruros. En la Figura 8.14 (b), los espectros de análisis EDS resultantes revelaron que el manganeso, el carbono y el silicio no se disuelven significativamente en la fase Fe_2B y no se difunden a través de la capa de boruro, se desplazan a la zona de difusión y forman junto con boro, soluciones sólidas (Brakman C. M., Gommers A. W. J., Mittemeijer E. J., 1989; Eyre T. S., 1975; Dukarevich I. S., Mozharov M.V. Shigarev A. S., 1973). En el proceso de borurización, el carbono es desplazado a la interface de crecimiento (Fe_2B /substrato) y, junto con el boro, forma borocementita, $Fe_3(B, C)$ como una capa separada entre Fe_2B y la matriz con aproximadamente 4% en masa B correspondiente a $Fe_3(B_{0.67}C_{0.33})$ (Brakman C. M., Gommers A. W. J., Mittemeijer E. J., 1989). Por lo tanto, parte del boro suministrado se utiliza para la formación de borocementita. Del mismo modo, el silicio junto con boro forma soluciones sólidas, conocidos como boruros de silicio ($FeSi_{0.4}B_{0.6}$ y Fe_5SiB_2) (Dukarevich I. S., Mozharov M.V. Shigarev A. S., 1973).

8.5. Análisis de la difracción de rayos X

La Figura 7.21 se presenta el patrón de XRD realizado en la superficie del acero borurado ASTM A1011 tipo B a una temperatura de 1123 K para un tiempo de tratamiento de 8 h. Los patrones de difracción de rayos X (ver Figura 7.11) muestran la presencia de la fase Fe_2B que está bien compactada. El crecimiento de la capa de Fe_2B tiene una naturaleza altamente anisotrópica. La dirección cristalográfica [001] es el camino más fácil para la

difusión de los átomos boro para la formación de la fase Fe₂B, debido a la tendencia de los cristales de boruro a crecer a lo largo de una dirección de resistencia mínima, perpendicular a la superficie externa. A medida que se cubre la superficie metálica, un número creciente de cristales de Fe₂B entran en contacto con cristales adyacentes y se les obliga a crecer en la dirección del sustrato del material, manteniendo una forma acicular (Palombarini G. and Carbucicchio M., 1987).

8.6. Estimación de la energía de activación del boro con el modelo independiente del tiempo (estado estacionario)

La cinética de crecimiento de las capas de Fe₂B formadas en el acero ASTM A1011 tipo B se permitirá estimar el coeficiente de difusión de boro a través de las capas de Fe₂B aplicando el modelo de difusión del estado estacionario. La determinación del parámetro (ε) es necesaria para deducir el valor del coeficiente de difusión del boro en la fase Fe₂B para cada temperatura de borurización. En la Figura 8.15, se representa gráficamente la dependencia temporal del valor al cuadrado del espesor de la capa borurada Fe₂B para diferentes temperaturas.

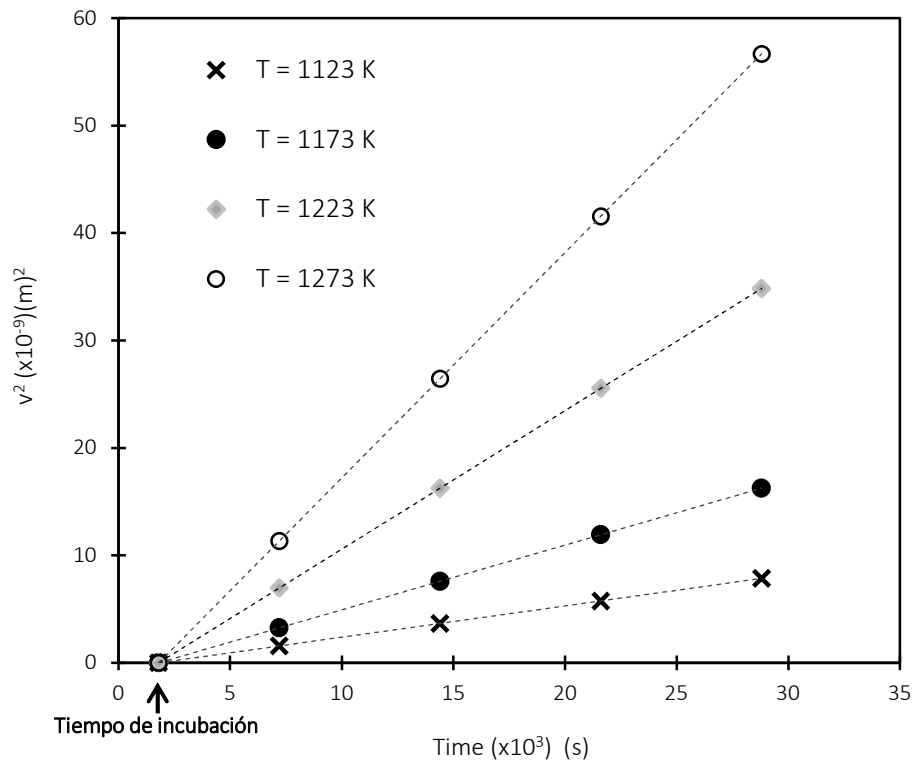


Figura 8.15. Espesor al cuadrado de la capa borurada Fe₂B (v²) vs. (t) tiempo de borurización para diferentes temperaturas.

Las pendientes de las líneas rectas en la Figura 8.15, proporcionan los valores de las constantes de crecimiento ($= 4\varepsilon^2 D_{\text{Fe}_2\text{B}}$). Estos valores se pueden obtener mediante un ajuste lineal. El tiempo de incubación de boruro para la fase Fe₂B también se puede deducir de las líneas rectas mostradas en la Figura 8.15, extrapolando a un espesor de capa de boruro nulo. La Tabla 8.3, proporciona el valor estimado del coeficiente de difusión de boro en Fe₂B a cada temperatura junto con el valor normalizado al cuadrado de $\varepsilon^2 \left(= \left(C_{\text{up}}^{\text{Fe}_2\text{B}} - C_{\text{low}}^{\text{Fe}_2\text{B}} / C_{\text{up}}^{\text{Fe}_2\text{B}} + C_{\text{low}}^{\text{Fe}_2\text{B}} - 2C_0 \right) = 1.66945 \times 10^{-3} \right)$ (ver Ecuación 6.23). Los resultados, que se resumen en la Tabla 8.3, reflejan un crecimiento controlado por difusión de las capas de boruro.

Tabla 8.3. El parámetro de crecimiento normalizado al cuadrado y las constantes de crecimiento como una función de la temperatura de borurización.

Temperatura (K)	Tipo de capa	de	$\varepsilon^2 \left(= \frac{C_{up}^{Fe_2B} - C_{low}^{Fe_2B}}{C_{up}^{Fe_2B} + C_{low}^{Fe_2B} - 2C_0} \right)$ (Modelo de difusión del caso estacionario)	Constantes de crecimiento $4\varepsilon^2 D_{Fe_2B}$ (m^2s^{-1})
1123				2.81×10^{-13}
1173				6.12×10^{-13}
1223	Fe ₂ B		1.66945×10^{-3}	1.28×10^{-12}
1273				2.08×10^{-12}

Al combinar los resultados (el parámetro de crecimiento de normalización al cuadrado ($\varepsilon^2 = 1.66945 \times 10^{-3}$) y las constantes de crecimiento ($4\varepsilon^2 D_{Fe_2B}$)) presentados en la Tabla 8.3, se estimó el coeficiente de difusión de boro en las capas de Fe₂B (D_{Fe_2B}) para cada temperatura de tratamiento. Por lo tanto, se puede adoptar un comportamiento tipo Arrhenius que relacione el coeficiente de difusión del boro con la temperatura de tratamiento. Como consecuencia, la energía de activación de boro (Q_{Fe_2B}) y el factor pre-exponencial (D_0) se pueden calcular a partir de las pendientes e intercepciones de la línea recta que se muestra en el sistema de coordenadas: como una función del inverso de la temperatura de tratamiento (ver Figura 8.16).

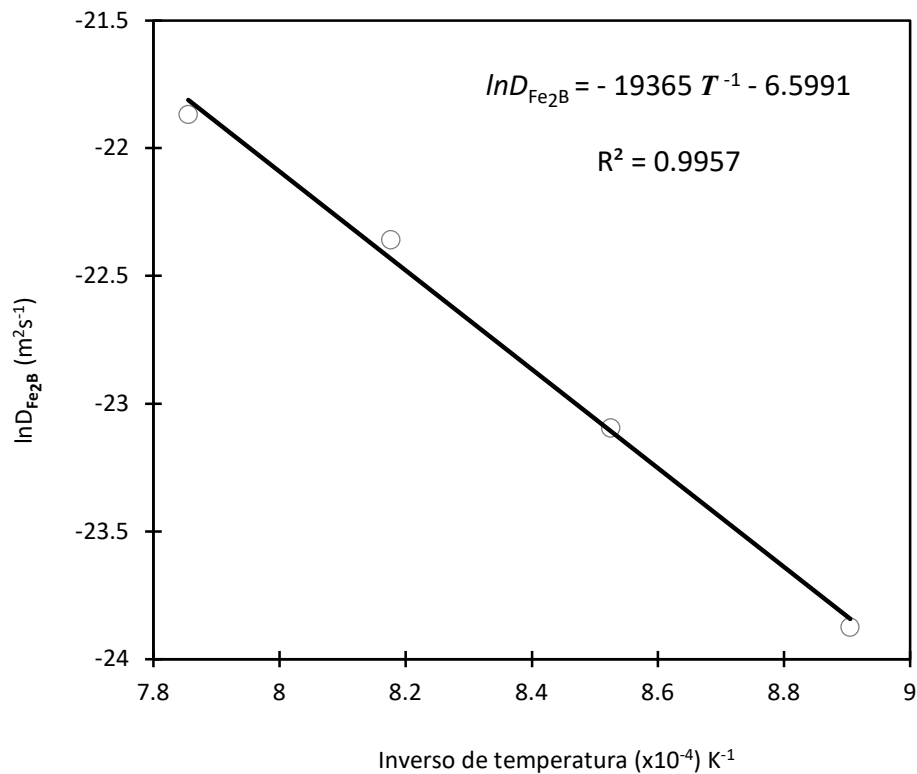


Figura 8.16. Relación de Arrhenius para el coeficiente de difusión de boro (D_{Fe_2B}) a través de la capa de Fe_2B .

