



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE QUÍMICA

Comportamiento al desgaste de un acero experimental avanzado de
alta resistencia de fase compleja

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE:
INGENIERA QUÍMICA METALÚRGICA

P R E S E N T A:
GARCÍA GALVÁN MAYRA ALEJANDRA

A S E S O R:
DR. ANTONIO ENRIQUE SALAS REYES



Ciudad Universitaria, Cd. Mx. 2024



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.



JURADO ASIGNADO:

PRESIDENTE: M.M. Gerardo Arámburo Pérez.

VOCAL: M.M. Sergio García Galán.

SECRETARIO: Dr. Antonio Enrique Salas Reyes.

1er. SUPLENTE: Dr. Gabriel Ángel Lara Rodríguez.

2do. SUPLENTE: M.I. Itzel Reyes Chaparro.

SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA:

FACULTAD DE QUÍMICA, EDIFICIO "D" Y FACULTAD DE INGENIERÍA, EDIFICIO "T"- "CENISA".

ASESOR DEL TEMA:

Dr. Antonio Enrique Salas Reyes _____

SUPERVISOR TÉCNICO:

Dr. Miguel Ángel Hernández Gallegos _____

SUSTENTANTE:

Mayra Alejandra García Galván _____

Mayra Alejandra García Galván

Índice

Agradecimientos..... vi

Dedicatoria..... viii

CAPÍTULO I PRESENTACIÓN.

1.1	Introducción.....	1
1.2	Hipótesis.....	2
1.1	Objetivos.....	3
1.1.1	Objetivo general.....	3
1.1.2	Objetivos específicos.....	3
1.4	Justificación.....	4

CAPÍTULO II MARCO TEÓRICO.

2.1	Aceros avanzados de alta resistencia (AHSS).....	7
2.1.1	Clasificación.....	8
2.1.3	Mecanismos de endurecimiento vs ganancia en propiedades mecánicas.....	11
2.1.4	Aplicación de los aceros AHSS en la industria automotriz.....	12
2.2	Aceros de fase compleja.....	14
2.3	Fundamentos de la ingeniería de superficies.....	17
2.3.1	Clasificación de los parámetros de rugosidad.....	18
2.4	Resistencia al desgaste.....	18
2.4.1	Mecanismos de desgaste.....	19



2.4.2 Desgaste abrasivo.	20
2.4.3 Factores que afectan la fricción.....	20
2.4.4 Factores que afectan el desgaste.	22
2.4.5 Correlaciones entre desgaste y fricción.....	23
2.5 Ensayo de pin sobre disco (pin-on-disk) para evaluar la tasa de desgaste.	23

CAPÍTULO III DESARROLLO EXPERIMENTAL.

3.1 Predicción de fases y diagramas teóricos TTT.....	29
3.2 Corte y acondicionamiento de probetas en la condición de colada.	30
3.3 Diseño y ejecución de tratamientos térmicos.....	30
3.3.1 Temple y revenido y Temple y partición.	30
3.3.2 Deformación plástica con tratamiento de liberación de esfuerzos.....	32
3.4 Caracterización microestructural en la condición de tratamiento térmico por microscopía óptica.	32
3.6 Caracterización mecánica mediante ensayos de microdureza (HV).	33
3.7 Acondicionamiento de probetas para el ensayo de desgaste.	33
3.7.1 Operaciones realizadas antes de ejecutar los ensayos de desgaste.	35
3.7.2 Medición de la rugosidad superficial.....	35
3.7.3 Medición de la masa.	36
3.8 Diseño y ejecución del ensayo de desgaste pin-on-disk	37
3.8.1 Condiciones de ensayo.	37
3.9 Ejecución del ensayo de desgaste pin-on-disk.	38
3.10 Caracterización del desgaste.	38



3.10.1 Pérdida de masa.....	39
3.10.2 Microscopia óptica.....	39
3.10.3 Microscopia electrónica de barrido (MEB).	39

CAPÍTULO IV RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

4.1 Resultados de la caracterización microestructural antes del ensayo de desgaste.	40
4.2 Resultados de la rugosidad antes del ensayo de desgaste.....	43
4.3 Resultados de la caracterización mecánica por microdureza Vickers antes del ensayo de desgaste.	45
4.4.1 Perfil de desgaste.....	47
4.3.1 Caracterización por microscopia óptica del perfil de desgaste.	51
4.3.2 Caracterización por microscopia electrónica de barrido del perfil de desgaste.	53

CAPÍTULO V CONCLUSIONES.

5.1 Conclusiones.....	65
-----------------------	----



Índice de Figuras

Figura 2.1. Diagrama de alargamiento versus resistencia mecánica para diversos aceros AHSS	7
Figura 2.2. Microestructura de un acero AHSS de doble fase (DP) [12].	8
Figura 2.3. Microestructura de un acero AHSS TRIP [13].	8
Figura 2.4. Ejemplo de la microestructura de un acero AHSS Complex Phase: a) Matriz ferrítica con islas de austenita retenida/martensita (M/A) y b) Imagen magnificada donde las flechas amarillas indican islas de M/A, las flechas blancas ferrita y las flechas rojas bainita [14].	9
Figura 2.5. Microestructura de un acero AHSS martensítico [15].	10
Figura 2.6. Microestructura de un acero AHSS TWIP [15].	10
Figura 2.7. Curvas de esfuerzo-deformación para diferentes grados de acero CP y un acero convencional [21].	15
Figura 2.8. Esquemas de tipos de desgaste abrasivo: a) De dos cuerpos y b) De tres cuerpos [28].	20
Figura 2.9. Esquemas de diferentes tipos del ensayo de desgaste [7].	24
Figura 2.10. Esquema de desgaste de pin-on-disk [29,30].	25
Figura 3.3. Diagrama de flujo del procedimiento experimental del ensayo de desgaste realizado.	28
Figura 3.2. Interfaz de usuario del software JMatPro: a) Panel principal y b) Datos de la composición química y selección de tipo de cálculos.	29
Figura 3.3. Ciclo térmico para el temple y revenido (TR).	31



Figura 3.4. Ciclo térmico del tratamiento térmico de temple y partición de un paso (QP-P1). 31

Figura 3.5. Ciclo térmico de liberación de esfuerzos (LE). 32

Figura 3.6. Probetas planas cilíndricas para los ensayos de desgaste después del tratamiento térmico. 33

Figura 3.7. Microdurómetro NOVOTEST TC-MCV-1A. 33

Figura 3.8. a) Pines porta probetas cilíndricas planas (sin probeta), b) Configuración del pin en condiciones para ensayarse a desgaste (con probeta pegada), c) Set de pines para el ensayo de desgaste y d) Colocación de pines (1, 2 y 3) en la parte del cabezal (disco) de desgaste de la máquina de desgaste. 34

Figura 3.9. a) Medidas del disco y b) Medida de la probeta. (en mm). 35

Figura 3.10. a) Rugosímetro Mitutoyo SJ-210 y b) Metrología asociada a la rugosidad. 36

Figura 3.12. a) Apariencia del ensamble del disco de desbaste en la cámara de ensayo y b) Discos de corte abrasivo para metal de Al_2O_3 38

Figura 3.13. Sistemas de desgaste. 38

Figura 3.14 Microscopio estereográfico. 39

Figura 4.1. Micrografías de la muestra B0 de liberación de esfuerzos a) 50 μm y b) 20 μm .40

Figura 4.2. Micrografías de la muestra B3 de liberación de esfuerzos (LE): a) 50 μm y b) 20 μm . 41

Figura 4.3. Micrografías de la muestra B0 con un tratamiento de temple y revenido (TR): a) 50 μm y b) 20 μm 42

Figura 4.4. Micrografía de la muestra B3 con un tratamiento de temple y revenido (TR)..42



Figura 4.5. Micrografía de la muestra B0 con un tratamiento de temple y partición (QP): a) 20 μm y b) 10 μm **43**

Figura 4.6. Micrografía de la muestra B3 con un tratamiento de temple y partición (QP): a) 20 μm y b) 10 μm **43**

Figura 4.7. Perfil de rugosidades en el acero CP con tratamiento térmico de LE: a) B0 y b) B3. **44**

Figura 4.8. Perfil de microdureza de las muestras con liberación de esfuerzos (LE). **45**

Figura 4.9. Perfil de microdureza de las muestras con temple y revenido (TR)..... **46**

Figura 4.10. Perfil de microdureza de las muestras con temple y partición (Q&P). **47**

Figura 4.11. a y c) Perfil de pérdida de masa en los aceros CP B0 y B3 con LE, respectivamente y b y d) Taza de desgaste en los aceros CP B0 y B3 con LE, respectivamente..... **48**

Figura 4.12. a y c) Perfil de pérdida de masa en los aceros CP B0 y B3 con TR, respectivamente y b y d) Taza de desgaste en los aceros CP B0 y B3 con TR, respectivamente. **49**

Figura 4.13. Graficas de pérdida de masa y taza de desgaste de Q&P-P1: a) B0, b) B0, c) B3 y d) B3. **50**

Figura 4.14. Comparacion de la pérdida de masa de los tratamiento termicos (TE, TR y Q&P-P1): a) B0 y b) B3..... **51**

Figura 4.15. Imágenes de arado en las muestras de acero CP con el tratamiento de LE: a) B0, b) B3. **51**

Figura 4.16. Imágenes de arado en las muestras con el tratamiento de TR: a) B0, b) B3... **52**

Figura 4.17. Imágenes de arado en las muestras con el tratamiento de Q&P-P1: a) B0, b) B3. **53**



Figura 4.18. Análisis químico puntual MEB-EDS en zona de desgaste del tratamiento LE a) micrografía b) espectro EDS en punto 001 y c) espectro EDS en punto 003. 54

Figura 4.19. Análisis químico puntual MEB-EDS en zona de desgaste del tratamiento LE en el punto 001 y en el punto 003..... 55

Figura 4.20. Mapeo de análisis químico MEB-EDS en zona de desgaste del tratamiento LE. 56

Figura 4.21. Mapeo de análisis químico MEB-EDS en zona de desgaste del tratamiento TR.56

Figura 4.22. Analisis químico puntual MEB-EDS en zona de desgaste del tratamiento QP a) micrografía b) espectro EDS en punto 002 y c) espectro EDS en punto 003. 57

Figura 4.23. Análisis químico puntual MEB-EDS en zona de desgaste del tratamiento QP en el punto 001 y en el punto 003..... 58

Figura 4.24. Mapeo de análisis químico MEB-EDS en zona de desgaste del tratamiento QP.59

Figura 4.25. Micrografías SEM-DES del tratamiento LE B3..... 60

Figura 4.26. Micrografías SEM-DES del tratamiento LE B0..... 60

Figura 4.27. Micrografías SEM-DES del tratamiento TR B32. 61

Figura 4.28. Micrografías SEM-DES del tratamiento TR B02 61

Figura 4.29. Micrografías SEM-DES del tratamiento QP B3. 62

Figura 4.30. Micrografías SEM-DES del tratamiento QP B0. 62



índice de Tablas

Tabla 2.1. Sistemas de mecanismos de desgaste [28].....	19
Tabla 3.1. Composición química de los aceros de fase compleja a estudiar (% en peso).....	29
Tabla 3.2 Matriz de experimentos para los ensayos de desgaste “pin-on-disk.....	37

CAPÍTULO I

PRESENTACIÓN.



1.1 Introducción.

Durante los últimos años la industria automotriz ha buscado disminuir el consumo de combustible y peso de los automóviles. Ante esta situación se han venido diseñado nuevos materiales como los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS, Advanced High Strength steel) por la industria siderúrgica. Estos aceros AHSS se caracterizan por tener resistencia ultima a la tracción de más de 600 MPa [1], además, dependiendo de las diferentes generaciones de éstos, el porcentaje alargamiento varia haciéndolos más dúctiles o no. Por lo tanto, esto hace que se pueda reducir el espesor de la sesión transversal de los componentes automotrices, asegurando la misma resistencia que se requeriría en este tipo de piezas con otros tipos de aceros, así también reduciendo el peso del vehículo en este proceso de desarrollo de nuevos aceros.

Respecto de sus generaciones, los aceros AHSS se clasifican generalmente en tres [2], la primera generación está compuesta por los aceros de doble fase (DP, Dual Phase), aceros de plasticidad inducida por transformación (TRIP, Transformation Induce Plasticity), aceros de fase compleja (CP, Complex Phase) y, por último, los aceros martensíticos (MART, Martensitic). En la segunda generación se encuentran los aceros de plasticidad inducida por maclaje (TWIP, Twinning-Induced Plasticity), los aceros inoxidable austeníticos (AUST.SS, Austenitic Stainless Steels) y, los aceros de baja densidad (L-IP, Lightweight Steel with Induced Plasticity). Finalmente, la tercera generación está compuesta por los aceros de temple y partición (QP, Quenching and Partición steels). Cabe resaltar que es en la primera generación y en específico en los aceros de fase compleja (CP) en los que se centra este trabajo de investigación.

En el caso específico de los aceros CP, éstos tienen una microestructura que se compone de una matriz bainítica o de ferrita-bainita y pequeñas fracciones de fases como martensita, austenita retenida y perlita, además de contener en su composición química pequeñas cantidades de elementos de microaleación tales como niobio, titanio y vanadio para poder formar precipitados finos y, así, poder sumar un mecanismo de endurecimiento por precipitación [3]. En condición de deformación plástica, los aceros CP se caracterizan por mostrar una alta absorción de energía, un buen esfuerzo de fluencia y un alto esfuerzo de resistencia máxima. Por eso, en este trabajo, se busca microalea este tipo de aceros con boro y aplicar diferentes tratamientos térmicos para observar el efecto significativo o no en sus propiedades mecánicas, especialmente en la resistencia al desgaste.



Al respecto, el desgaste se entiende como aquel proceso por el cual se pierde material en la superficie de un cuerpo de forma continua de modo mecánico [4]. En general, se debe a la condición áspera o rugosa de una superficie en contacto con otra, así como al movimiento relativo de las superficies en contacto, provocando alteraciones en la superficie de los materiales. Estas alteraciones pueden provocar la pérdida de material en la superficie o que se transfiera material de una superficie a otra. Por lo tanto, el desgaste depende del sistema tribológico en el que se encuentre, en el entendido de que un sistema tribológico consta de dos superficies en contacto y en movimiento, así como queda definido el entorno en el que se encuentren las superficies [5]. Para poder cuantificar este fenómeno, se utiliza la tasa de desgaste que es el volumen perdido del material a ensayar por unidad de tiempo entre la distancia de deslizamiento, que en el caso de este trabajo es el perímetro de la huella de la probeta en el disco donde se realizó el ensayo. En consecuencia, conocer la tasa de desgaste de un material es importante muy debido a que, si sufre un desgaste severo en poco tiempo, la pérdida de masa podría ser substancial y podría llevar a una falla (por ejemplo, catastrófica) en la pieza.

Por lo mencionado anteriormente, es de vital importancia caracterizar las diferentes propiedades de resistencia de los materiales, donde este trabajo está orientado a analizar el comportamiento al desgaste de un acero avanzado de alta resistencia de fase compleja (CP) microaleado con boro, laminado en caliente y en frío, y bajo diversas condiciones microestructurales obtenidas tras la aplicación de diversos tratamientos térmicos (esto es, liberación de esfuerzos, temple y revenido y temple y partición de un paso).

1.2 Hipótesis.

Se espera que la microadición de boro en el acero AHSS de fase compleja promueva la cinética de descomposición entre fases, mejore la templabilidad y facilite los procesos de deformación plástica, a través de un efecto benéfico del boro tras realizar operaciones de acondicionamiento microestructural, consiguiendo así una mejora en las propiedades mecánicas, en especial en la resistencia al desgaste.



1.1 Objetivos.

1.1.1 Objetivo general.

Determinar el efecto del microadición de boro sobre el comportamiento al desgaste de un acero experimental avanzado de alta resistencia de fase compleja (CP) de bajo contenido de carbono de composición química base NiCrNbCu sin microalealear y microaleado con 60 ppm de boro laminado en frío en diferentes condiciones de tratamiento térmico mediante la técnica de “pin-on-disk”.

1.1.2 Objetivos específicos.

- 1) Aplicar los tratamientos térmicos de liberación de esfuerzos (LE), temple y revenido (TR) y temple y partición de un paso (QP-P1) al acero experimental avanzado de alta resistencia de fase compleja (CP) de bajo contenido de carbono de composición química base NiCrNbCu sin microalealear y microaleado con 60 ppm de boro.
- 2) Caracterizar la naturaleza microestructural del acero experimental avanzado de alta resistencia de fase compleja (CP) de bajo contenido de carbono de composición química base NiCrNbCu sin microalealear y microaleado con 60 ppm de boro con diferentes tratamientos térmicos (liberación de esfuerzos (LE), temple y revenido (TR) y temple y partición de un paso (QP-P1)).
- 3) Determinar los parámetros para realizar el estudio de desgaste por deslizamiento, tales como la dureza, la densidad y el perfil de rugosidad, así como los cálculos matemáticos implicados en tribología (condiciones de ensayo).
- 4) Realizar ensayos de desgaste mediante la técnica de “pin-on-disk” al acero CP con los diferentes tratamientos térmicos (liberación de esfuerzos (LE), temple y revenido (TR) y temple y partición de un paso (QP-P1)).
- 5) Analizar el mecanismo de desgaste en el acero CP mediante el empleo de técnicas de microscopía óptica (MO) y electrónica de barrido (MEB).



1.4 Justificación.

En la búsqueda de la mejora de materiales para aplicaciones automovilísticas, especialmente en el caso del acero para la carrocería en blanco, que permitan un aumento de ligereza, alta conformabilidad (para satisfacer las necesidades de diseños con geometrías complejas), una rigidez suficiente (para el manejo y estabilidad del vehículo), una alta resistencia mecánica (por razones de seguridad ante choques), posibilidades de producción en grandes cantidades con una alta tasa de productividad, una gran facilidad de montaje (sobre todo para los procesos de soldadura), y una superficie duradera con alta resistencia al desgaste en un entorno severo que permita mantener excelentes propiedades estéticas, es que los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) toman gran importancia [6]. Para conseguir las propiedades necesarias se requiere tener un control de la microestructura de los aceros, a través de la correcta selección de los elementos químicos y de los tratamientos termo-mecánicos, mecánicos y térmicos.

Para mejorar la funcionalidad de los AHSS, especialmente los aceros de fase compleja (CP), se necesita hacer ajustes selectivos, tanto de los elementos químicos (de aleación y de microaleación) como de las rutas de procesamiento (procesos de conformado, en caliente y en frío) incluidos los tratamientos térmicos, que permitan obtener determinadas microestructuras con carácter benéfico [7]. Por lo tanto, en este trabajo se estudió el efecto de la presencia del boro como elemento microaleante para observar si éste genera una mejora en las propiedades mecánicas, dentro de ellas, es de especial importancia la resistencia al desgaste. El desgaste se produce cuando dos superficies entran en contacto entre sí y se deslizan una sobre la otra. La manera en cómo se desgaste una superficie depende principalmente de la fricción, además de otros factores tales como la rugosidad, defectos cristalinos y deformaciones que se susciten en las superficies.

Por otro lado, el boro es uno de los elementos microaleantes recientemente más usados para la obtención de aceros AHSS, siendo significativa su adición sobre el campo de la austenita, provocando un aumento de las temperaturas transformación Ac_1 y Ac_3 , mejora la templabilidad, la resistencia y la tenacidad sobre todo a altas temperaturas y tiene una gran influencia en la cinética de descomposición de la austenita a ferrita, resultando en la formación de microestructuras bainítico-martensíticas [8]. Por un lado, se ha observado que los aceros al boro tienen un efecto benéfico en procesos de estampado en caliente, manteniendo propiedades rígidas [9], al lograr asegurar su conformabilidad. Por otro lado, el hecho de alcanzar buenos valores, tanto de resistencia como de alargamiento, en estos aceros AHSS, solo se pueden alcanzar a través del correcto diseño químico de la



aleación, visualizándose un sustancial efecto positivo de los tratamientos térmicos sobre el comportamiento mecánico, al obtenerse microestructuras multifásicas.

Por lo tanto, de acuerdo a las solicitaciones de trabajo a las que se someta al acero de fase compleja, se hace necesario evaluar el grado de desgaste que puede sufrir éste, ya que en general, los materiales con que están fabricados los automóviles se ven afectados por el desgaste debido a la fricción presente entre ellos. Es decir, la susceptibilidad al deterioro por desgaste abrasivo, aparte de requerir mantenimiento demanda asegurar la integridad de los componentes. Cabe resaltar que la tribología estudia la interacción entre superficies en movimiento relativo y los problemas relacionados con ellos, como la fricción, el desgaste y la lubricación, siendo el desgaste la casusa de mayor pérdida del rendimiento mecánico de los materiales. En consecuencia, uno de los objetivos de la tribología es el de minimizar los dos principales inconvenientes del contacto sólido-sólido: la fricción y el desgaste [10].

Bajo este concepto, es muy importante mencionar que los aceros avanzados de alta resistencia de fase compleja (CP) microaleados, son objeto de un intenso estudio científico debido a sus prometedoras propiedades mecánicas y a la libertad que existe en el acondicionamiento microestructural, aunque implique rutas de procesamiento térmico y termo-mecánicas complejas y difíciles de realizar. De aquí que sea necesario evaluar el efecto microestructural y mecánico sobre la tasa de desgaste de un acero experimental de fase compleja de bajo contenido de carbono de composición química base NiCrNbCu microaleado con boro en diferentes condiciones de tratamiento térmico mediante la técnica de “pin-on-disk”. La información que se generará puede concebir nuevas perspectivas en cuanto al concepto del diseño de componentes estructurales y/o ingenieriles con formas geométricas cada vez más complejas, unidas por métodos diferentes a la soldadura, para la industria automotriz.

CAPÍTULO II

MARCO TEÓRICO.



2.1 Aceros avanzados de alta resistencia (AHSS).

Los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) son aleaciones creadas para tener una mayor resistencia mecánica que los aceros convencionales a espesores pequeños, además de que se puedan obtener piezas un poco más complejas que permitan remplazar conjuntos soldados. Las propiedades de los aceros avanzados de alta resistencia están controladas por la composición y distribución de la fase en la microestructura, la fracción de volumen, el tamaño y la morfología de los microconstituyentes, así como la estabilidad de constituyentes metaestables. La diferencia que tienen estos aceros con los convencionales de alta resistencia son que los AHSS son de múltiples fases, que pueden contener ferrita, martensita, bainita, y/o austenita retenida en cantidades suficientes para producir distintas propiedades mecánicas, mientras que otros grados de aceros presentan una sola fase, en el caso de los austeníticos, o en varias fases donde predomina la ferrita, como los de doble fase.

Existen diferentes tipos de AHSS. En la **Figura 2.1** se presenta una gráfica que muestra las diferencias entre los límites elásticos y porcentaje de alargamiento entre los diferentes tipos de aceros AHSS.

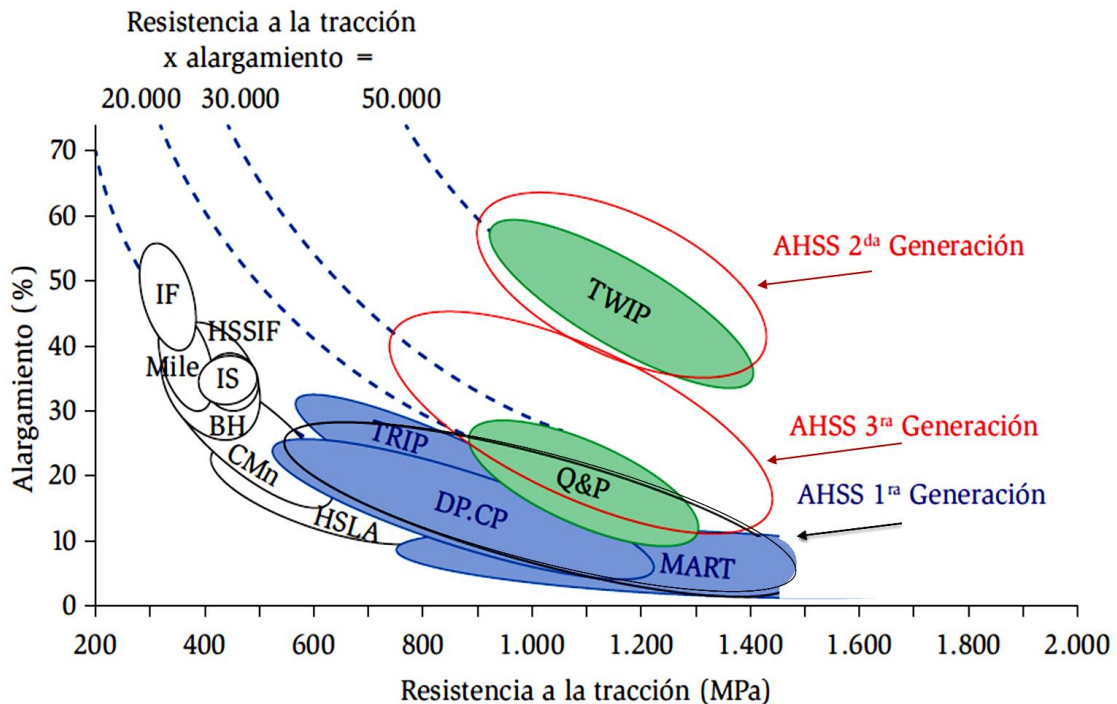


Figura 2.1. Diagrama de alargamiento versus resistencia mecánica para diversos aceros AHSS [11].

2.1.1 Clasificación.

Los aceros avanzados de alta resistencia se clasifican de la siguiente manera:

Dual Phase (DP): Este acero está usualmente compuesto por una matriz ferrítica que contiene islotes de martensita, estos islotes pueden variar de un 10 a un 50% en volumen. Para tener un mayor volumen de martensita se hace el austenizado a altas temperaturas para poder tener como resultado una martensita más dura (ver **Figura 2.2**).

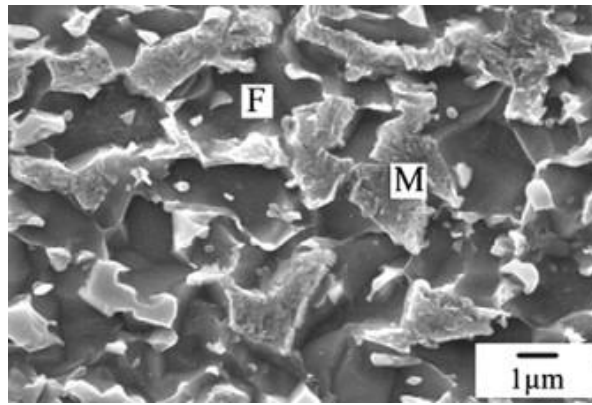


Figura 2.2. Microestructura de un acero AHSS de doble fase (DP) [12].

Transformation-Induced Plasticity (TRIP): Con la posibilidad de incrementar la ductilidad mientras se aumenta el máximo esfuerzo posible en un acero, donde el mecanismo de endurecimiento de este se da a través de la transformación de la austenita retenida a martensita debido a la deformación (ver **Figura 2.3**).

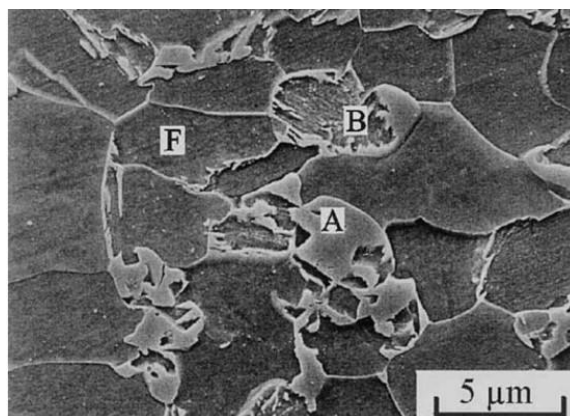


Figura 2.3. Microestructura de un acero AHSS TRIP [13].