De la Figura 8.16, se tiene que:

$$D_{Fe_2B} = 1.361 \times 10^{-3} \exp(-161.00061 \text{ kJmol}^{-1} / RT) \quad [m^2 s^{-1}] \quad (8.1)$$

Dónde: R ($= 8.3144621 \text{ [Jmol}^{-1}K^{-1}]$) es la constante universal de los gases y T temperatura absoluta [K]. De la Ecuación (8.1), el factor pre-exponencial ($D_0 = 1.361 \times 10^{-3} \text{ m}^2/\text{s}$) y los valores de energía de activación ($Q_{Fe_2B} = 161.00061 \text{ kJmol}^{-1}$) se ven afectados por la superficie de contacto entre el medio de borurización y el sustrato, así como la composición química del sustrato (Elias-Espinosa M., Ortiz-Domínguez M., Keddám M., Flores-Rentería M. A., Damián-Mejía O., Zuno-Silva J., Hernández-Ávila J., Cardoso-Legorreta E., Arenas-

Flores A., 2014; Ortiz-Domínguez M., Keddám M., Elías-Espinosa M., Damián-Mejía O., Flores-Rentería M. A., Arenas-Flores A., Hernández-Ávila J., 2014; Ortiz-Domínguez M., Flores-Rentería M. A., Keddám M., Elías-Espinosa M., Damián-Mejía O., Aldana-González J. I., Zuno-Silva J., Medina-Moreno S. A., González-Reyes J. G., 2014; Campos-Silva I., Ortiz-Domínguez M., Tapia-Quintero C., Rodríguez-Castro G., Jiménez-Reyes M. Y., Chávez-Gutiérrez E., 2012; Campos-Silva I., Bravo-Bárceñas, Meneses-Amador A., Ortiz-Domínguez M., Cimenoglu H., Figueroa-López U., Tadeo-Rosas R., 2013; Campos-Silva I., Ortiz-Domínguez M., Bravo-Bárceñas O., Doñu-Ruiz M. A., Bravo-Bárceñas D., Tapia-Quintero C. and Jiménez-Reyes M. Y., 2010).

8.7. Estimación de la energía de activación del boro con el modelo dependiente del tiempo (estado no estacionario)

En la Tabla 8.3 se proporcionan las constantes de crecimiento ($4\varepsilon^2 D_{\text{Fe}_2\text{B}}$) a cada temperatura, así como el valor de normalización al cuadrado de la interface de crecimiento (Fe₂B/substrato), se estimó numéricamente mediante el método de Newton-Raphson a partir de la Ecuación (6.63) ($\varepsilon^2 = 1.747141 \times 10^{-3}$).

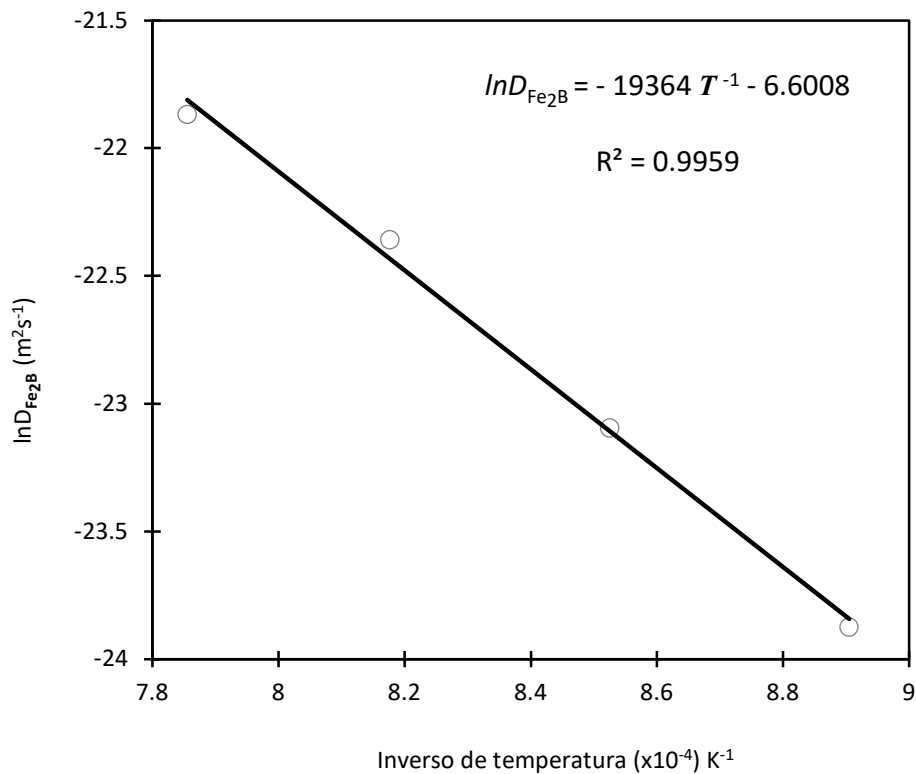


Figura 8.17. Relación de Arrhenius para el coeficiente de difusión de boro (D_{Fe_2B}) a través de la capa de Fe_2B .

Como consecuencia, la energía de activación de boro (Q_{Fe_2B}) y el factor pre-exponencial (D_0) se pueden calcular a partir de la pendiente e intercepción de la línea recta que se muestra en el sistema de coordenadas: como una función del inverso de la temperatura de tratamiento (ver Figura 8.17).

De la Figura 8.17, se tiene que:

$$D_{Fe_2B} = 1.3591 \times 10^{-3} \exp(-160.99229 \text{ kJmol}^{-1} / RT) \text{ [m}^2\text{s}^{-1}\text{]} \quad (8.2)$$

Dónde: $R(= 8.3144621 \text{ [Jmol}^{-1}\text{K}^{-1}\text{]})$ es la constante universal de los gases y T temperatura absoluta [K]. De la Ecuación (8.2), el factor pre-exponencial ($D_0 = 1.3591 \times 10^{-3} \text{ m}^2/\text{s}$) y los valores de energía de activación ($Q_{\text{Fe}_2\text{B}} = 160.99229 \text{ kJmol}^{-1}$) se ven afectados por la superficie de contacto entre el medio de borurización y el sustrato, así como la composición química del sustrato

8.8. Comparación de los cuatro modelos de difusión

En esta sección, queremos ilustrar las diferencias entre los dos modelos de difusión que se han utilizado para describir la cinética de crecimiento de las capas boruradas. Se observa que los valores estimados de la energía de activación para el boro ($Q_{\text{Fe}_2\text{B}} = 161.00061 \text{ kJmol}^{-1}$) para el acero ASTM A1011 tipo B determinada a partir del modelo sin dependencia en el tiempo (ver la Ecuación (6.23)) y el estado no estacionario (ver la Ecuación (6.73)) es exactamente el mismo valor para los dos modelos de difusión propuestos en la tesis. Del mismo modo, los valores estimados de factor pre-exponencial por estado estacionario ($D_0 = 1.361 \times 10^{-3} \text{ m}^2/\text{s}$) y el no estacionario ($D_0 = 1.3591 \times 10^{-3} \text{ m}^2/\text{s}$), hay una pequeña variación. Para descubrir cómo esta similitud es posible en los coeficientes de difusión obtenidos por ambos modelos, primero centramos nuestra atención en la Ecuación. (6.63). La función de error ($\text{erf}(\varepsilon)$) es una función impar monótonamente creciente de. Su serie Maclaurin (para ε pequeños) está dada por (Ferraro G., 2008):

$$\operatorname{erf}(\varepsilon) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \left(\varepsilon - \frac{\varepsilon^3}{3 \cdot 1!} + \frac{\varepsilon^5}{5 \cdot 2!} - \frac{\varepsilon^7}{7 \cdot 3!} + \dots \right) \quad (8.3)$$

De acuerdo con el valor numérico del valor normalizado al cuadrado de $\varepsilon^2 (= 1.747141 \times 10^{-3})$, la Ecuación (8.3) puede ser reescrito como:

$$\operatorname{erf}(\varepsilon) \approx \frac{2\varepsilon}{\sqrt{\pi}} \quad (8.4)$$

Del mismo modo, la función exponencial real $\exp(-\varepsilon^2): \mathbb{R} \rightarrow \mathbb{R}$ se puede caracterizar de una variedad de formas equivalentes. Más comúnmente, se define por las siguientes series de potencias (Rubin W., 1987).

$$\exp(-\varepsilon^2) = 1 - \varepsilon^2 + \frac{\varepsilon^4}{2} - \frac{\varepsilon^6}{6} + \frac{\varepsilon^8}{24} - \dots \quad (8.5)$$

De tal manera, la Ecuación (8.5) se puede escribir como:

$$\exp(-\varepsilon^2) \approx 1 \quad (8.6)$$

Sustituyendo las Ecuaciones (8.4) y (8.6) en la Ecuación (6.63), tenemos:

$$\left(\frac{C_{\text{up}}^{\text{Fe}_2\text{B}} + C_{\text{low}}^{\text{Fe}_2\text{B}} - 2C_0}{2} \right) \varepsilon = \sqrt{\frac{1}{\pi}} \frac{C_{\text{up}}^{\text{Fe}_2\text{B}} - C_{\text{low}}^{\text{Fe}_2\text{B}}}{\frac{2\varepsilon}{\sqrt{\pi}}} (1) \quad (8.7)$$

$$\varepsilon^2 = \frac{C_{\text{up}}^{\text{Fe}_2\text{B}} - C_{\text{low}}^{\text{Fe}_2\text{B}}}{C_{\text{up}}^{\text{Fe}_2\text{B}} + C_{\text{low}}^{\text{Fe}_2\text{B}} - 2C_0} \quad (8.8)$$

El valor normalizado al cuadrado ($\varepsilon^2 = 1.66945 \times 10^{-3}$) obtenido de la Ecuación (6.23) es el mismo valor estimado por el modelo de difusión para el caso no estacionario. El resultado de la Ecuación (6.63) parecería implicar que el modelo de difusión para el caso no estacionario es superior al modelo de difusión para el caso estacionario y, por lo tanto, siempre debe usarse. Sin embargo, en muchos casos interesantes los modelos son equivalentes.

8.9. Validación experimental de los modelos cinéticos de difusión

Los modelos sugeridos se validaron comparando los valores experimentales de los espesores de las capas de Fe_2B con los resultados numéricos. Usando la Ecuación (6.25) para todos los modelos de difusión:

- Modelo de difusión para el caso estacionario

$$v = \sqrt{4(1.66945 \times 10^{-3})(1.361 \times 10^{-3}) \exp\left(\frac{-161.00061 \text{ kJmol}^{-1}}{RT}\right)} t \quad [\text{m}] \quad (8.9)$$

Con $t = t' - t_0^{\text{Fe}_2\text{B}}$, recordando que t' es el tiempo de tratamiento.

- Modelo de difusión para el caso no estacionario

$$v = \sqrt{4(1.74714 \times 10^{-3})(1.3591 \times 10^{-3}) \exp\left(\frac{-160.99229 \text{ kJmol}^{-1}}{RT}\right) t} \quad [\text{m}] \quad (8.10)$$

Con $t = t' - t_0^{\text{Fe}_2\text{B}}$, recordando que t' es el tiempo de tratamiento.