Complex Phase (CP): Estos aceros tienen una alta resistencia a tracción. La microestructura posee pequeñas cantidades de martensita, austenita retenida y perlita en una matriz de ferrita y bainita, tal y como se muestra en la **Figura 2.4**. Se alcanza un extremado grano fino producido por una recrystalización o por la acción de elementos microaleantes. En comparación con los DP, los CP contienen un mayor límite elástico con una misma tensión de rotura de un máximo de 800 MPa. Estos aceros también tienen una alta capacidad de absorción de energía al impacto, con una alta capacidad de deformación residual.

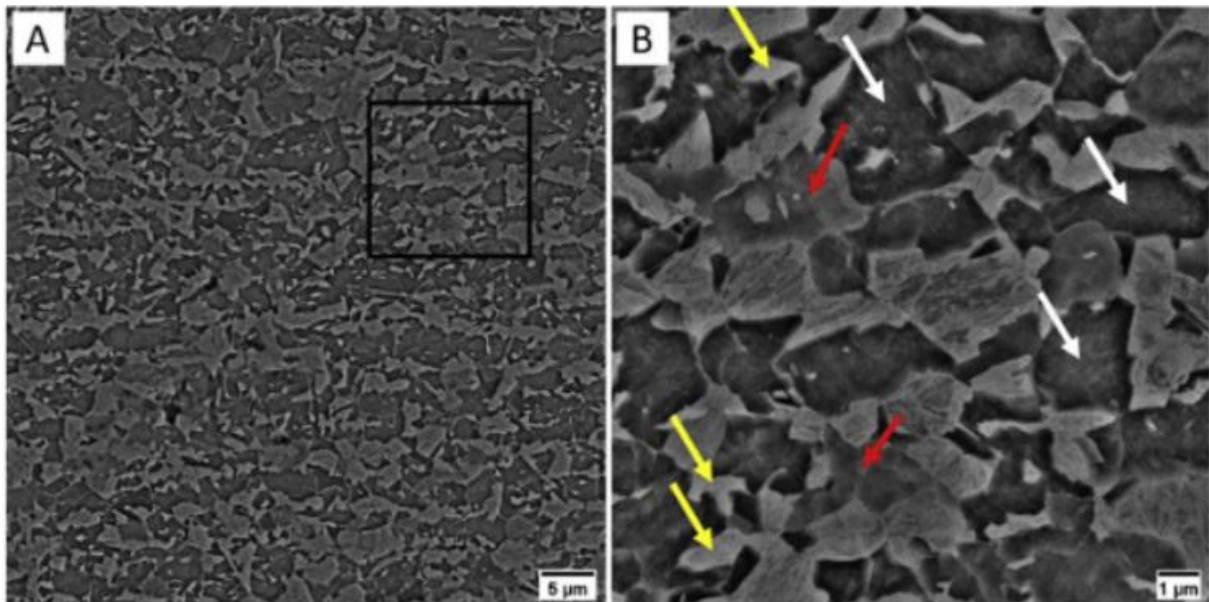


Figura 2.4. Ejemplo de la microestructura de un acero AHSS Complex Phase: a) Matriz ferrítica con islas de austenita retenida/martensita (M/A) y b) Imagen magnificada donde las flechas amarillas indican islas de M/A, las flechas blancas ferrita y las flechas rojas bainita [14].

Acero martensítico (MART): Este acero está mayormente compuesto por una microestructura de martensita con forma de listón, la cual se presenta durante la transformación de la austenita durante el temple y después del trabajo en caliente o recocido como se puede ver en la **Figura 2.5**. Los elementos aleantes más usuales que se utilizan para aumentar la templabilidad del material son manganeso, cromo, silicio, molibdeno, boro, níquel y vanadio.

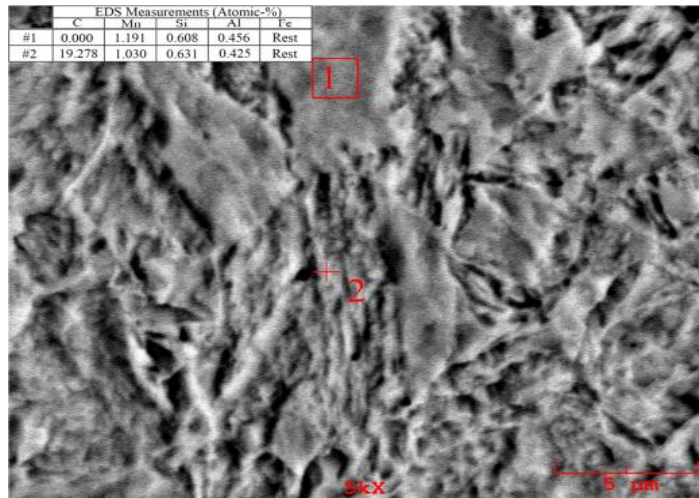


Figura 2.5. Microestructura de un acero AHSS martensítico [15].

TWIP (mecanismo de maclado en aceros austeníticos): El endurecimiento se da a través de las dislocaciones, el acero austenítico tiene una mayor posibilidad de tener un mayor número de deslizamientos en su estructura cristalina y, por esto, los elementos alicios que se usan para tener una austenita estable a temperatura ambiente son, níquel cobalto o magnesio (ver Figura 2.6).

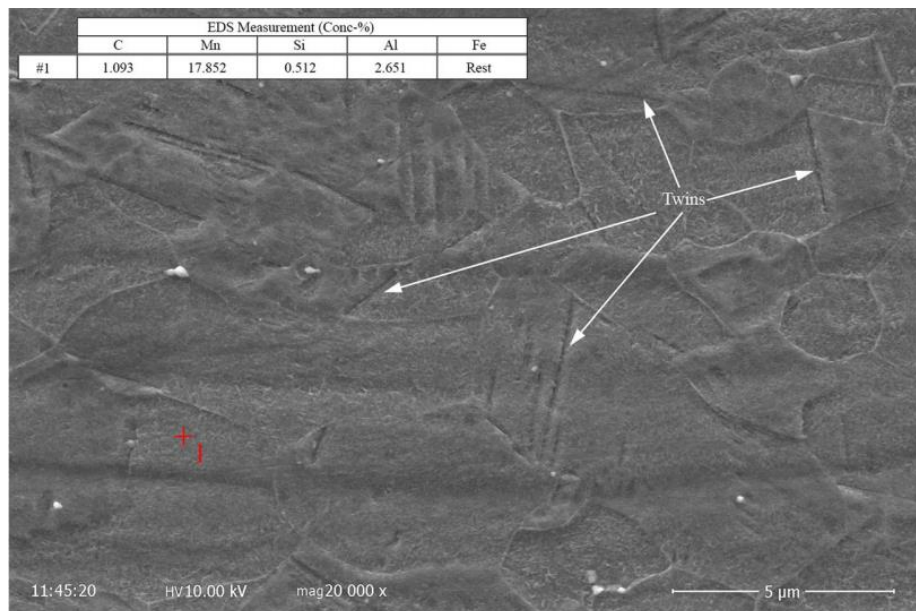


Figura 2.6. Microestructura de un acero AHSS TWIP [15].



2.1.3 Mecanismos de endurecimiento vs ganancia en propiedades mecánicas.

Los metalúrgicos emplean varios métodos para obtener las propiedades deseadas del acero. Los mecanismos de refuerzo y endurecimiento a menudo se usan en varias combinaciones para cumplir con requisitos específicos, como la resistencia a la fatiga o la resistencia a las abolladuras. Los mecanismos de refuerzo normalmente funcionan obstaculizando o impidiendo el movimiento de las dislocaciones a través del acero e incluyen lo siguiente [16]:

Endurecimiento de solución sólida: cuando se agrega otra especie para formar una solución sólida, los átomos intersticiales o de sustitución forman campos de deformación localizados que pueden aumentar la resistencia y la templabilidad, aunque simultáneamente pueden disminuir la ductilidad.

Refinamiento de grano: a medida que las dislocaciones viajan a través de un material, tienden a acumularse en los límites de grano, evitando una mayor deformación plástica. A medida que disminuye el tamaño de grano, aumenta el área efectiva de los límites de grano, aumentando la resistencia del material.

Endurecimiento por trabajo (también conocido como endurecimiento por deformación): como resultado del trabajo en frío (p. ej., laminado, estirado, doblado), las dislocaciones en el acero se enredan más, lo que impide su movimiento relativo. El endurecimiento por trabajo generalmente aumenta Y_S , UTS y la dureza, pero a menudo tiene un efecto adverso sobre la ductilidad y la tenacidad.

Endurecimiento por dispersión o por precipitación: la matriz de acero, generalmente ferrítica o austenítica, a menudo contiene otras fases, que pueden variar desde partículas finas (p. ej., partículas de cementita, islas de martensita revenidas o precipitados discretos de aleaciones de carburo o nitruro) hasta láminas laminares (p. ej., las capas de ferrita y cementita de la perlita). Estas características microestructurales pueden afectar considerablemente las propiedades generales del material e ilustran algunas de las formas de aumentar la resistencia.

Endurecimiento por transformación: en el procesamiento de producción de acero, a menudo pueden ocurrir transformaciones de fase que permiten el fortalecimiento mediante la creación de microestructuras con cantidades significativas de fases duras.



como martensita o bainita. Tales transformaciones ocurren en operaciones como el laminado en caliente, el galvanizado en caliente o el recocido continuo en las que el acero puede enfriarse desde la austenita a alta temperatura y transformarse en estas fases más duras a baja temperatura. Este mecanismo es fundamental para el desarrollo de AHSS y permite fabricar DP, TRIP y otros aceros AHSS.

2.1.4 Aplicación de los aceros AHSS en la industria automotriz.

Los fabricantes de automóviles reconocieron que una estrategia general efectiva de ponderación de costos es "colocar el acero correcto en el lugar correcto", como se señaló en un artículo del New York Times de 1909 sobre el acero para automóviles estadounidense [2]. En ese momento, la metalurgia podía producir grados variados a un costo variado, por lo que la producción dependía en gran medida de la demanda. La conformabilidad y la estética (aceros que se podían convertir fácilmente y de manera económica en diseños suaves y elegantes) fueron la principal prioridad durante bastante tiempo; la fuerza era una preocupación menor y se podía agregar si era necesario, con un mayor grosor. A medida que surgieron nuevas prioridades, como el rendimiento de la seguridad, la reducción de costos y la reducción de peso para lograr eficiencia, también lo hizo la demanda de nuevos materiales, incluidos los nuevos aceros. Para 1975, el vehículo promedio contenía un 3.6% de aceros de resistencia media y HSS para un contenido total del vehículo del 61%, la mayor parte del cual era acero dulce [16]. En la década de 1980, creció el uso de aceros sin intersticiales y galvanizados para piezas complejas. porque el estilo, la resistencia a la corrosión y el costo fueron clave consideraciones El acero libre de intersticios se desarrolló inicialmente como un material altamente maleable y se usó ampliamente para aplicaciones de embutición profunda que requerían alta ductilidad y resistencia al adelgazamiento. También se convirtió en la base estándar para aceros galvanizados en caliente. porque los elementos de aleación estabilizadores en el acero libre de intersticios previenen el comportamiento de envejecimiento. Se podría utilizar un tercer tipo de acero libre de intersticios, con nitrógeno u otros elementos reintroducidos, para cumplir con los requisitos de mayor resistencia y resistencia a las abolladuras.

Los aceros de baja aleación y alta resistencia, que se habían utilizado para proyectos de construcción importantes, como el proyecto de tubería de la línea ártica de Alaska en la década de 1970, se desarrollaron y seleccionaron cada vez más para aplicaciones automotrices durante la década de 1990 por su resistencia constante, tenacidad, soldabilidad y bajo costo [16]. En 2007, el vehículo promedio contenía un 11.6 % de aceros de resistencia media y HSS, para un contenido total de acero del 57%. El desarrollo simultáneo de nuevos



procesos y equipos para producir y formar el material ha sido fundamental para el uso creciente de AHSS. Algunos de estos procesos se describen en la sección 3.2 Los aceros DP y TRIP son excelentes en las zonas de choque del automóvil por su alta absorción de energía. Para los elementos estructurales del habitáculo, los HSS extremos, como los termoformados a base de boro y martensíticos, aumentan la seguridad, la resistencia y la rigidez.

El uso de AHSS en automóviles se está expandiendo rápidamente con más investigación. El programa Future Steel Vehicle de World AutoSteel examinó el futuro no muy lejano del uso mejorado de AHSS en vehículos [2]. El programa se completó en 2011, seguido por el programa Ultra Light Steel Auto Body (ULSAB) y otros programas [17]. El trabajo demostró una reducción de masa del 35 % con respecto a un vehículo de referencia que utiliza un 97 % de HSS y AHSS [11]. El Future Steel Vehicle cumple o supera todos los requisitos estructurales y de seguridad actuales, y el análisis mostró que, cuando se combina con un tren de potencia electrificado, el peso ligero del Future Steel Vehicle con AHSS permite la reducción de las emisiones totales del ciclo de vida en al menos un 56%.

Las consideraciones importantes durante el proceso de selección de materiales incluyen YS, UTS, ductilidad (deformación plástica sostenida antes de la fractura), tenacidad (absorción de energía antes de la fractura, indicada por el área total bajo la curva de tensión-deformación por tracción) y dureza (resistencia a la deformación en la superficie). El acero es versátil porque estas propiedades pueden variar enormemente; YS, por ejemplo, en acero dulce podría ser de 130 MPa y en acero martensítico podría ser de 1500 MPa o más. La química y la microestructura que determinan estas características se pueden adaptar para cumplir con la amplia gama de requisitos de la industria automotriz.