Por lo tanto, las Ecuaciones (8.9) y (8.10), se pueden usar para estimar los espesores óptimos de capa de boruro de hierro para diferentes materiales ferrosos o no ferrosos borurados. Como regla general, las capas delgadas (por ejemplo, 15 a 20 μm) se utilizan para proteger contra el desgaste del adhesivo (como moldes sin viruta y troqueles de metal y herramientas), mientras que las capas gruesas se recomiendan para combatir el desgaste abrasivo (herramientas de extrusión para plásticos con rellenos abrasivos y herramientas de prensado para la industria cerámica. En el caso de los aceros bajos en carbono y los aceros de baja aleación, el grosor óptimo de la capa de boruro varía de 50 a 250 μm , y para los aceros de alta aleación, el grosor óptimo de la capa de boruro varía de 25 a 76 μm . Además, este modelo puede ser extendido para predecir la cinética de crecimiento de un recubrimiento de boruro de dos capas (FeB/Fe₂B) formada en la superficie de diferentes aleaciones ferrosas.

8.10. Adherencia de capa superficial

Las pruebas de adherencia se realizan a partir de un indentador Rockwell-C y se utiliza la prueba de indentación para la evaluación cualitativa de recubrimientos en base a la norma VDI 3198, la cual se desarrolló en Alemania y fue estandarizada en el año de 1991. Este tipo de pruebas son de gran utilidad para la estandarización en calidad durante el proceso de fabricación (Vidakis, Antoniadis, Bilalis, 2003). Este tipo de ensayo inicia con un

indentador Rockwell-C aplicando una fuerza de 150 Kg causando un daño en la zona adyacente a la huella realizada por el indentador tipo bola fabricado de carburo de tungsteno (VDI 3198). Posteriormente, se observa la huella en un microscopio óptico y se realiza una comparación en la calidad de adherencia conforme la siguiente Figura 8.18.

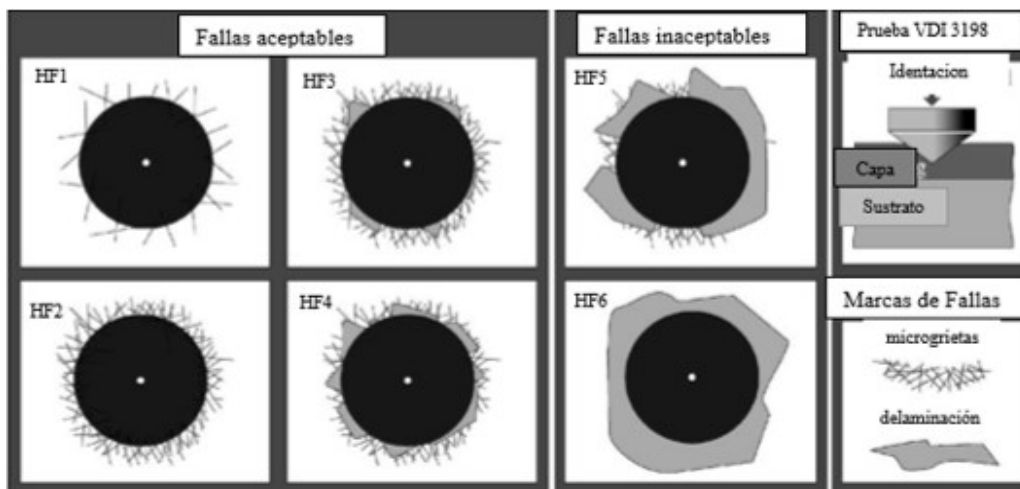


Figura 8.18. Principio de indentación del ensayo VDI 3198.

8.10.1 Adherencia superficial

El daño de la capa superficial Fe_2B obtenido en la superficie del acero borurado ASTM A1011 tipo B se comparó de acuerdo al patrón obtenido por la norma VDI 3198 como se muestra en la Figura 8.19.

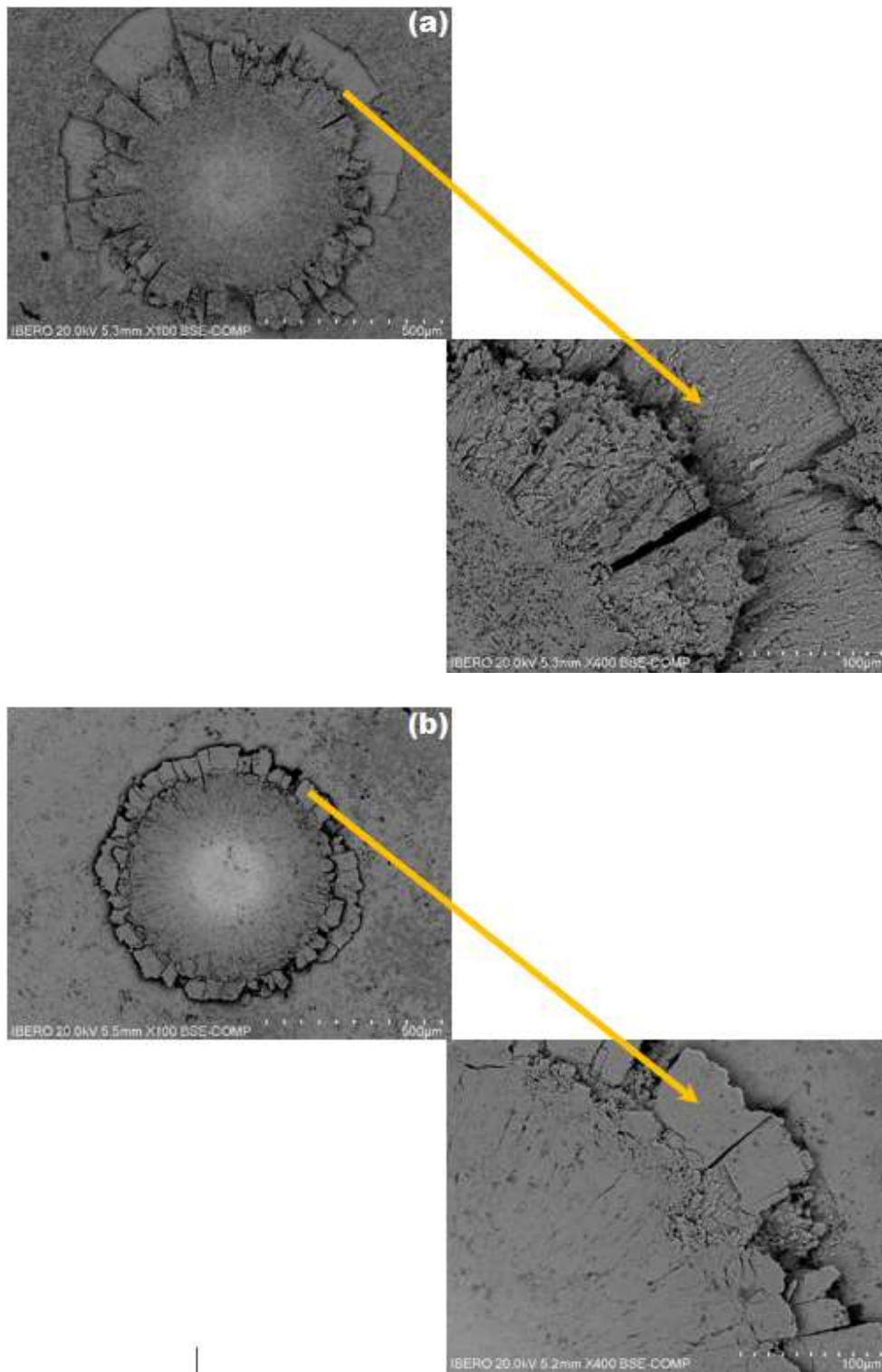
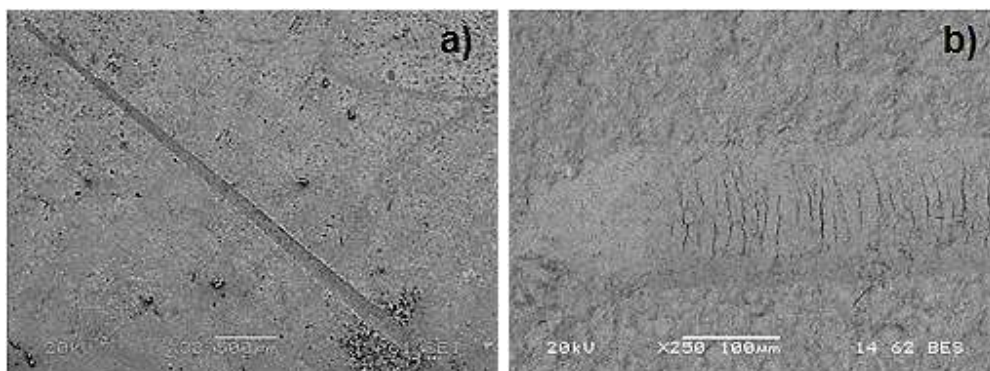


Figura 8.19. Ensayo de adhesión sobre el acero borurado ASTM A1011 tipo B.

En la Figura 8.19, se muestran los cráteres obtenidos por el ensayo de adherencia superficial sobre las probetas boruradas a 1223 K durante 2 (a) y 6 horas (b). Los cráteres presentados por la técnica de microscopía electrónica de barrido, muestran grietas radiales en el perímetro de los cráteres de indentación, sin embargo existe la presencia de escamas resultantes de la delaminación. De acuerdo a la normativa presentada, la calidad de adherencia de capa de boruro se encuentra en el estándar HF3.

8.11. Desgaste Scratch

Los ensayos de rayado fueron desarrollados con un equipo marca LG Motion Ltd. Del laboratorio de materiales del ITESM-CEM, el cual se muestra en la Figura 8.20. En la Figura 8.20 (a), (b) y (c) se muestran las imágenes obtenidas a partir de la técnica de microscopía electrónica de barrido sobre las superficies del acero borurado ASTM A1011 tipo B a una temperatura de 1223 K con un tiempo de exposición de 6h. En la Figura 8.20 (a), se observa el surco generado a lo largo de la superficie borurada por el indentador. En la Figura 8.20 (b) y (c), se generaron grietas curvilíneas que se propagan en profundidad a lo largo del surco, este tipo de grietas son características de una fractura hertziana en sólidos quebradizos y presentan una forma semi-cónica. Estas grietas comienzan debido a defectos cercanos a la superficie de contacto que es lugar donde se desarrollan grandes esfuerzos.