Debido a que los AHSS se desarrollan para combinaciones de características ideales para la pieza final, la viabilidad de la fabricación es fundamental para la aplicación e implementación reales en los vehículos. Las preocupaciones sobre la conformabilidad y la soldabilidad han impulsado mucha I+D en el área de procesamiento de acero. En algunos casos, los métodos de proceso tradicionales son tan efectivos con los AHSS como con los aceros dulces; en otros, son necesarias algunas modificaciones en los equipos o métodos; y en otros, las nuevas tecnologías de procesamiento han permitido el desarrollo de nuevos grados de acero. Los productores están automatizando cada vez más los controles y varios sensores monitorean la temperatura y otras condiciones



durante el proceso. Debido a que los AHSS pueden requerir más control del proceso que el que se encuentra en las líneas actuales de laminado en caliente y en frío, recocido y galvanizado, las plantas están actualizando sus tecnologías. Se están investigando e instalando nuevas líneas de procesamiento, como líneas de recocido continuo y modernas líneas de galvanizado en caliente.

El acero para automóviles normalmente se produce como bobinas grandes, que pueden procesarse en piezas brutas o productos tubulares. El informe final de ingeniería del Future Steel Vehicle describe una lista completa de opciones y tecnologías de fabricación, incluido el estampado en frío convencional, piezas en bruto soldadas con láser, piezas en bruto laminadas a medida, tubos hidroformados soldados por inducción, tubos hidroformados soldados con láser, tubos hidroformados soldados a medida tubos hidroformados estampado en caliente (directo e indirecto), acero de temple en blanco soldado con láser, acero de temple en blanco laminado a medida, perfilado, bobinado soldado con láser formado en rollo, perfilado en blanco laminado a medida, perfilado con templado, tubos hidroformados de paredes múltiples, tubos de paredes múltiples, tubos terminados soldados con láser y secciones perfiladas de tubos soldados [18].

Varias consideraciones clave afectan la selección de materiales para aplicaciones automotrices, incluida la seguridad, la eficiencia del combustible, el medio ambiente, la capacidad de fabricación, la durabilidad y la calidad. Estos factores se manifiestan de manera diferente en cada componente del vehículo, y los materiales se seleccionan para que coincidan con cada conjunto de requisitos de rendimiento de la manera más eficiente posible.

2.2 Aceros de fase compleja.

Los aceros de fase compleja (CP) se utilizan en los vehículos modernos como partes de refuerzo, donde se requiere una alta capacidad de absorción de energía. En los aceros, la heterogeneidad de la microestructura genera un efecto de localización de deformación significativo bajo carga externa, lo que resulta en el inicio de la fisuración en la fase de martensita o en la ferrita/martensita. En estos aceros, la microestructura parcialmente bainítica suaviza el gradiente de propiedades de dureza y resistencia entre las fases de ferrita blanda y martensita dura, lo que hace que el acero CP muestre una mejor conformabilidad local y tolerancia a la expansión por punzonado [14]. La microestructura de fase compleja consiste en ferrita, martensita y bainita. La bainita es una estructura mixta que consiste en ferrita-cementita similar a un listón, con precipitados (carburos o carbonitruros)



en el nivel de nano escala [19]. Debido al agotamiento del carbono para formar la precipitación, no queda suficiente carbono en el dominio para estabilizar la austenita restante. Por lo tanto, no existe austenita retenida en los aceros CP. Debido a la estructura cristalina similar (cúbica centrada en el cuerpo) de tres constituyentes (ferrita, martensita y bainita) y la complejidad de la microestructura de bainita, las microestructuras de CP son difíciles de caracterizar experimentalmente. La matriz de un acero CP se compone comúnmente de ferrita blanda y bainita. La ferrita es la fase blanda que da la ductilidad al acero, mientras que la bainita y la martensita son fases duras, lo que aporta resistencia al acero. Además, los elementos de aleación como el niobio, el titanio y el vanadio se agregan a los aceros CP para crear precipitados. Los precipitados finos evitan el movimiento de los límites de grano de austenita durante el procesamiento termo-mecánico (TMP, thermo-mechanical processing), lo que retarda efectivamente el proceso de recristalización [21]. Esto aumentaría la resistencia del acero debido a la acumulación de deformación y la estructura endurecida por trabajo.

La nomenclatura de designación de grados de los aceros de fase compleja se basa en las propiedades mecánicas, específicamente en la resistencia última a la tracción (UTS), todas las unidades se expresan en el Sistema Internacional de Unidades (SI), es decir, megapascales (MPa). En algunos casos, se muestra un segundo número después de una barra diagonal (/), donde el primer número representa el valor mínimo del límite elástico y el segundo número es el valor UTS [3]. Los aceros CP pueden alcanzar niveles de resistencia a la tracción de 590 MPa a 1000 MPa, y alargamientos entre 15 y 30%. La **Figura 2.7** muestra varias curvas de tensión de ingeniería frente a deformación de ingeniería correspondientes a diferentes grados de aceros CP y cómo se pueden comparar sus propiedades mecánicas con un acero convencional.

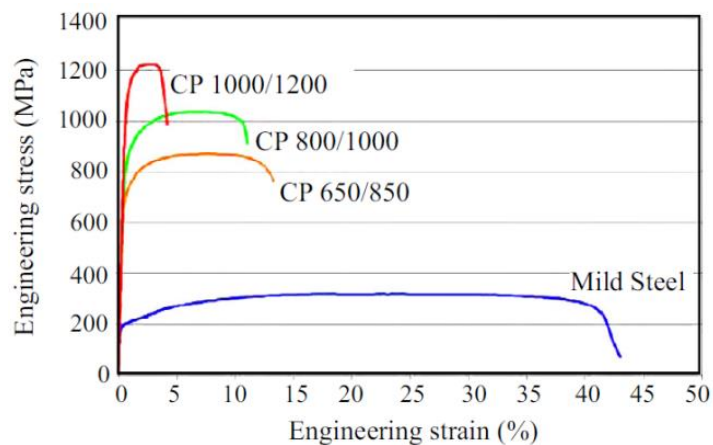


Figura 2.7. Curvas de esfuerzo-deformación para diferentes grados de acero CP y un acero convencional [21].



Los aceros CP son similares a los DP, pero normalmente CP contiene elementos como Nb, Ti y V para el refinamiento del grano mediante la formación de precipitados que no permiten el engrosamiento del grano al limitar el movimiento de los límites de grano. Esto permite un mejor control de la recristalización antes de la transformación de fase. La microestructura CP en aceros ofrece algunas características ventajosas sobre los aceros DP, por ejemplo, una mayor relación entre el límite elástico y la resistencia a la tracción; mayor capacidad de endurecimiento por trabajo a baja deformación; mejor comportamiento de formación de rollos, flexión y expansión de orificios para un alto nivel de resistencia, lo que indica una capacidad de brida de estiramiento excepcional; mayor capacidad de absorción de energía y resistencia a la fatiga; mejor soldabilidad por puntos [22]. Los aceros CP también pueden ser comparables a los aceros TRIP en composición química, pero la fracción de volumen de austenita restante es bastante menor para CP. La microestructura de CP tiene precipitados finos que permiten el endurecimiento por precipitación dando como resultado una resistencia muy alta [23].

Hay diferentes formas de obtener la microestructura de CP a través de TMP. Una es por austenización a la temperatura de la región intercrítica entre A_1 y A_3 . Esta temperatura se ajusta en función de la fracción de ferrita deseada y le sigue un enfriamiento lento a temperatura ambiente a una velocidad controlada en función de la fracción volumétrica de fases requerida. El TMP para un CP más utilizado en la industria es recalentar el acero por encima de la temperatura A_3 , alcanzando así la fase completamente austenita. Posteriormente, el acero se deforma en la fase austenita y se enfría rápidamente para alcanzar la ventana de ferrita o bainita en el diagrama CCT. Luego, se mantiene a esa temperatura para transformar la cantidad requerida de ferrita/bainita. La bainita y la martensita son esenciales para la microestructura de la CP por lo que, después del período de mantenimiento, el acero debe realizar otro enfriamiento rápido para transformar la austenita restante [24]. El punto clave es garantizar que la cantidad deseada de bainita se pueda transformar en el período en que la lámina de acero está en la mesa de salida. Los diagramas de transformación de enfriamiento continuo (CCT) se utilizan para indicar qué transformación de fase ocurrirá en el acero dependiendo de la velocidad de enfriamiento de la fase austenita. Los diagramas CCT se derivan de los diagramas de transformación de tiempo y temperatura (TTT). Existe un diagrama CCT específico para cada acero en función de la composición química, el tamaño de grano y la temperatura de austenización.

Como se mencionó anteriormente, los aceros CP se clasifican por las propiedades mecánicas de UTS y alargamiento y, por lo tanto, no existe una composición química específica para cada grado de CP. Esto significa



que se pueden transformar diferentes composiciones químicas en acero CP controlando el procesamiento térmico. Sin embargo, para los aceros CP comerciales, existe un requisito químico de acuerdo con el estándar de designación de grado CP [25].

Una de las funciones de agregar elementos de aleación al acero es la alteración del diagrama de fase termodinámico. La microestructura deseada se puede producir más fácilmente cambiando la fase temperatura de transformación o cinética de transformación de fase. El carbono (C) es un elemento esencial en los aceros, aumenta la estabilidad de la austenita y es indispensable para la formación de carburos que permitan el endurecimiento por precipitación. La adición de Mn a los aceros CP, en un rango de 1.5% en peso, retarda las transformaciones de perlita y bainita y, por lo tanto, la transformación de martensita no necesita velocidades de enfriamiento muy altas. El silicio es un formador de ferrita, pero un alto contenido de Si no es favorable porque podría producir óxidos en la superficie de la placa durante el laminado en caliente. El P, Cr y Al son formadores de ferrita, estos elementos elevan la temperatura del A_{r3} , pero la cinética de transformación de fase es más lenta debido a la reducida difusividad del C en la austenita. El Ni y el Cu actúan como estabilizadores de la austenita y mantienen el equilibrio al reducir el A_{r3} . El molibdeno (Mo) retrasa la transformación de la ferrita, lo que da como resultado una fracción de volumen de ferrita limitada en la mesa de salida después del proceso de laminación en caliente [26]. Los principales elementos de aleación en los aceros CP incluyen Nb, Ti y V. Se ha informado que esos elementos tienen un efecto pronunciado en el refinamiento del grano y un retraso en el proceso de recristalización [27]. Es probable que Nb forme carburos dispersos finos y estables, que evitan el movimiento de dislocación y promueven el endurecimiento por precipitación. V se utiliza a menudo para reducir el crecimiento del grano de austenita, dando como resultado una microestructura fina para aumentar la fuerza. La ventaja de Ti, como V, es la formación de nitruros y carburos para inhibir el crecimiento de grano, pero Ti también refuerza la resistencia a la corrosión en diferentes entornos. Los precipitados de TiN son termodinámicamente estables a temperaturas de hasta 1300 °C y, por lo tanto, son muy efectivos para el control de altas temperaturas y para evitar que el grano de austenita se engrose. Por lo tanto, cada uno de los elementos de microaleación tiene un efecto diferente en la formación de precipitados.

2.3 Fundamentos de la ingeniería de superficies.

La tribología es una disciplina en la que se estudia la superficie de dos materiales que están en contacto y cómo es la interacción entre estas dos superficies; a través de la fricción, desgaste y lubricación [10]. Así, la fricción se



define como la resistencia al movimiento de un cuerpo moviéndose contra otro, el desgaste como la pérdida de material debido al movimiento y la lubricación se refiere al uso de un fluido para minimizar la fricción y el desgaste [10].

2.3.1 Clasificación de los parámetros de rugosidad.

Para poder estudiar la interacción entre dos superficies, primero se debe de saber la topografía de éstas, lo que significa que se tiene que conocer el conjunto de particularidades geométricas que tiene una superficie, esto se puede saber por la medición de la rugosidad. Por lo que para cuantificar la rugosidad se deben seguir ciertos parámetros [28], los cuales son:

- (1) La rugosidad promedio (R_a): Es el promedio aritmético del valor absoluto de las alturas medias a partir de la línea central de un perfil de rugosidad, donde L es la longitud de muestreo. Se representa mediante la siguiente ecuación 1:

$$R_a = \frac{1}{L} \int_0^L |y(x)| dx \dots\dots\dots(ec. 1)$$

- (2) Rugosidad media cuadrática (R_{rms}): Representa el promedio de las desviaciones cuadráticas respecto a la altura media. Se representa mediante la siguiente ecuación 2.

$$R_{rms} = \sqrt{\frac{1}{L} \int_0^L [y(x)]^2 dx} \dots\dots\dots(ec. 2)$$

2.4 Resistencia al desgaste.
















El desgaste de un material depende de las condiciones de fricción y de las propiedades del material [29]. La fricción surge durante el agarre de las irregularidades de las superficies móviles, pero si el material es frágil la fricción genera un esfuerzo de corte y también se trituran las partículas de la superficie, cuando es dúctil se añade un proceso de deformación plástica al proceso de corte. Además, durante el desgaste ocurre la oxidación del material y este óxido afecta la resistencia al desgaste.



2.4.1 Mecanismos de desgaste.

La clasificación de los mecanismos de desgaste se toman principalmente dos aspectos, el primero es en cómo ocurre el desgaste en el material, el segundo depende de la acción tribológica. Por lo que en la **Tabla 2.1** se muestran algunos mecanismos.

Tabla 2.1. Sistemas de mecanismos de desgaste [28].

Sistema	Acción tribológica	Tipo de desgaste	Mecanismos efectivos			
			Adhesión	Abrasión	Contacto de fatiga	Reacción tribo-química
Sólido-película de fluido-Sólido	Deslizante - rodante 	—			x	x
Sólido-Sólido con una superficie de fricción	Deslizante 	Desgaste deslizante	x	x	x	x
	Rodante 	Desgaste por rodamiento	x	x	x	x
	Impacto 	Desgaste por impacto	x	x	x	x
	Oscilante 	Desgaste por frotamiento	x	x	x	x
Sólido- Sólido y partículas	Deslizante  	Deslizamiento abrasivo		x		
	Deslizante 	Deslizamiento abrasivo		x		
	Rodante 	Rodamiento abrasivo		x		
Sólido-Fluido con partículas	Flujo 	Desgaste erosivo		x	x	x
Sólido-Gas con partículas	Flujo 	Fluido erosivo		x	x	x
	Impact  	Desgaste por impacto de partículas		x	x	x
Sólido-Fluido	Flujo oscilante 	Cavitación, erosión			x	x
	Impacto 	Goteo erosivo			x	x

2.4.2 Desgaste abrasivo.

En este tipo de desgaste el material es removido de una superficie por partículas duras, de una superficie que se desliza. Existen dos tipos de desgaste abrasivo; desgaste abrasivo por dos cuerpos, este se presenta cuando la rugosidad de una superficie es mayor en alguna de las superficies, y desgaste abrasivo por tres cuerpos es donde hay partículas con libertad de movimiento entre las dos superficies, tal y como se muestra en la **Figura 2.8**.