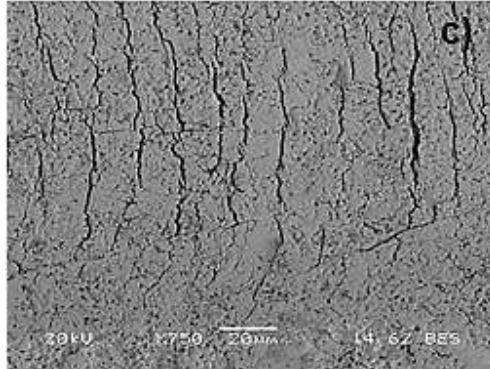
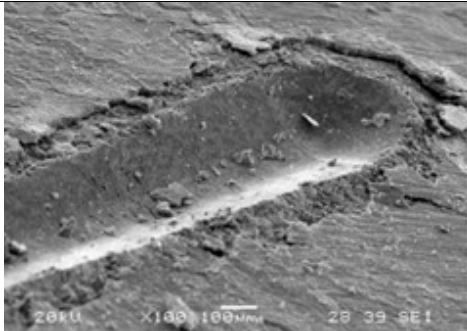
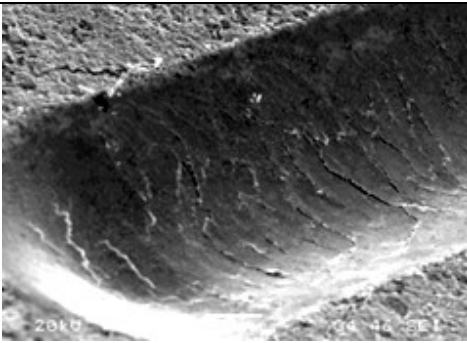


Figura 8.20. Ensayo scratch sobre el acero borurado ASTM A1011 tipo B.

La Tabla 8.4 muestra acercamientos de las pruebas con la carga crítica de la muestra que presento mejor homogeneidad en base a la Tabla 8.4.

Tabla 8.4. Muestra un marco de la probeta a la cual se le aplicó la prueba de rayado.

Muestra tipo	Figura	Terminología	L_c
T = 1223 K con t = 2h		Gross Spallation/Ductile Tensile Cracking	$L_c = 15 \text{ N}$
T = 1223 K con t = 6h		Buckle Spallation/cracks	$L_c = 15 \text{ N}$

8.12. Ensayo de desgaste

Los ensayos de desgaste se utilizan con el fin de analizar y reducir los altos costos presentados por desgaste en diferentes materiales. El método de Pin on Disc es uno entre varios ensayos existentes para determinar los parámetros de desgaste. Para la prueba de desgaste es necesario un pin en forma de esfera cuyo tamaño es reducido y es fabricado de tungsteno, el cual es posicionado perpendicularmente al disco circular (ASTM G 99-90). La máquina de pruebas causa que el disco gire entre sí a determinadas revoluciones y a un cierto radio; como consecuencia de ello, se forma un camino de desgaste en el disco. La probeta en forma de pin se presiona sobre el disco con una carga específica y dicha probeta, se encuentra sujeta a un dispositivo posicionador de contrapesos (Sarkar, 2005). Este método puede aplicarse a una gran variedad de materiales. El único requisito es que las probetas se encuentren dentro de las dimensiones específicas de acuerdo al aprisionador de disco y en el caso de probetas con tratamientos térmicos, las muestras deben tratarse previamente y limpiarse con una lija de granulometría del número 1500.

El desgaste, la fricción y la lubricación son tópicos importantes de la tribología. Esta ciencia que estudia las superficies que están en contacto y movimiento nos ayuda a entender de mejor manera los tópicos mencionados. Los estudios tribológicos son importantes para la industria moderna debido al desgaste prematuro de los componentes generados por la fricción, lo que implica mejorar los diseños y las condiciones superficiales de los mismos, que alarguen su vida útil y que sean más eficientes en condiciones de trabajo más extremas (Gómez, 2012). El desgaste se presenta en cualquier componente mientras se encuentre en contacto entre sí, comúnmente, llega a ocurrir un cambio de forma y una variación dimensional como consecuencia del movimiento relativo entre ellas. Este movimiento puede ser de vaivén ya sea por deslizamiento, rodante o la combinación de ambos.

Podemos decir que las causas más comunes del desgaste son:

- Si existe contacto entre dos metales y hay una ausencia de un lubricante líquido o sólido
- La presencia de partículas abrasivas en el lubricante
- Desgaste químico

Existe una clasificación de los mecanismos más comunes de desgaste (Batchelor A. W., 2002) los cuales se mencionan brevemente:

Desgaste adhesivo: Cuando hay ausencia de lubricante por algún motivo, habrá contacto inminente entre dos superficies desplazándose una sobre la otra y las crestas o protuberancias que pudieran existir fluyen de manera plástica formando fuertes uniones como si hubiera soldadura en frío.

Desgaste abrasivo: cuando existen partículas sólidas ajenas al medio lubricante pueden provocar el desprendimiento del material formando surcos o rayaduras, estas partículas también pueden provenir por residuos del mismo desgaste.

Desgaste por corrosión: se generará a partir de la presencia de elementos químicos, o inclusive por humedad, generan la formación de una capa que puede ser óxido degradando el material seguidas de los mecanismos de desgaste ya mencionados y pueden provocar una pérdida total del material.

Existen otros mecanismos de desgaste que para fines de la presente tesis están fuera del alcance, como el desgaste erosivo y desgaste por fatiga. Diversas pruebas así como diferentes tipos de equipos existen para medir el desgaste, tales como : pin en cilindro (pin on disc), pin o esfera en superficie (pin or sphere on flat), pin en cilindro (pin on cylinder), desgaste de arandela (thrust washers), pin en cepillo (pin into bushing) y cuatro esferas (López, 2011).

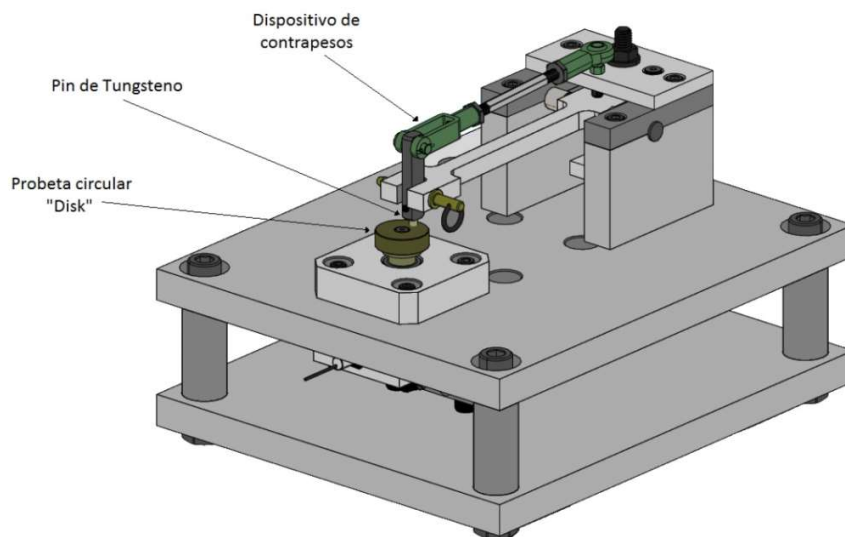


Figura 8.21. Ensayo de Pin on Disc.

La norma (ASTM G-99) describe el procedimiento para determinar el desgaste de materiales mediante el deslizamiento usando un equipo pin en disco. El objetivo de la prueba es determinar el coeficiente de fricción y posteriormente con el microscopio electrónico de barrido identificar el mecanismo de desgaste. La Figura 8.21 esquematiza la prueba en donde se observa un plato en donde se coloca la muestra con una velocidad rotatoria controlada y un pin o indentador sobre la muestra.

8.12.2. Desgaste Pin on Disc

Se utilizó un equipo de punta de disco de la marca CSM tribometer para realizar pruebas de desgaste. Este tipo de ensayos se utilizan para determinar el coeficiente de fricción presente entre el desgaste de un indentador tipo bola (10mm de diámetro) fabricado de carburo de tungsteno y la fase borurada.

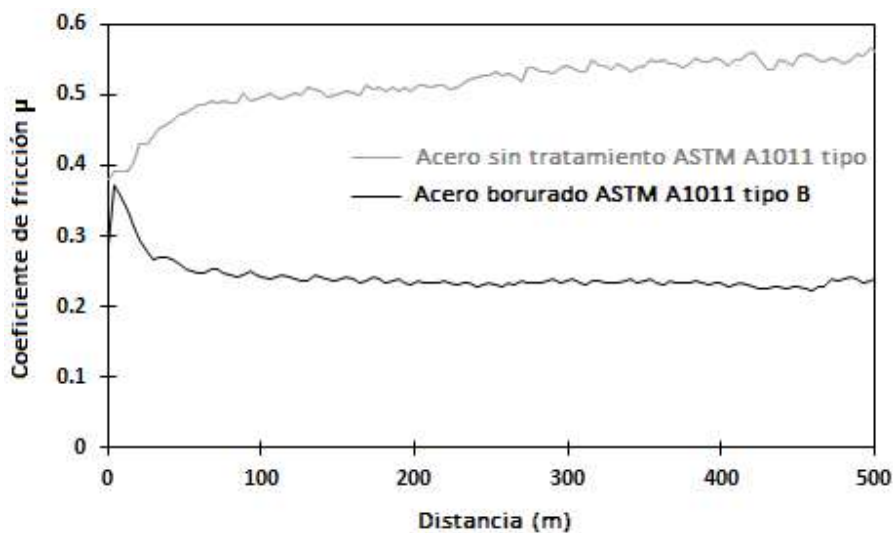


Figura 8.22. Variación del coeficiente de fricción contra la distancia.

Las pruebas de Pin on Disc presentan ventajas al poder variar las condiciones ambientales (temperatura, lubricante y humedad) logrando una simulación lo más apegada a la realidad. En la Figura 8.22, se muestra la variación del coeficiente de fricción de la superficie borurada a una temperatura de 1223 K durante un tiempo de exposición de 6h en condiciones deslizantes secas con los siguientes parámetros: radio: 9 mm, velocidad lineal: 0.14 m/s, carga: 5 N y distancia recorrida: 500 m. En la Figura 8.22, la probeta borurada muestra un coeficiente de fricción inferior a la muestra sin tratamiento, el coeficiente de

fricción promedio para la muestra borurada se encuentra en 0.259, mientras que para la probeta sin endurecer se encuentra en 0.575.

8.13. Análisis preliminar del dentado de la geometría del disco mediante el software CATIA V5

El corte circular implica el uso de una cuchilla de corte giratoria que puede alimentarse horizontalmente, verticalmente o en ángulo en el material. El corte circular es altamente preciso debido a la rigidez de las máquinas y la cuchilla de corte. La tolerancia de longitud para la mayoría de los sistemas de alimentación es de ± 0.10 mm (± 0.004 in.), y la precisión de corte es generalmente de ± 0.001 mm / mm (± 0.001 in./in.) en la dirección del recorrido de la cuchilla. El corte circular puede producir superficies sin rebabas y puede reducir la necesidad de operaciones de acabado secundario. Para hojas de hasta 400 mm (16 in.) de diámetro, los acabados suelen oscilar entre 1,5 y 3,2 m (60 a 125 in.). Acabados tan suaves como 0.2 y 0.8 m (8 y 32 in.) se han producido en el aserrado circular de aluminio y acero, respectivamente. Generalmente, cuanto más duro es el material, más suave es el acabado. Las sierras circulares representan una inversión de capital mayor que las sierras de cinta o sierras para metales. La sierra circular produce un corte más grande que la sierra de cinta, aunque hay sierras circulares delgadas de 1.5 mm (0.060 in.). Sin embargo, estas cuchillas delgadas no pueden mantener las tolerancias y las altas fuerzas de corte para las que se observa un corte circular. En la Tabla 8.5, se muestran los parámetros propuestos de la sierra de disco a diseñar

Tabla 8.5. Características de la hoja de sierra.

Hoja de sierra circular		
Parámetro	Símbolo	Dato
Número de dientes	Z	54
Ángulo de ataque	γ	-7°
Ángulo de alivio	α	10.67°
Ángulo de la cuchilla	β	86.33°
Altura del diente	h	7.137 mm
Ángulo de garganta	δ	41.95°
Paso del diente	t	10.344 mm \approx [13/32 in]
Espesor de hoja	b	2.77 mm (Cal. 12)
Hombro	S	-
Limitador de astilla anti-retroceso	L	-
Diámetro de sierra	D	177.8 mm [7 in]
Hendidura de dilatación	ES	Ojo de cerradura

En la Figura 8.23, se muestra la geometría del dentado propuesto de la sierra circular, con cada una de las variables de que presentan en la Tabla 8.5, así mismo la Figura 2, muestra el bosquejo completo de la hoja de sierra circular.

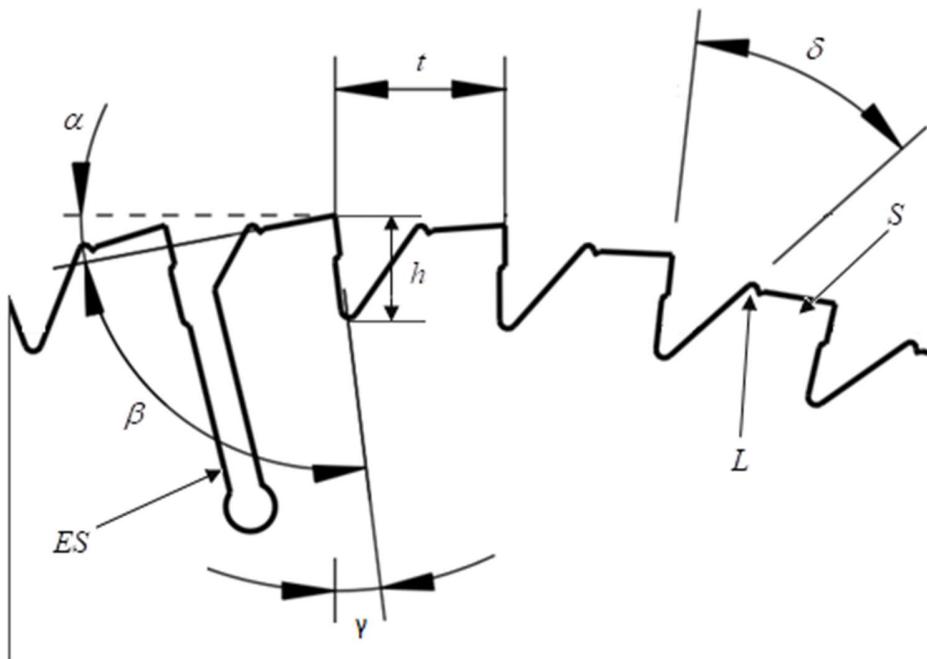


Figura 8.23. Geometría del dentado propuesto de la sierra circular.

En la Figura 8.24, se muestra el bosquejo de una hoja de sierra circular, en la que se aprecia una geometría simétrica, esto es, cada una de las hendiduras de dilatación están distribuidas uniformemente a 60° una de otra en toda la circunferencia del disco teniendo 6 hendiduras de dilatación en total. Asimismo, tienen un ancho de 2 mm (~ 0.079 in) cada hendidura y en la base de la hendidura cuenta con una circunferencia de 3 mm (~ 0.118 in) de diámetro. Cada intervalo de 60° (hendidura a hendidura) cuenta con 9 dientes, formado seis intervalos de 9 dientes, obteniendo un total de 54 dientes en la sierra circular. Además, cada una de las hendiduras de dilatación están alineadas con el perfil del diente con un ángulo β (ver Figura 8.23).

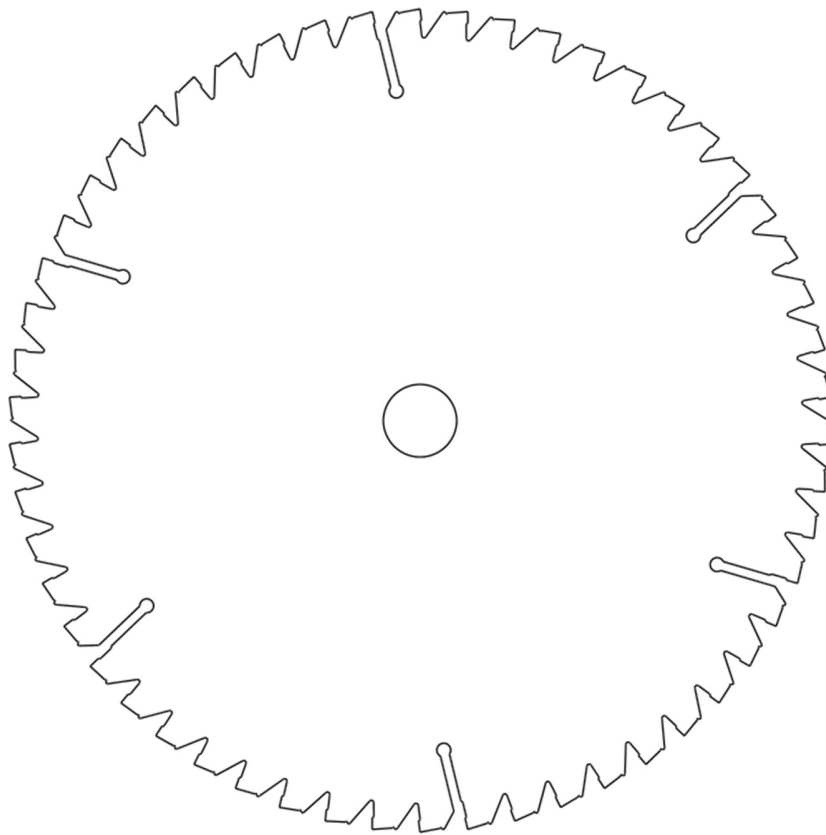


Figura 8.24. Hoja de sierra circular.

En la Figura 8.25, se presenta el empaquetamiento en caja de la hoja de sierra circular a la temperatura de tratamiento de 1223 K y un tiempo de tratamiento de 6 h.



Figura 8.25. Tratamiento termoquímico de borurización de la hoja de sierra circular a la temperatura de 1223 K y un tiempo de tratamiento de 6 h.

8.14. Simulación de la hoja de sierra circular mediante el software CATIA V5

El análisis preliminar del dentado de la geometría del disco se llevó a cabo mediante el software CATIA V5, usando el módulo Analysis & Simulation y el submódulo Generative Structural Analysis, mostrando los siguientes resultados. En la Figura 8.26, se muestra la geometría del mallado de la sierra de disco, el tamaño de malla general fue de 11.522mm, cabe mencionar que para visualizar un mejor detalle se utilizó la opción de adaptación de malla logrando un mallado más fino (0.4 mm) solo en las regiones en las que se presenta alguna reacción. Además la circunferencia (rojo) muestra en donde se aplicó la carga (flechas amarillas).

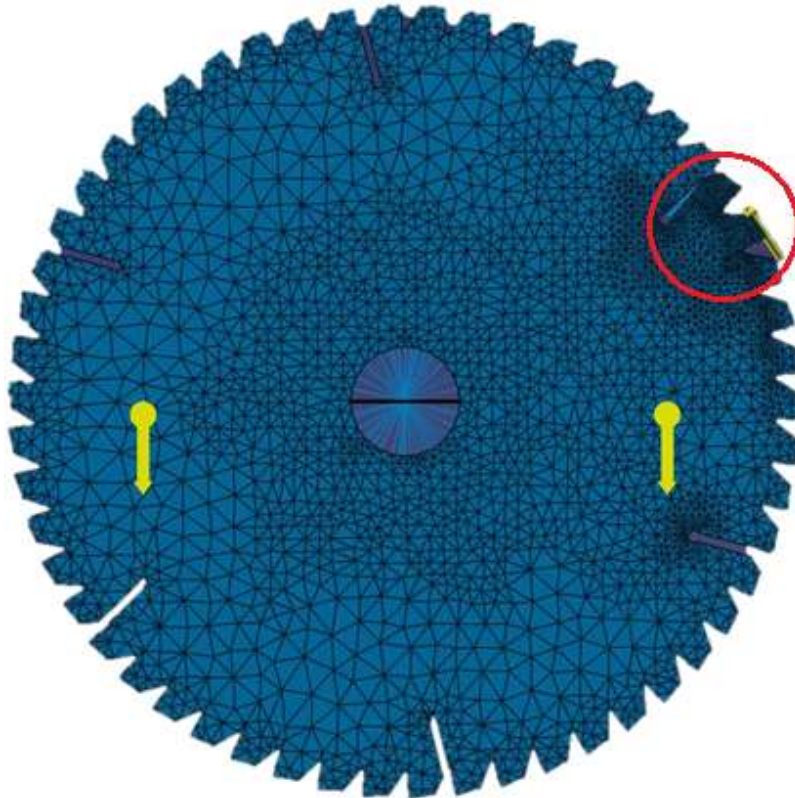


Figura 8.26. Mallado de la sierra circular del disco (Mesh).

8.14.1. Simulación de la hoja de sierra circular sin tratamiento

En la Figura 8.27, se muestra a detalle la deformación de la malla en el diente donde se aplicó la carga sobre toda la cara del diente, la carga preliminar máxima aplicada fue de 800 N, por otra parte se puede visualizar la deflexión del diente, con un factor de escala (*Scaling factor*) de 450.