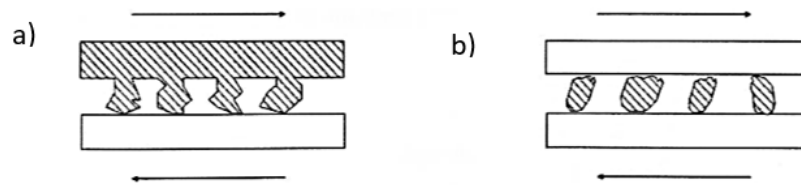


Figura 2.8. Esquemas de tipos de desgaste abrasivo: a) De dos cuerpos y b) De tres cuerpos [28].

La tasa de desgaste se calcula con la siguiente ecuación 3:

$$V=K \frac{Lx}{H} \dots\dots\dots(\text{ec. 3})$$

donde, V es el volumen perdido, K es la tasa de desgaste, L es la fuerza normal, H es la dureza, x la distancia de deslizamiento.

2.4.3 Factores que afectan la fricción.

Los principales factores que afectan la fricción son [28]:

- (1) **Rugosidad de la superficie:** En superficies muy lisas, el área real de contacto crece rápidamente, al igual que la fricción, mientras que, en superficies muy ásperas, la fricción vuelve a ser alta debido a la necesidad de levantar una superficie sobre las partículas en la otra.
- (2) **Topografía de la superficie:** El parámetro de rugosidad de la superficie, como la rugosidad promedio, Ra, se utiliza para describir una topografía de la superficie. Sin embargo, un solo parámetro de rugosidad no puede describir una característica funcional como la fricción, y es posible que dos topografías de



superficie puedan tener el mismo Ra, pero sus características de fricción podrían ser significativamente diferentes.

- (3) **Estructura cristalina:** El efecto de la estructura cristalina del material sobre la fricción depende de la facilidad con que el material pueda sufrir deformación plástica. La facilidad de la deformación plástica de un material depende de la cantidad de sistemas de deslizamiento disponibles.
- (4) **Endurecimiento por deformación y dureza:** El efecto de la dureza sobre la fricción se atribuye al hecho de que la falta de deformabilidad plástica de los metales duros, con la consiguiente disminución de la capacidad de adherencia de los metales, da como resultado una baja fricción.
- (5) **Módulo elástico y de cizallamiento:** Cualquier aumento en el módulo elástico da como resultado una disminución en el área real de contacto y, por lo tanto, reduce la adherencia y la fricción.
- (6) **Energía superficial:** En condiciones de limpieza en seco, la adherencia y la fricción dependen en gran medida de la energía superficial de los materiales. Los metales que tienen altas energías superficiales forman capas adsorbidas al reaccionar con moléculas gaseosas y líquidas en el aire.
- (7) **Carga normal:** Algunos metales (por ejemplo, Cu, Al) que se oxidan con aire muestran menor fricción a bajas cargas como resultado de la formación de película de óxido que separa efectivamente las dos superficies metálicas y presenta una alta fricción a altas cargas debido a la descomposición de la película de óxido.
- (8) **Velocidad de deslizamiento:** Las altas velocidades de deslizamiento dan como resultado un calentamiento por fricción de la superficie y, por lo tanto, la formación de una capa fundida delgada en los contactos de aspereza, lo que reduce la resistencia al corte en el contacto, lo que resulta en un coeficiente de fricción muy bajo.
- (9) **Medio ambiente:** En condiciones ambientales normales, la mayoría de los metales se oxidan y forman películas de óxido, por lo general entre 1 y 10 nm de espesor a los pocos minutos de la exposición de



superficies limpias. Estas películas de óxido actúan como una película de baja resistencia al corte y minimizan el contacto metal-metal y, por lo tanto, conducen a una baja fricción.

- (10) **Temperatura:** Un aumento en la temperatura generalmente produce un ablandamiento del metal. Cuando aumenta la temperatura de un metal deslizante, se producen varios efectos. Las propiedades mecánicas de los metales en contacto cambiarán, la velocidad de oxidación aumentará y se podrá producir una transformación de fase. Todos estos factores influirán en el comportamiento de fricción.

2.4.4 Factores que afectan el desgaste.

Carga normal: El aumento de la carga normal da como resultado un aumento en el área real de contacto y del número de uniones adhesivas. Se puede afirmar que la pérdida de desgaste es proporcional a la carga normal aplicada durante el deslizamiento.

Velocidad de deslizamiento: En condiciones de deslizamiento en seco, al aumentar la velocidad de deslizamiento, el calor generado por la fricción se vuelve más oxidante y forma una película de óxido en la interfaz. Esta película de óxido sirve como lubricante que reduce la tasa de desgaste. Normalmente, la tasa de desgaste de los metales disminuye con la velocidad de deslizamiento tanto en deslizamiento seco como lubricado.

Temperatura: La respuesta de los metales al incremento de la temperatura es una mayor reactividad química en la superficie de los metales, alterando así la microestructura cambiando las propiedades física y mecánicas de los metales.

Medio ambiente: Si el medio en el que se está llevando a cabo el desgaste hace que se forme una película de óxido, la película afecta el contacto entre metal-metal, la tasa de desgaste disminuirá.

Dureza: En los materiales más duros resistentes al corte y la penetración, la tasa de desgaste es menor.

Módulo elástico: Los materiales que tienen un módulo elástico alto tienen disminuye el área de contacto, por lo que se produce una baja adherencia y desgaste.



Resistencia a la fractura: Una resistencia alta a la fractura provoca una alta resistencia al desgaste.

Estructura cristalina: Metales con un menor número de sistemas de deslizamiento tiene una tasa de desgaste menor que los materiales con mayor número de sistemas de deslizamiento.

Difusividad térmica: Si un metal tiene una difusividad térmica baja, no puede disipar el calor por fricción de la interfaz, esta acumulación térmica degrada la resistencia mecánica de un metal y provoca un alto desgaste.

2.4.5 Correlaciones entre desgaste y fricción.

La fricción y el desgaste son dos tipos de respuestas en un sistema tribológico, que no siempre están relacionados proporcionalmente, es decir, que no en todos los casos a mayor coeficiente de fricción hay un mayor desgaste en el material. Estas dos respuestas están relacionadas entre sí por las propiedades de los materiales y son proporcionales entre sí en algunos puntos en condiciones normales de deslizamiento.

2.5 Ensayo de pin sobre disco (pin-on-disk) para evaluar la tasa de desgaste.

Este método de ensayo sirve para la determinación de la resistencia al desgaste de un material en contacto con un paño, papel o película de plástico abrasivo. Los tipos de abrasivo que se pueden utilizar corresponden a carburo de silicio, alúmina, granate, pedernal u otras sílices. Así mismo, el tamaño de partícula del abrasivo debe de estar dentro de un rango de 65 a 175 μm . Durante el ensayo, el material al cual se le quiere saber su resistencia al desgaste está en contacto en posición perpendicular con un disco plano que está en movimiento (**Figura 2.9**). La probeta que se utiliza es un cilindro, con un diámetro de 6.35 mm y una altura de 3 cm, que se pesa antes y después de cada ensayo. El pin del material a estudiar se presiona contra la superficie del disco con un peso muerto o un sistema de pesos. Los datos que se reportan son las pérdidas de peso de cada probeta en que se realizó el ensayo durante intervalos de tiempo, donde se recomienda que la probeta se mueva por toda la superficie abrasiva para que se realice un desgaste homogéneo. Las variables que modifican la tasa de desgaste son el peso aplicado, las características de la máquina, la velocidad de deslizamiento, el ambiente y las propiedades del material.

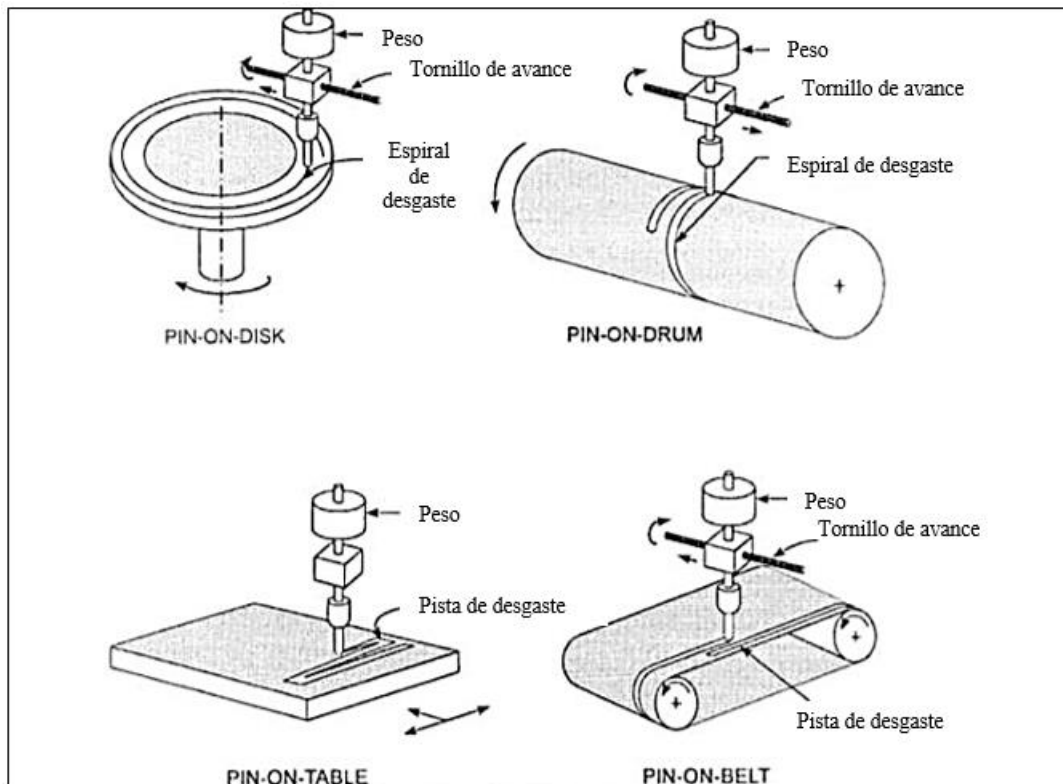


Figura 2.9. Esquemas de diferentes tipos del ensayo de desgaste [7].

En el esquema de desgaste que se presente en la **Figura 2.10a** se puede observar cómo es que el sistema de pesas está conectado al pin por medio de un brazo movable, el cual estabiliza la carga y el contacto que tiene con el pin, además de dar una posición estable sobre la huella de desgaste. La muestra en este experimento se mantiene en una sola posición mientras que el disco, que tiene el papel abrasivo, rota. En la **Figura 2.10b** se muestra cómo se forma la pista de desgaste en el disco durante el ensayo. Finalmente, para calcular la tasa de desgaste del material a estudiar se mide la masa que pierde la muestra en intervalos de tiempo, donde también se debe de limpiar el pin y el disco para poder reiniciar el ensayo.