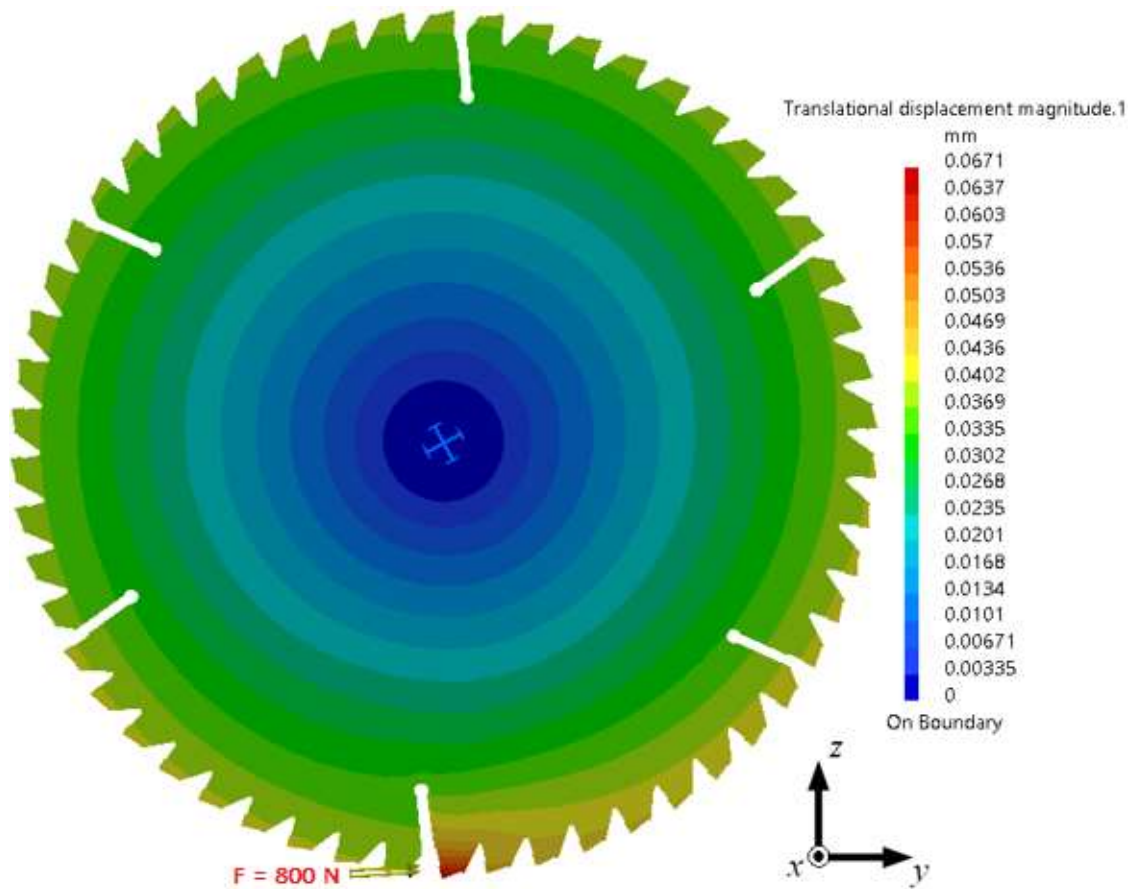


Figura 8.27. Detalle amplificado de la deformación del mallado del diente.

El esfuerzo de Von Mises que se genera en el diente de la sierra al aplicarle la carga de 800 N se muestra en la Figura 8.28. Con un esfuerzo a la cedencia del acero ASTM A1011 tipo B de $S_y = 325 \text{ MPa}$.

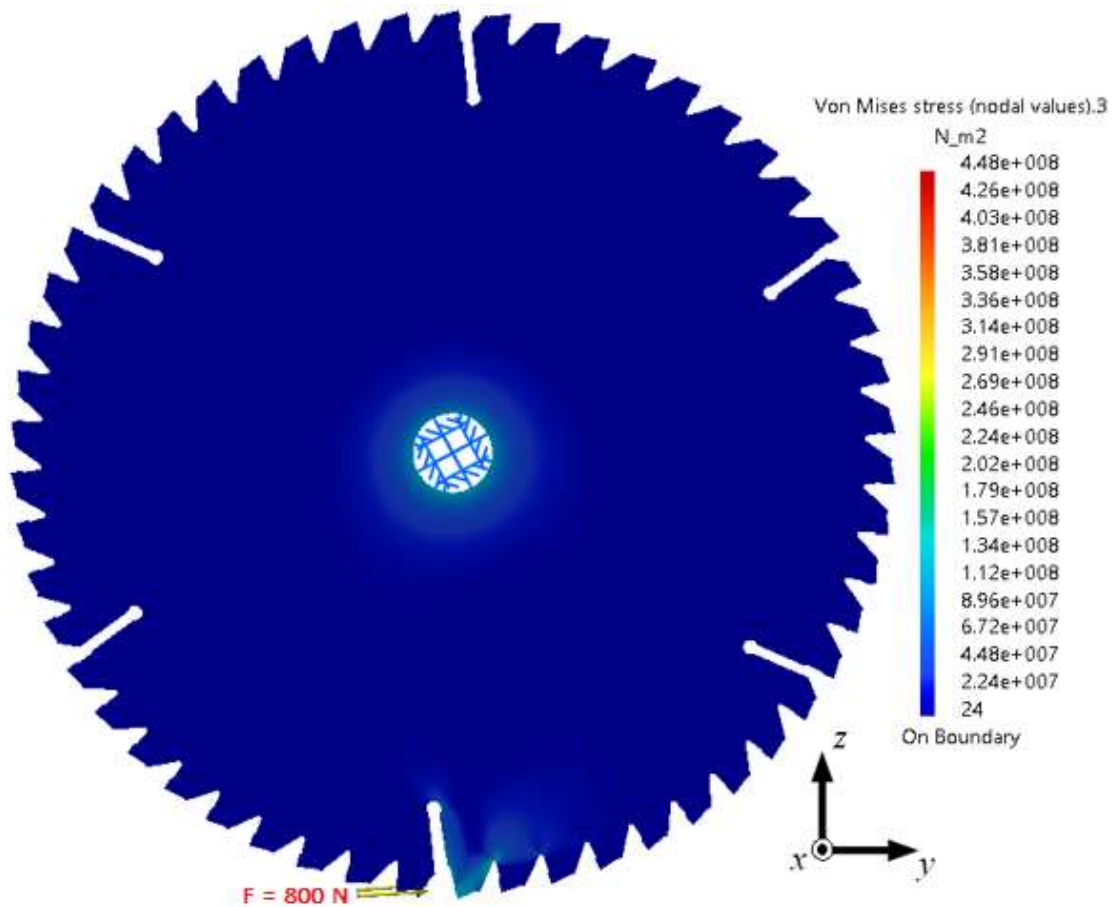


Figura 8.28. Esfuerzo de Von Mises.

En la Figura 8.28, se muestran las regiones en las que hay un esfuerzo debido a la carga aplicada, con un esfuerzo máximo de $4.48 \times 10^8 \text{ N/m}^2$ [448 MPa] (*color rojo*) y un mínimo esfuerzo de $2.24 \times 10^7 \text{ N/m}^2$ [22.4 MPa] (*color azul*), las regiones que se encuentran en color verde están en un intervalo de $(2.69 - 1.57) \times 10^8 \text{ N/m}^2$ [269-157 MPa]. Así mismo los factores de seguridad ($F.S. = S_y / \sigma_{VM}$) del diente de la sierra para las regiones en rojo y verde son: $F.S. = 0.7254$ y $F.S. = 1.2081-2.0700$ respectivamente. El factor de seguridad para la región en color azul es muy alto en comparación con las demás regiones puesto que en el centro del disco no se presenta un esfuerzo representativo ($F.S. = 14.5089$).

8.14.2. Simulación de la hoja de sierra circular con tratamiento

En la Figura 8.29, se muestra a detalle la deformación de la malla en el diente endurecido por el tratamiento termoquímico de borurización a la temperatura de 1223 K con un tiempo de tratamiento de 6 h, donde se aplicó la carga sobre toda la cara del diente, la carga preliminar máxima aplicada fue de 800 N, por otra parte se puede visualizar la deflexión del diente, con un factor de escala (*Scaling factor*) de 450.

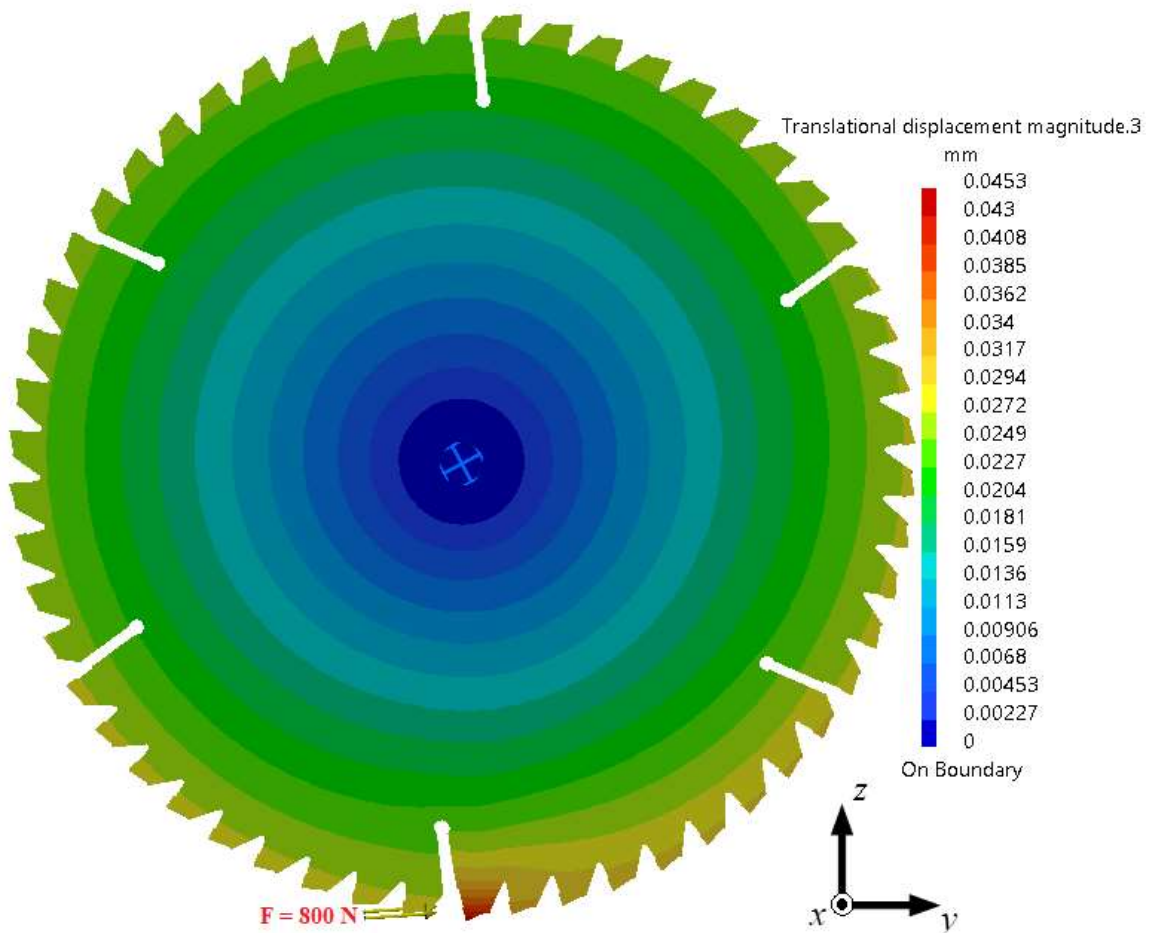


Figura 8.29. Detalle amplificado de la deformación del mallado del diente endurecido.