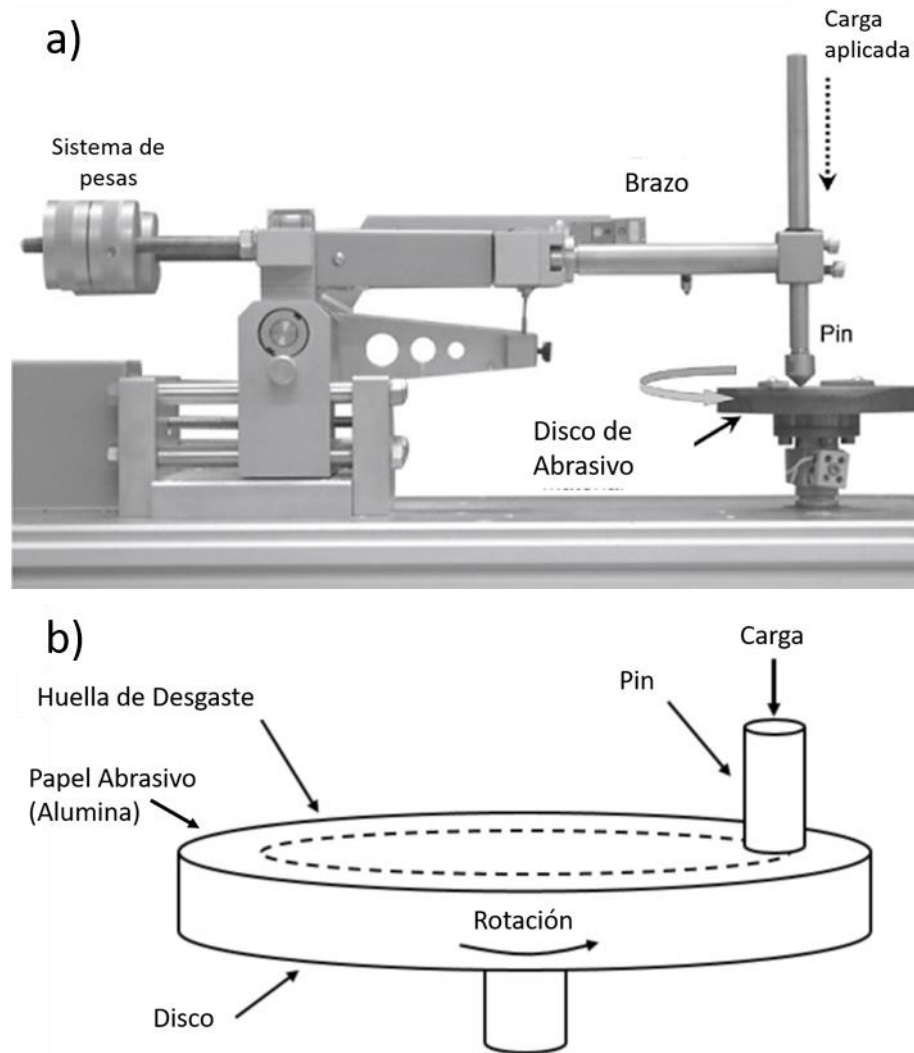


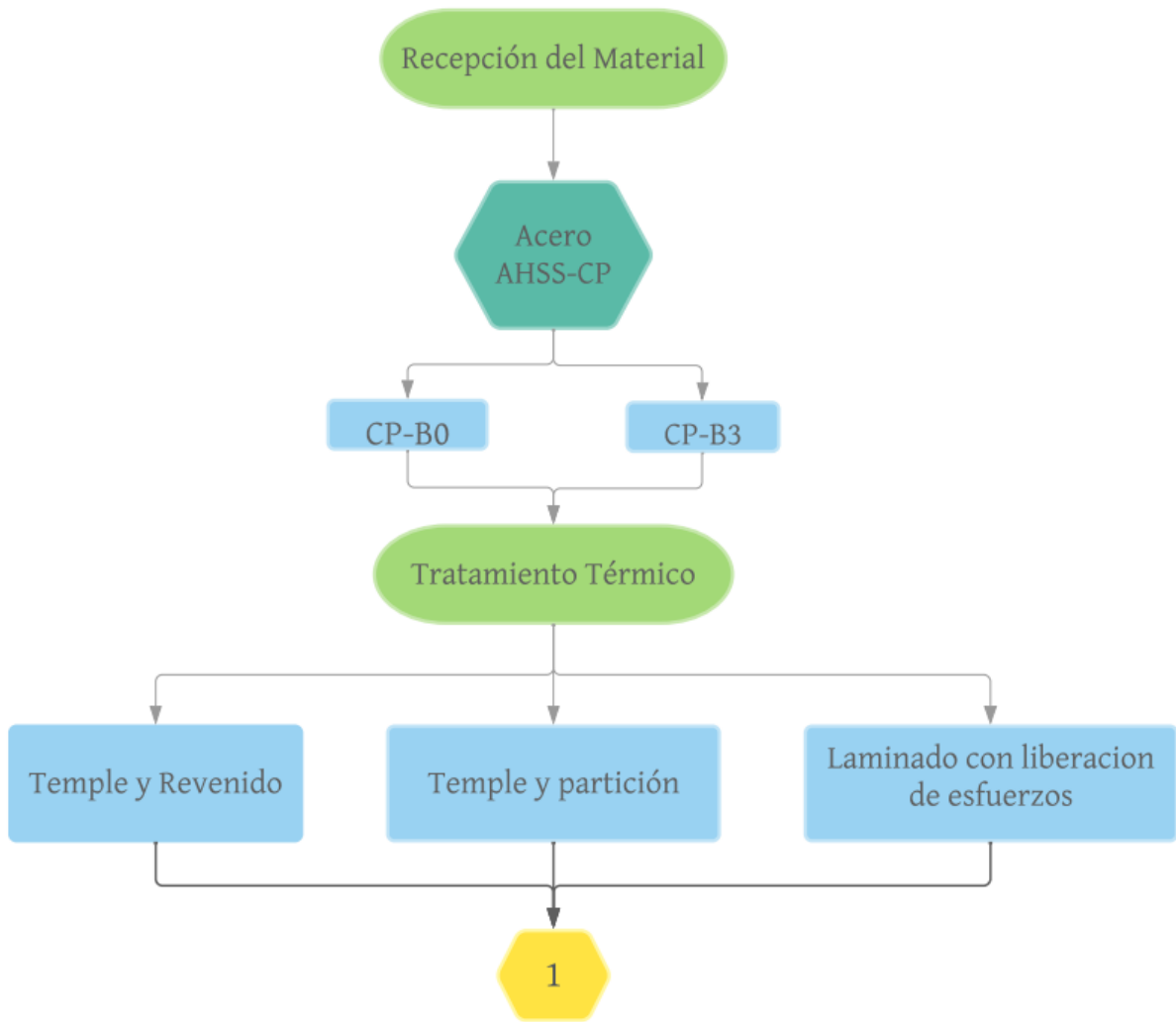
Figura 2.10. Esquema de desgaste de pin-on-disk [29,30].

CAPÍTULO III

DESARROLLO EXPERIMENTAL.



A continuación, en la **Figura 3.1** se presenta el diagrama de flujo del desarrollo experimental implementado en el presente trabajo. Así mismo, se resalta que los aceros avanzados de fase compleja (CP) fueron previamente fabricados en el grupo de trabajo, y este trabajo se estudiaron los aceros CP tanto de referencia (B0) como microaleado con 60 ppm de B (B3). La **Tabla 3.1** muestra la composición química de éstos.



Continuación ...

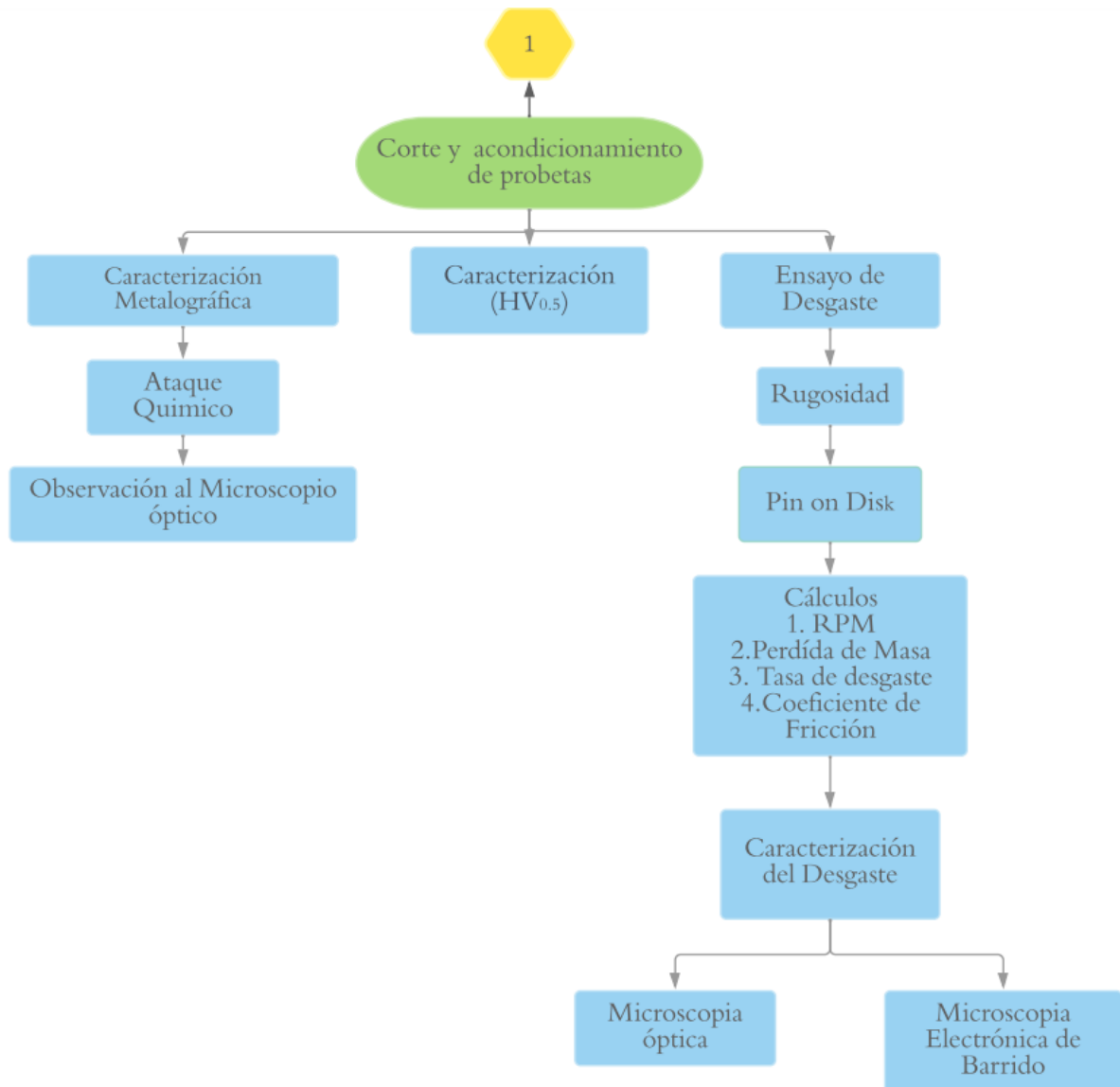


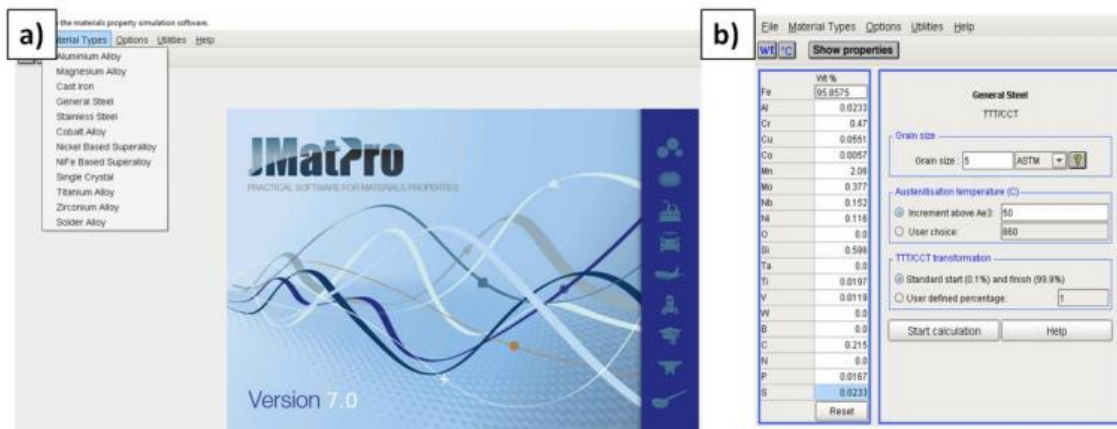
Figura 3.1. Diagrama de flujo del procedimiento experimental del ensayo de desgaste realizado.

Tabla 3.1. Composición química de los aceros de fase compleja a estudiar (% en peso).

CP-B0										
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Nd	Cu	B
0.2154	0.596	2.060	0.0167	0.0233	0.4702	0.3772	0.1157	0.1523	0.0551	0
CP-B3										
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Nd	Cu	B
0.19	0.612	2.012	0.0161	0.0231	0.4654	0.3734	0.1134	0.1434	0.0531	0.0059

3.1 Predicción de fases y diagramas teóricos TTT.

Dado que el acero CP que se utilizó es experimental, diseñado en el grupo de trabajo, no existen diagramas de transformación de fases reportados en la literatura especializada. Por esta razón, con el empleo del software JMatPro y de la composición química se calcularon los diagramas de transformación TTT para cada acero CP, fijando un tamaño de grano de 5 ASTM a una temperatura de austenización de 950 °C. La base de datos que se seleccionó en el JMatPro fue la de “general steels”. La intención de este cálculo es estimar las líneas de transformación de los aceros y, más específicamente, conocer la temperatura a la cual se da el inicio de la transformación martensítica (M_s) y el final de dicha transformación (M_f). Así mismo, también se puede saber qué tanta templabilidad tiene el acero CP; es decir, el tiempo disponible para templar rápidamente el acero hasta temperatura ambiente. En la **Figura 3.2** se muestra algunas de las interfaces del software JMatPro para el cálculo de los diagramas.

**Figura 3.2.** Interfaz de usuario del software JMatPro: a) Panel principal y b) Datos de la composición química y selección de tipo de cálculos.



3.2 Corte y acondicionamiento de probetas en la condición de colada.

Para desarrollar el proyecto de desgaste, inicialmente las muestras de acero avanzado de fase compleja (CP) se recibieron en dos condiciones (previamente realizadas en el grupo de trabajo): i) En condición de colada y ii) En condición de laminado en caliente y en frío. Por un lado, de los aceros en la condición de colada se obtuvieron probetas cilíndricas de 2.5 cm de espesor por 1 cm de diámetro. Por otro lado, en el caso del material laminado, el espesor de la sección transversal fue de 2.5 mm, manteniendo el diámetro de 1 cm. Cabe resaltar que se obtuvieron 4 probetas para cada acero en cada condición, dando un total de 24 probetas para aplicar los diferentes tratamientos térmicos. Así mismo, se resalta que los ensayos de desgaste “pin-on-disk” se ejecutan con un set de 3 probetas; por lo que, la cuarta probeta se empleó para la medición de la rugosidad y la caracterización microestructural y mecánica después del tratamiento térmico.

3.3 Diseño y ejecución de tratamientos térmicos.

A continuación, se presentará la manera en que se diseñó y se aplicó el tratamiento térmico de temple y revenido (TR) y temple y partición en un paso (Q&P-P1), para los aceros en condición de colada y, de liberación de esfuerzos (LE), para el caso de los aceros laminados. Antes de hacer el tratamiento térmico se pintaron las probetas con una pintura de óxido de zirconio con la finalidad de reducir la descarburación superficial.

3.3.1 Temple y revenido y Temple y partición.

El tratamiento térmico de temple y revenido (TR) se realizó según el ciclo térmico mostrado en la **Figura 3.3**. En el caso del temple, las probetas de los diferentes aceros se calentaron en una mufla y éstas se llevaron hasta una temperatura de austenización de 910 °C, la permanencia fue de una hora con la intención de promover cinéticamente la descomposición de la microestructura de colada. Una vez transcurrido dicho tiempo, el enfriamiento se hizo en aceite. Posteriormente, se aplicó el revenido, el cual consistió en un calentamiento hasta una temperatura de 600 °C con una permanencia de 1.5 horas y el enfriamiento se hizo al aire.