El esfuerzo de Von Mises que se genera en el diente de la sierra al aplicarle la carga de 800 N se muestra en la Figura 8.30. Con un esfuerzo a la cedencia del acero borurado ASTM A1011 tipo B de $S_y = 2096 \text{ MPa}$.

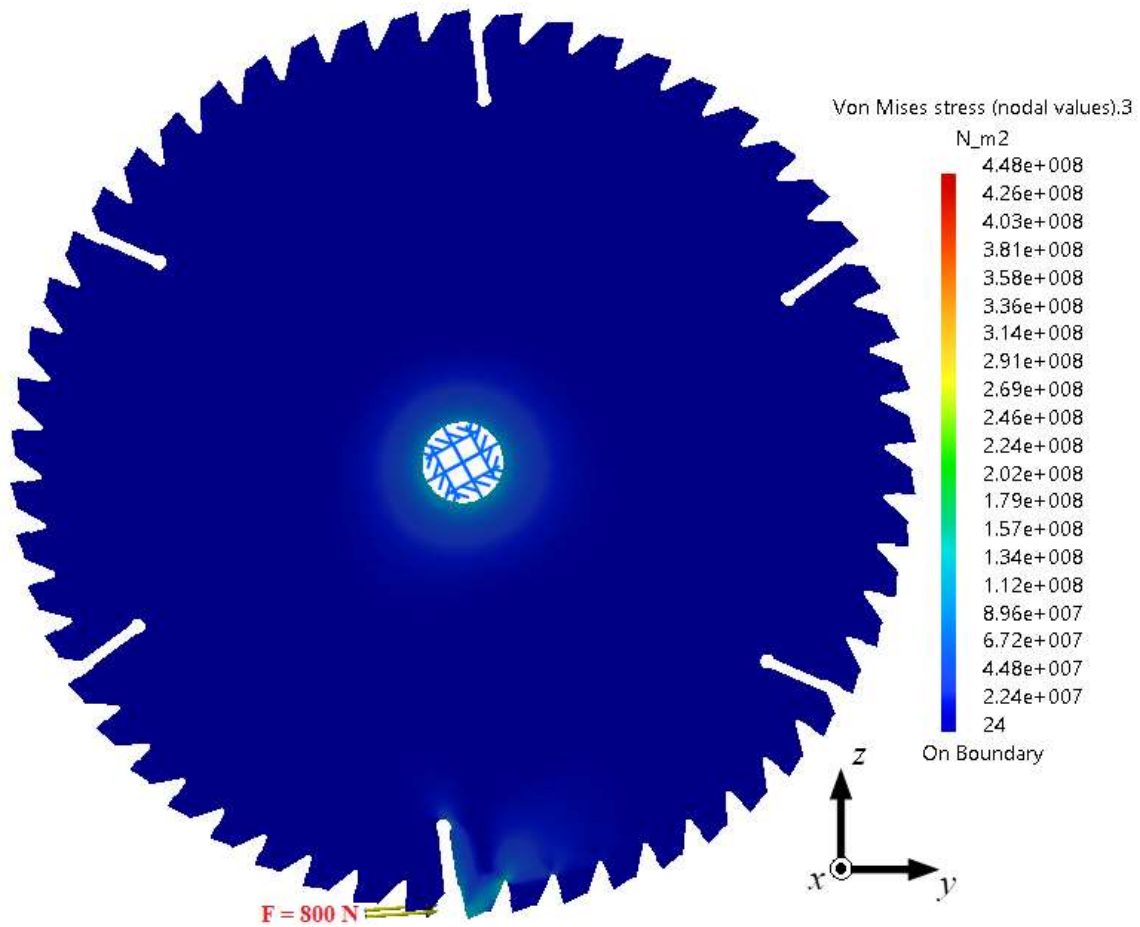


Figura 8.30. Esfuerzo de Von Mises.

En la Figura 8.30, se muestran las regiones en las que hay un esfuerzo debido a la carga aplicada, con un esfuerzo máximo de $4.48 \times 10^8 \text{ N/m}^2$ [448 MPa] (*color rojo*) y un mínimo esfuerzo de $2.24 \times 10^7 \text{ N/m}^2$ [22.4 MPa] (*color azul*), las regiones que se encuentran en

color verde están en un intervalo de $(2.69 - 1.57) \times 10^8 \text{ N/m}^2$ [269-157 MPa]. Así mismo los factores de seguridad ($F.S. = S_y / \sigma_{VM}$) del diente de la sierra endurecido para las regiones en rojo y verde son: $F.S. = 4678.5714$ y $F.S. = 7791.8215-13350.3185$ respectivamente. El factor de seguridad para la región en color azul es muy alto en comparación con las demás regiones puesto que en el centro del disco no se presenta un esfuerzo representativo ($F.S. = 93571.4286$).

8.15. Conclusiones

En este trabajo, el acero ASTM A1011 tipo B se endureció a través del tratamiento termoquímico de borurización en el rango de temperatura de 1123-1273 K durante un tiempo de exposición variable que oscila entre 2 y 8 h. Los puntos finales derivados del presente trabajo son los siguientes:

- Las capas de Fe_2B se formaron en acero ASTM A1011 tipo B. Este resultado fue confirmado por el análisis de DRX.
- La cinética de crecimiento de las capas de Fe_2B siguió una ley de crecimiento parabólico con la presencia de un tiempo de incubación de boruro independiente de la temperatura del proceso.
- Se propusieron dos modelos cinéticos simples para estimar el coeficiente de difusión de boro en Fe_2B (estado estacionario y estado no estacionario).
- Se estimó un valor de la energía de activación para el acero ASTM A1011 tipo B se estimó en 161 kJ mol^{-1} .
- Se derivaron dos ecuaciones útiles para predecir el espesor de la capa borurada Fe_2B en función de los parámetros de borurización (tiempo y temperatura).
- Se validaron los modelos a través de la comparación de los espesores experimentales de la capa de Fe_2B con los pronosticados para las Ecuaciones (8.9) y (8.10). Se observó una buena aproximación.

Finalmente, estos modelos de difusión en general no son idénticos, pero son modelos equivalentes, y este hecho se puede usar como una herramienta para optimizar los

parámetros empleados en el proceso de borurización, para producir capas de boruro con espesores suficientes que cumplan con los requisitos para a largar la vida útil. Asimismo, se llevó a cabo una aplicación real del tratamiento termoquímico de borurización, se endureció una hoja de sierra circular, en la que se aprecia una geometría simétrica, esto es, cada una de las hendiduras de dilatación están distribuidas uniformemente a 60° una de otra en toda la circunferencia del disco teniendo 6 hendiduras de dilatación en total. Asimismo, tienen un ancho de 2 mm (~ 0.079 in) cada hendidura y en la base de la hendidura cuenta con una circunferencia de 3 mm (~ 0.118 in) de diámetro. Cada intervalo de 60° (hendidura a hendidura) cuenta con 9 dientes, formado seis intervalos de 9 dientes, obteniendo un total de 54 dientes en la sierra circular. En el análisis preliminar con el software CATIA V5, usando el módulo Analysis & Simulation y el submódulo Generative Structural Analysis, se encontró que el Factor de Seguridad en la hoja de sierra circular sin tratamiento fue de: $F.S. = 0.7254$ y con el tratamiento de borurización fue de: $F.S. = 4678.5714$.

Bibliografía

- [1] J. R. Davis, Surface hardening of steels: understanding the basics, ASM internacional, 2002, p. 233.
- [2] J. R. Davis y A. K. 1. Sinha, 2002.
- [3] K. S. E. & D. N. Anthymidis, «Boriding in a fluidized».
- [4] «Aficionados a la mecánica,» [En línea]. Available: <http://www.aficionadosalamecanica.net/motor-distribucion.htm>. [Último acceso: 15 junio 2020].
- [5] K. S. G. & T. D. Anthymidis, «Boride coatings on nonferrous materials in a fluidized bed reactor and their properties.,» *Surface Science and tecnologia*, nº 200, pp. 203-218, 2002.
- [6] K. G. Z. P. R. D. & T. D. N. Anthymidis, «Boriding of Nickel in a fluidized bed reactor.,» *Materials Research Bulletin*, nº 37, pp. 512-522, 2002.
- [7] K. & L. A. Batsch, «Formation of iron boride layers on steel by D.C. plasma boriding and deposition processes,» *Surface and coatings Technology*, pp. 116-119, 3896-390, 1999.
- [8] B. E. Centre. [En línea]. Available: <http://biemh.bilbaoexhibitioncentre.com/en/exhibitor/weiss-ESPAA-SL/new/MESASROTATIVAS-PERFECCIONADAS-TCNC/2134?IDIOMA=us>.
- [9] L. & P. G. Bourithis, «Boriding a plain carbon steel with the plasma transferred arc process using boron and chromium diboride powders: microestructure and wear properties,» *Materials Letters*, nº 157, pp. 1835-1839, 2003.
- [10] L. P. S. & P. G. Bourithis, «Plasma transferred arc boriding of a low carbon steel: microestructure and wear properties.,» *Applied Surface Science*, nº 200, pp. 203-2108, 2002.
- [11] C. G. A. & M. E. Brackman, «Bonding of Fe and Fe-Cr, Fe-Ni alloys; Boride-layer growth kinetics.,» *Journal of Materials Research*, nº 4, pp. 1354-1370, 1989.
- [12] E. L. G. B. S. R. K. & H. S. Cabeo, «Plasmaassisted boriding of industrial components in a pulsed D.C. glow discharge,» *Surface and Coatings Technology*, pp. 116-119, 229-233, 1999.
- [13] E. L. G. B. S. R. K. & H. S. Cabeo, «Plasmaassisted boriding of industrial components in a pulsed D.C. glow discharge.,» *Surface and coatings Technology*, pp. 116-119, 229-233, 1999.

- [14] I. O. J. F. U. g. J. B. O. & K. G. Campos, «Kinetic study of boron diffusion on the paste-boriding process,» *Materials Science and Engineering*, vol. A, pp. 352, 261-265, 2003.
- [15] J. A. W. P. J. W. D. W. R. & V. J. J. Davis, «Ion implantation boriding of iron and AISI M2 steel using a high-current density, low energy, broad-beam ion source,» *Surface and Coatings Technology*, pp. 103-104, 52-57, 1998.
- [16] J. R. Davis, *Boriding in surface of steels understanding the basics*, Ohio: ASM International, 2002.
- [17] R. F. Del Castillo, *Endurecimiento superficial del acero*, Mexico: UNAM, 2007.
- [18] E. aragonesa. [En línea]. Available: http://educativa-catedu.es/447065/aula/archivos/repositorio/1000/1102/htm/1_pincremallera.html.
- [19] N. Gidikova, «Vanadium boride coatings on steel.,» *Materials Science and Engineering*, vol. A, n° 256, pp. 181-186., 1999.
- [20] M. O. D. M. C. S. & M. T. J. Keddani, «A simple model for the growth kinetics of Fe₂B iron boride on pure substrate,» *Applied Surface Science*, n° 256, pp. 3128-3132, 2020.
- [21] A. Kulka M. & Pertek, «Characterization of complex (B+C+N) diffusion layers formed on chromium and nickel-based low-carbon steel.,» *Applied Surface Science*, n° 218, pp. 114-123, 2003.
- [22] M. & P. A. Kulka, «Microstructure and properties of boride 41Cr4 steel after surface modification with re-melting.,» *Applied Surface Science*, n° 214, pp. 278-288, 2003.
- [23] S. Y. K. G. & K. B. Lee, «Mechanical properties of duplex layer formed on AISI 403 stainless steel by chromizing and boronizing treatment,» *Surface and Coatings Technology*, pp. 177-178, 178-184, 2004.
- [24] T. J. B. L. & L. W. Lei, «Effect of cold deformation on boronizing processes and wear behavior of low carbon steel AISI 1020,» *Material chemistry and Physics*, n° 26, pp. 445-454, 1990.
- [25] G. & H. H. Löbig, «Generation of boride layers on steel and nickel alloys by plasma activation of boron trifluoride,» *Thin solid films*, n° 310, pp. 244-250, 1997.
- [26] N. E. S. G. O. H. P. E. & T. D. Maragoudakis, «Boro-Nitriding of steel US 37-1,» *Materials letters*, n° 57, pp. 949-952, 2002.
- [27] C. K. N. C. L. C. L.-N. A. T. G. E. & H. S. Oliveira, «Productions and Characterization of borided layers on AISI D2 tool steel,» *Vacuum*, n° 84, pp. 792-796.

- [28] M. Pertek A. & Kulka, «Two-step treatment carburizing followed by boriding on medium-carbon steel,» *Surface and Coatings Technology*, nº 173, pp. 309-314, 2003.
- [29] A. K. Sinha, Boriding, ohio: ASM International.
- [30] V. K. O. E. O. L. E. A. & T. S. Sista, «Electrochemical boriding and Charaterization of AISI D2 steel.,» *Thin solid films*, nº 520, pp. 1582-1588.
- [31] K. Stewart, «Boronizing Protect Metals Against Wear,» *Advanced Materials Processing*, nº 155, pp. 23-25.
- [32] N. Suwattananot, «Surface treatment of ferrous alloys with boron,» Faculty of New Jersey Institute of Technology, New Jersey, 2004.
- [33] P. X. & S. Y. C. Yan, «Metal surface modification by B-C-N in a two temperatur-stage process,» *Materials Chemistry Physics*, nº 39, pp. 304-308, 1995.
- [34] J. H. J. Y. K. & L. S. Y. Yoon, «Plasma paste Boronizing treatment of the stainless steel AISI 304,» *Surface and coatings technology*, nº 112, pp. 71-75, 1999.
- [35] L. G. K. K. A. & S. G. Yu, «Boriding of mild steel using the spark plasma sintering (SPS) technique,» *Surface and coatings technology*, nº 157, pp. 226-230, 2002.
- [36] R. J. Zenker, «Electron Beam Hardening II Influence of microestructure and properties,» *Heat treatment*, pp. 45-51, 1989.
- [37] R. & Zenker, «Electron beam hardening Part 1: Principles, process technology and prospects,» *Heat treatment*, 1988.
- [38] J. B. a. R. A. K. N. O'Mara, Electroquímica Moderna, España: Reverte, 2003.
- [39] «Oxford reference,» [En línea]. Available: <http://www.oxfordreference.com/view/10.1093/oi/authority.20110803095816625..>
- [40] M. A. Klamroth, «Wikipedia,» [En línea]. Available: https://commons.wikimedia.org/wiki/File:Adolf_Fick_8bit_korr_klein1.jpg.
- [41] A. A. Fick, «Die medizinische Physik,» Braunschweig, 1855, pp. 288-301.
- [42] A. D. R., «Akeland-difusion.pdf,» México D.F, Recuperado de http://web.fi.uba.ar/~jmoya/Askeland%20_Difusion.pdf, 2006.
- [43] D. Arias, «Transformaciones de fases,» *Asociacion Argentina de Materiales*, nº 3, pp. 1-19, 2006.
- [44] C. Capdevila, «Modelizacion de las tranformaciones de origen di funcionalproducidas por descomposición isotérmica,» Universidad Complutense de Madrid España, Madrid España, 2003.

- [45] C. R. Barret, *The Principles of Engineering Materials*, New Jersey: Prentice-Hall, 1973.
- [46] A. J. Cuesta, «Temas de física,» [En línea]. Available: <http://gisc.uc3m.es/~cuesta/PDFs/REF/.pdf>.
- [47] C. Zener, *Imperfections in Nearly Perfect Crystal,*, New York: W. Shockley, 1952.
- [48] C. Flynn, *Point Defects and Diffusion*, Oxford: Clarendon-Oxford, 1972.
- [49] M. L. Montes, «Redes cristalinas BUAP,» 2009. [En línea]. Available: http://www.ifuap.buap.mx/~lili/redes_cristalinas.pdf.
- [50] D. Callister, *Introducción a la ciencia de los materiales*, Barcelona, España: Reverté, 2007.
- [51] C. Kittel, *Introducción a la física del estado sólido*, Barcelona, España: Reverté, 1997.
- [52] C. Kittel, *Física Térmica*, Barcelona, España: Reverté, 1973.
- [53] C. cuánticos, «Cuentos cuánticos,» 2011. [En línea]. Available: [https://cuentos-cuanticos.com/2011/10/08/constante-de-boltzmann-temperatura/..](https://cuentos-cuanticos.com/2011/10/08/constante-de-boltzmann-temperatura/)
- [54] H. S. Barroso, *Introducción al conocimiento de materiales*, Madrid, España: UNED, 2014.
- [55] A. Fick, «On liquid Diffusion,» n° 10, pp. 31-39, 1855.
- [56] M. P. B. A. Álvarez, *Química 1*, San José Costa Rica: EUNED, 2008.
- [57] R. Ballard. US Patente 3496973, 1967.
- [58] R. Bosch, «Herramientas electricas bosch,» 2018. [En línea]. Available: http://www.Bosch-pt.es/download/ACC_CIRCULAR_SAWS_ES-es.pdf.
- [59] N. Cross, *Engineering designs methods: strategies for products design*, England: John Wiley & Sons, 2000.
- [60] D. M. y. Herramientas, 2018. [En línea]. Available: <http://www.demaquinasyherramientas.com/herramientas-de-corte/como-elegir-una-hoja-de-sierra-circular-2>.
- [61] F. H. I. S. H. M. A. D. J. N. J. & L. S. Giesecke, *Dibujo técnico con gráficas de ingeniería*, México: Pearson, 2013.
- [62] A. Gjerde. US Patente 4184394, 1980.
- [63] A. Heyen. Patente WO2006/115628A1, 2006.

- [64] A. Heyen. España Patente 2556953, 2016.
- [65] G. J. Morales, «Automatización de una sierra circular para optimizar el desplazamiento vertical de la mesa en la fábrica artesanal de muebles orales,» Universidad Técnica de Ambato, Ambato, Ecuador, 2009.
- [66] B. L. C. & T. Ockajová, «Reduction of dustiness in sawing wood by universal circular saw,» *Drvna Industrija*, pp. 119-126, 2006.
- [67] H. Pearson. US Patente 3299917, 1964.
- [68] E. Slajé. US Patente 4106382, 1978.
- [69] J. Wettstein. US Patente 1083645, 1914.
- [70] G. Ramirez-Sandoval, «Caracterización de grietas auto-afines en capas borurizadas para aceros estructurales AISI 1045,» ESIME Instituto Politecnico Nacional, México, 2006.
- [71] O. A. B. Bravo, «Endurecimiento superficial de una aleación base Fe-Cr-Ni: cinética de crecimiento y caracterización mecánica de capas boruradas,» Instituto Politecnico Nacional, Mexico, 2011.
- [72] H. S. a. P. F. Maron, Fundamentos de Fisicoquímica, Mexico: Limusa, 2001.
- [73] T. H. & G. E. Cohen, «Multicomponent diffusion: implementation of square-root diffusivity method via the Profiler computer program.,» *Materials Science Engineering*, n° 3, pp. 585-596, 1995.
- [74] Ehrenberg, «Acero SISA p20 Tool Steel, México,» 2013. [En línea]. Available: <http://sis1.com.mx/pdf/Acero%20SISA%P20.pdf>.
- [75] M. F. C. González, «Boración de aceros,» Universidad Politécnica de Madrid, Madrid España, 1999.
- [76] F. O. Guzman, «Análisis de Aceros por Microscopia Optica,» Instituto Politécnico Nacional, México, 2013.
- [77] H. Mehrer, Diffusion in Solids Fundamentals, Springer, 2007.
- [78] A. B. Lajtín Y., Tratamiento químico-térmico de los metales, Moscú: Mir, 1987.
- [79] E. C. I. R. E. & B. M. A. Méndez, «Structural and Strength characterization of steels subjected to boriding thermochemical process.,» *Materials Science and Engineering*, pp. 234-236, 900-903, 1997.
- [80] H. S. E. M.-T. J. K. M. & C. S. I. Ortiz Domínguez M., «A Kinetic model for analyzing the growth kinetics of Fe₂B layers in AISI 4140 steel,» *Kovove Materials*, n° 48, pp. 1-6, 2010.

- [81] M. Ortiz Domínguez, «Contribución de la modelación matemática en el tratamiento termoquímico de borurización,» SEPI-ESIME, México, 2013.
- [82] P. Shewmon, Diffusion in solids, The Minerals, Metals and Materials Society, 1989.
- [83] E. & M. D. Süli, An Introduction to Numerical Analysis, Cambridge: Cambridge University Press, 2003.
- [84] Q. Tapia, «Estimación de la cinética de crecimiento de los boruros FeB y Fe₂B en aceros para herramienta de corte AISI M2,» Instituto Politécnico Nacional, México, 2010.
- [85] H. C. M. I. O. O. & C. B. Uslu, «Evaluation of borides formed on AISI P20 Steel,» *Materials and Design*, nº 28, pp. 55-60, 2007.
- [86] Anonimo, «Cincinnati Tool Steel Company,» 2005. [En línea]. Available: <http://cintool.com/catalog/moldquality/P20.pdf>.
- [87] G. Vander Voort, Metallography Principles and Practice, Ohio: ASTM International Materials, 1999.
- [88] C. I. Villa Velázquez Mendoza, «Estudio del Agrietamiento tipo palmqvist y evaluación de esfuerzos residuales en aceros borurados AISI 1018,» Instituto Politécnico Nacional, México, 2009.