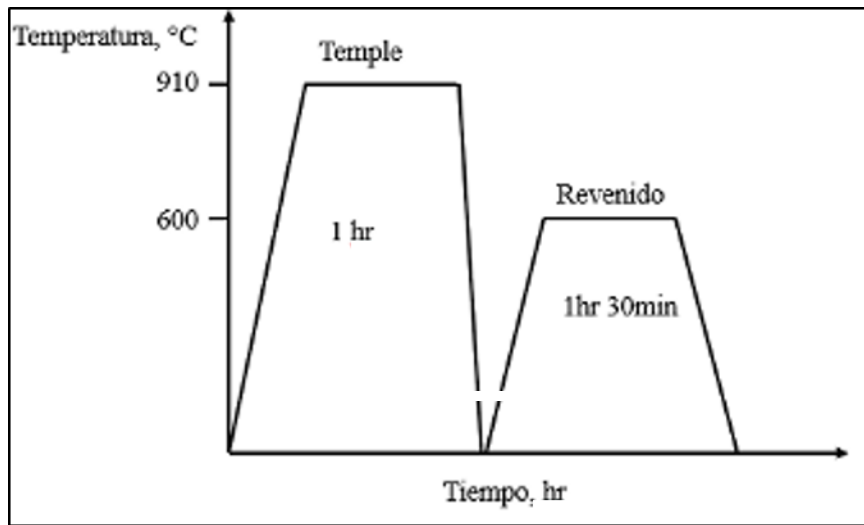


Figura 3.3. Ciclo térmico para el temple y revenido (TR).

Así mismo, el tratamiento de temple y partición de un paso (Q&P-P1) se realizó siguiendo el ciclo térmico mostrado en la **Figura 3.4**. Para ello, primero se llevó el material a una temperatura austenización de 1006 °C, donde estuvo en mantenimiento por una hora, considerando la misma situación para destruir la microestructura de colada. Después se hizo el temple parcial en un baño de sales a una temperatura de 400 °C donde permaneció durante 6 min para posteriormente enfriarse rápidamente en aceite hasta temperatura ambiente. Cabe resaltar que para determinar la temperatura de temple se utilizaron los valores de M_s y M_f que se calcularon con JMatPro.

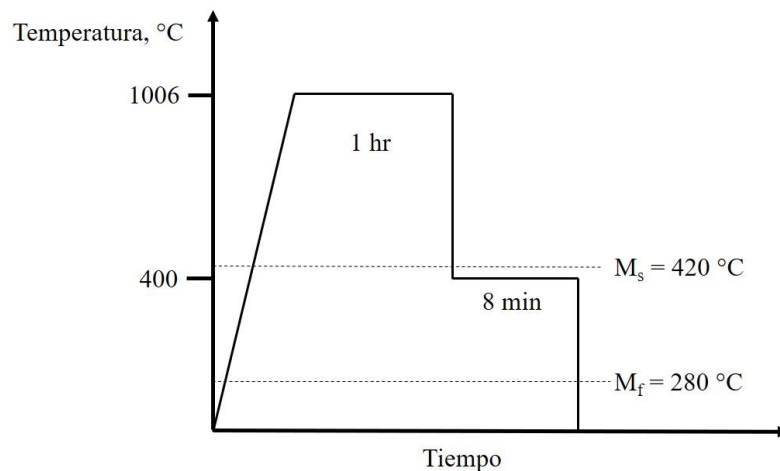


Figura 3.4. Ciclo térmico del tratamiento térmico de temple y partición de un paso (QP-P1).

3.3.2 Deformación plástica con tratamiento de liberación de esfuerzos.

El tratamiento de liberación de esfuerzos (LE) se realizó a las probetas de acero CP en la condición de laminado (caliente + frío), ya que el material se encuentra en un estado saturado de dislocaciones como consecuencia de la deformación plástica. Así, la temperatura máxima de calentamiento fue de 550 °C por tres horas y, donde posteriormente el enfriamiento se hizo al aire (ver **Figura 3.5**).

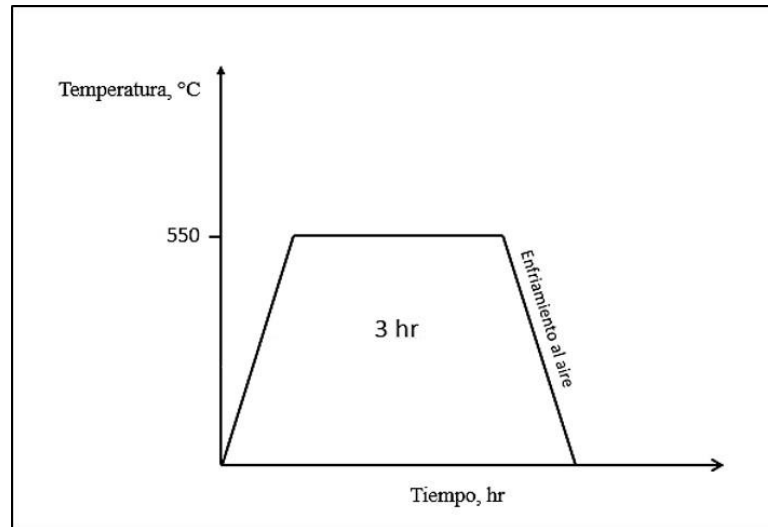


Figura 3.5. Ciclo térmico de liberación de esfuerzos (LE).

3.4 Caracterización microestructural en la condición de tratamiento térmico por microscopía óptica.

A partir de los cilindros obtenidos ya en la condición de tratamiento térmico (ver **Figura 3.6**), se procedió a hacer la preparación metalográfica primero realizando el desbaste con lijas de SiC del número 120, 220, 340, 400, 600, 100, 1200, 1500 y 2000. Luego, éstas se pulieron con alúmina de 1 y 0.3 μm , respectivamente, y el ataque químico que se realizó empleando el reactivo Lepera, el cual está compuesto por una solución acuosa 50 mL al 1% de metabisulfito de sodio ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$), junto con una disolución de ácido pícrico al 4% con etanol. Finalmente, se caracterizó la microestructura de los aceros CP empleando un microscopio óptico con banco metalográfico a varios aumentos (por ej., 10, 20, 50 y 100X).

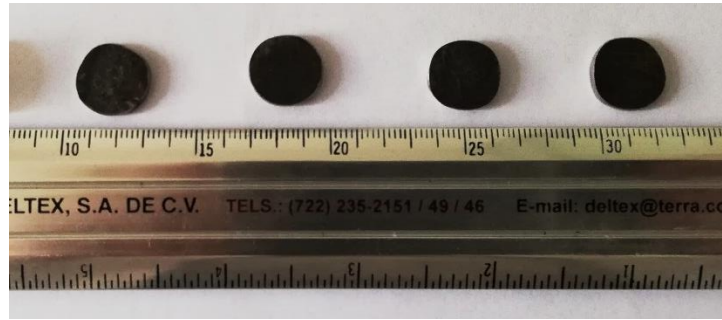


Figura 3.6. Probetas planas cilíndricas para los ensayos de desgaste después del tratamiento térmico.

3.6 Caracterización mecánica mediante ensayos de microdureza (HV).

Empleando las probetas de la caracterización microestructural, se procedió a realizar mediciones de microdureza Vickers. Para ello, se hicieron 9 indentaciones, separadas 1 mm entre sí, a lo largo del diámetro de la probeta. La carga que se empleó fue de 500 gf por un tiempo de aplicación de tiempo de 10 s (ver **Figura 3.7**).



Figura 3.7. Microdurómetro NOVOTEST TC-MCV-1A.

3.7 Acondicionamiento de probetas para el ensayo de desgaste.

Para poder realizar el ensayo de desgaste se maquinaron, bajo norma, los pines porta probetas cilíndricas planas (ver **Figura 3.8a**). Así mismo, cada set de probetas para ensayos de desgaste (cilindros planos) se prepararon superficialmente por la técnica convencional de desbaste y pulido, donde el pulido fino se realizó con pasta de

diamante de $0.1\ \mu\text{m}$, con la intención de guardar homogeneidad en la condición rugosa de la superficie de ensayo de cada set de probetas y entre ellas mismas. Terminado esto, todas las probetas se limpiaron en baño de ultrasonido por 15 minutos. Posteriormente, éstas se pegaron con resina epóxica a la superficie de los pines porta probetas para lograr la configuración que marca la norma ASTM G132-99 (ver **Figura 3.8 b y c**) para ensayos de desgaste “pin-on-disk” y, así poder usarlos en la máquina de desgaste. En la **Figura 3.8c** se puede observar cómo los 3 pines (un set de probetas para el ensayo) se colocaron en el disco porta muestras para el posterior ensayo de desgaste en la máquina de desgaste. De igual manera, la **Figura 3.9** muestra las dimensiones del disco de desgaste como de la probeta para ensayos de desgaste por la técnica de “pin-on-disk”.

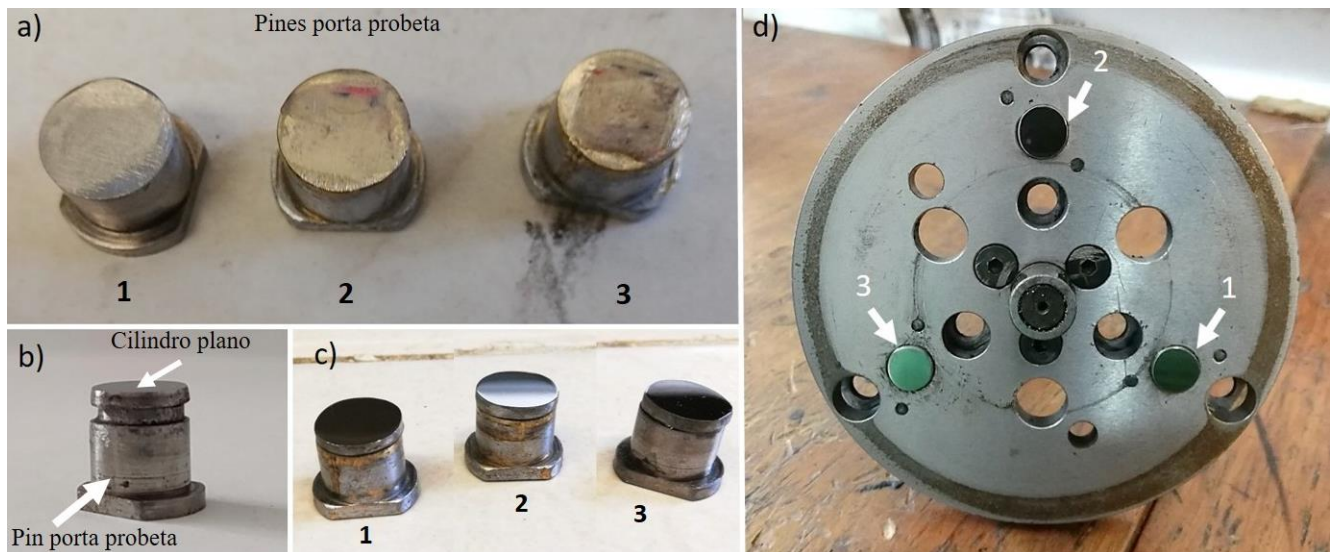


Figura 3.8. a) Pines porta probetas cilíndricas planas (sin probeta), b) Configuración del pin en condiciones para ensayarse a desgaste (con probeta pegada), c) Set de pines para el ensayo de desgaste y d) Colocación de pines (1, 2 y 3) en la parte del cabezal (disco) de desgaste de la máquina de desgaste.

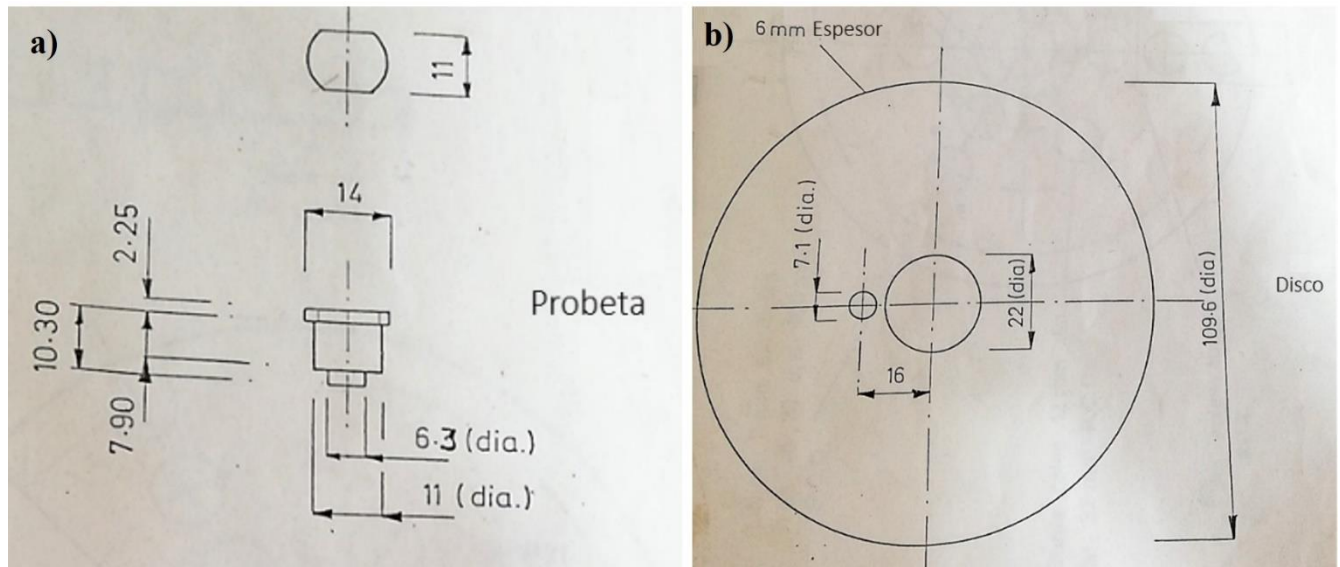


Figura 3.9. a) Medidas del disco y b) Medida de la probeta. (en mm).

3.7.1 Operaciones realizadas antes de ejecutar los ensayos de desgaste.

A continuación, se muestra el procedimiento de las operaciones que se realizaron en las probetas para desgaste previas a dicho ensayo.

3.7.2 Medición de la rugosidad superficial.

La rugosidad está concentrada en todas aquellas irregularidades que forman el relieve de la superficie real y que, convencionalmente, se definen dentro de una zona, en la que se eliminan las desviaciones o errores de forma y las ondulaciones. En otras palabras, la rugosidad es la medición de la textura superficial y está definido como la media aritmética de los valores absolutos de las coordenadas de los puntos del perfil de rugosidad, en relación a la línea media, dentro de una longitud de medición. La rugosidad afecta el comportamiento de la superficie frente al rozamiento, desgaste, rodadura, lubricación, corrosión, etc. Por esta razón es que se decidió medir la rugosidad de los aceros CP, ya que la condición superficial de los aceros tras los tratamientos térmicos enmascara, por efecto de la capa de oxidación, la superficie burda de corte o de laminado. Así mismo, con fines de comparación y homogeneidad de mismas condiciones superficiales, es que se decidió pulir a espejo, con pasta de diamante de $0.1 \mu\text{m}$, la superficie de contacto del cilindro plano que se pegó al porta probetas para los ensayos de desgaste. Es decir, lograr obtener un referente topológico en la superficie de todas las probetas.

Así, la medición de la rugosidad consistió de los siguientes pasos: i) Medición un perfil completo con una longitud de evaluación normalizada igual a 5 mm, ii) Filtración de la señal para eliminar la ondulación y iii) Establecimiento de la línea media (línea que separa áreas iguales en los picos y en los valles). Para lograr esto, se empleó un rugosímetro Mitutoyo SJ-210, el cual consta de una aguja de diamante, un captador que registra los movimientos verticales de la aguja, un patín que sirve de filtro mecánico y un motor que empuja y arrastra un pistón cilíndrico. Además, el rugosímetro también cuenta con colector electrónico de datos, los procesa y genera los valores de los parámetros deseados; en este case de rugosidad aritmética (R_a). La **Figura 3.11** se ilustran las características más sobresalientes del rugosímetro.

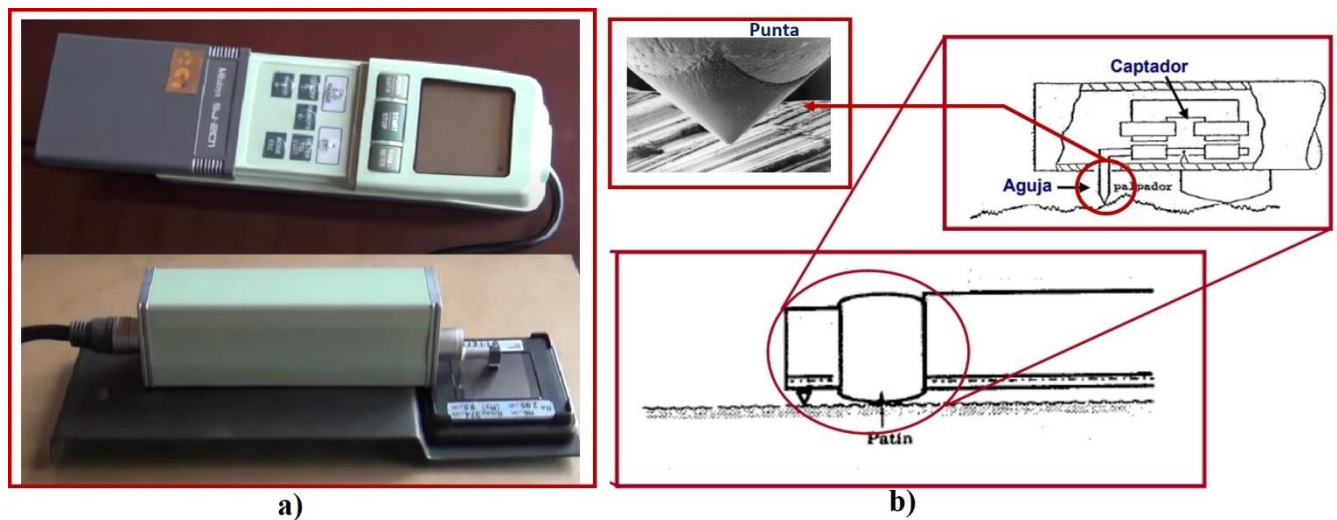


Figura 3.10. a) Rugosímetro Mitutoyo SJ-210 y b) Metrología asociada a la rugosidad.

3.7.3 Medición de la masa.

Previo a la pegado de los cilindros planos de cada acero CP en cada condición térmica, a éstos y a los mismos pines porta probetas se les midió la masa, así como una vez que se pegaron los cilindros planos a cada pin. La medición se realizó en una balanza analítica EXPLORER OASIS, la cual tiene una precisión de 4 dígitos después del punto decimal.



3.8 Diseño y ejecución del ensayo de desgaste pin-on-disk

En esta parte se presentan los parámetros con los cuales se realizó el ensayo de desgaste “pin-on-disk”.

3.8.1 Condiciones de ensayo.

En la **Tabla 3.2** se presentan las condiciones en las que se realizaron los ensayos de desgaste. También en la **Figura 3.11** se muestra el disco de desgaste que se utilizó, resaltándose que este disco de desgaste fue obtenido pegando de manera encimada 4 discos de corte abrasivo marca Truper para corte de metal, los cuales tienen un diámetro de 115 mm y un espesor de 1.5 mm, que en total generó un espesor de 6 mm. Se decidió hacer esto porque el disco de desgaste original de la máquina de desgaste, acero D2 nitrurado, era más suave que las probetas de acero CP a ensayar; es decir, al correr los ensayos el desgaste se presentaba en el disco de acero. A saber, éste se marcaba con la forma de las probetas y las probetas sufrían muy poco deterioro. Este deterioro se solucionaba regresando al pulido fino. Así mismo, los ensayos se realizaron en seco.

Tabla 3.2. Matriz de experimentos para los ensayos de desgaste “pin-on-disk”.

MATRIZ DE EXPERIMENTOS		
Acero CP	Tipo de tratamiento térmico	Condiciones de ensayo (carga, velocidad, tiempo)
CP-B0	Liberación de esfuerzos (LE)	24.525 N, 0.471 m/s y 2.544 km por 3 h
	Temple y Revenido (TR)	
	Temple y Partición (Q&P-P1)	
CP-B3	Liberación de esfuerzos (LE)	24.525 N, 0.471 m/s y 2.544 km, por 3 h
	Temple y Revenido (TR)	
	Temple y Partición (Q&P-P1)	

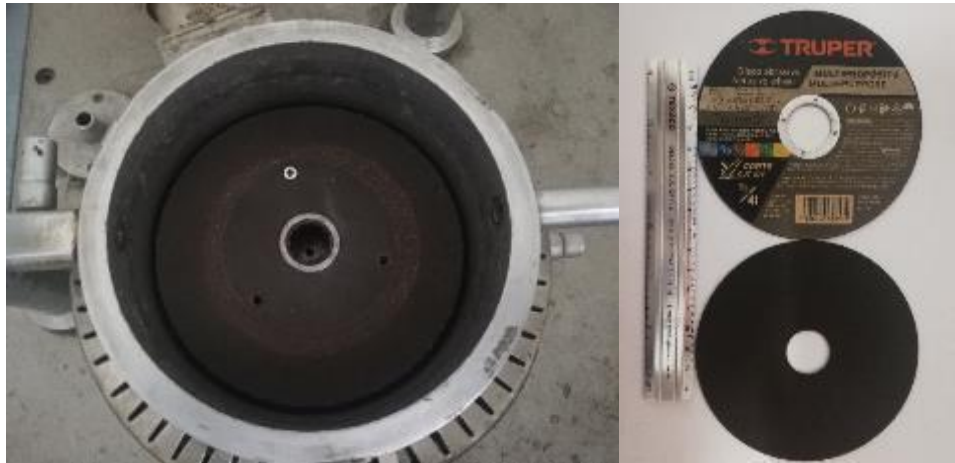


Figura 3.12. a) Apariencia del ensamble del disco de desbaste en la cámara de ensayo y b) Discos de corte abrasivo para metal de Al_2O_3 .

3.9 Ejecución del ensayo de desgaste pin-on disk.

Se realizó en una maquina donde se colocaron tres probetas a la vez en un porta probetas, y en el fondo un disco de desgaste que gira a una velocidad de 0.471 m/s, se colocan en la máquina y donde se nivelo el brazo de la maquina con un peso de 2.5 kg antes de encender la máquina, para después de 30 min apagar la máquina y desmontar el brazo de la máquina y sacar las probetas para poder medir la masa que se perdió en él proceso. (Figura 3.13).



Figura 3.13. Sistemas de desgaste.

3.10 Caracterización del desgaste.

A continuación, se describe la manera en que se hizo la caracterización del desgaste presente en las probetas.

3.10.1 Pérdida de masa.

Con la intención de conocer la pérdida de masa, los pines completos (probeta cilíndrica plana pegada en el pin) se pesaron en una balanza analítica, haciendo esto cada 30 min desde el inicio y durante el ensayo hasta completar 3 h de ensayo.

3.10.2 Microscopia óptica.

Se realizó un análisis de la superficie de las probetas después de haberse realizado el ensayo de desgaste empleando un estereoscopio, para poder observar cómo ocurrió el desgaste en las diferentes probetas de acero CP, así como los cambios que hubo en la superficie de las probetas según el tratamiento térmico y las probetas que estaban microaleadas con boro y las que no. En la **Figura 3.14** se presenta la imagen del estereoscopio usado en este proyecto.



Figura 3.14 Microscopio estereográfico.

3.10.3 Microscopia electrónica de barrido (MEB).

De cada set de probetas ensayadas a desgaste, se seleccionó una de cada condición para poder hacer una observación más de certera de las zonas de mayor interés (zonas con mayor rayado en la superficie desgastada de la probeta). También, durante la caracterización del desgaste, se le realizaron análisis químicos puntuales y mapeos químicos por EDS para conocer qué elementos se encontraban asociados a los surcos entre el rayado ocasionado por el desgaste abrasivo. Este mismo análisis se centró en la identificación de aquellos productos formados como consecuencia del desgaste abrasivo, como puede ser la formación de cúmulos de óxido.

CAPÍTULO IV

RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

4.1 Resultados de la caracterización microestructural antes del ensayo de desgaste.

En las **Figuras 4.1** y **4.2** se puede ver la microestructura típica de un acero de fase compleja (CP) constituida por una matriz principalmente bainítica, con algunas fracciones de ferrita y martensita. La diferencia que se pueden notar entre ambas microestructuras es que en la **figura 4.2**, correspondiente a B3, se observa más fracción de ferrita que en las micrografías correspondientes a B0, además de que la pieza de B0 se puede notar una mayor acumulación de deformación por efecto de la laminación. Por este mismo motivo, se observa una microestructura más pequeña que en B3. La flecha negra en la **figura 4.2a** señala la presencia de partículas precipitadas en los bordes de grano, razón por la cual están ordenados en línea, una tras otra. Vera-Aguilar [31] determinó la naturaleza química de estas partículas, al estudiar la aplicación de diversos tratamientos térmicos en estos mismos aceros CP, indicando que en la mayoría de los casos éstas corresponden con carburos de niobio (NbC). Cabe resaltar que estas partículas en la microestructura del acero se observan más burdas que otras partículas. También en este mismo trabajo, utilizando el programa JMatPro, los posibles precipitados que presenta este acero CP, de acuerdo con la composición química para los aceros que se estudiaron B0 y B3, la temperatura a la cual comienza la formación de austenita es de 1480 °C y disminuye a partir de 820 °C. En el caso de la ferrita el mayor porcentaje que se alcanza es del 98% a 680 °C. En el caso de B3 los compuestos de boro que se presentan son M_3B_2 y MB_2C_{32} .

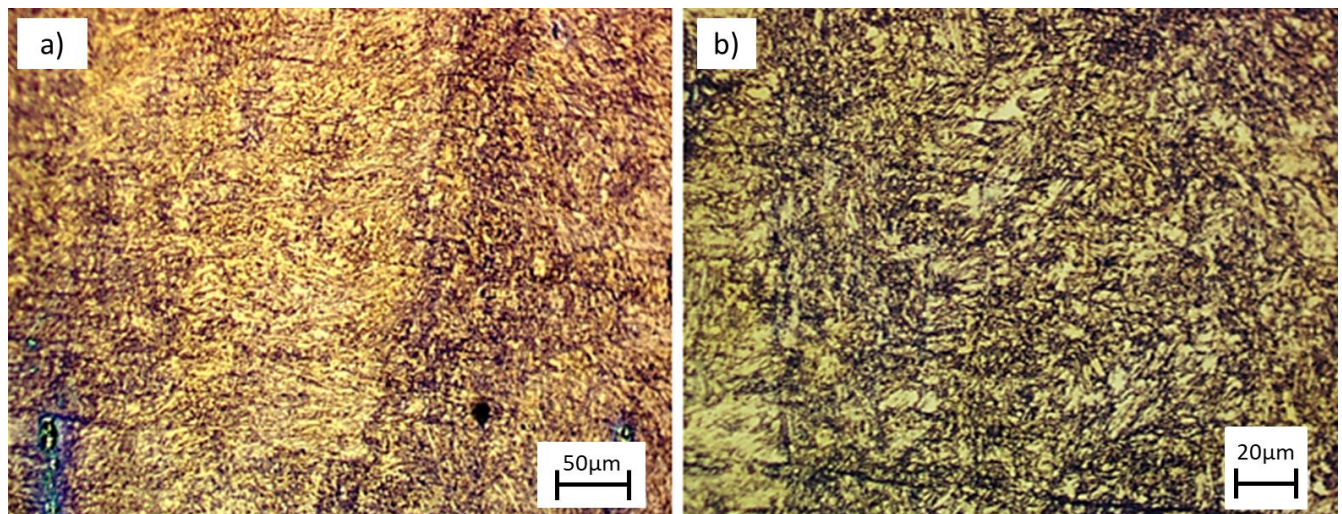


Figura 4.1. Micrografías de la muestra B0 de liberación de esfuerzos (LE): a) 50 μm y b) 20 μm.

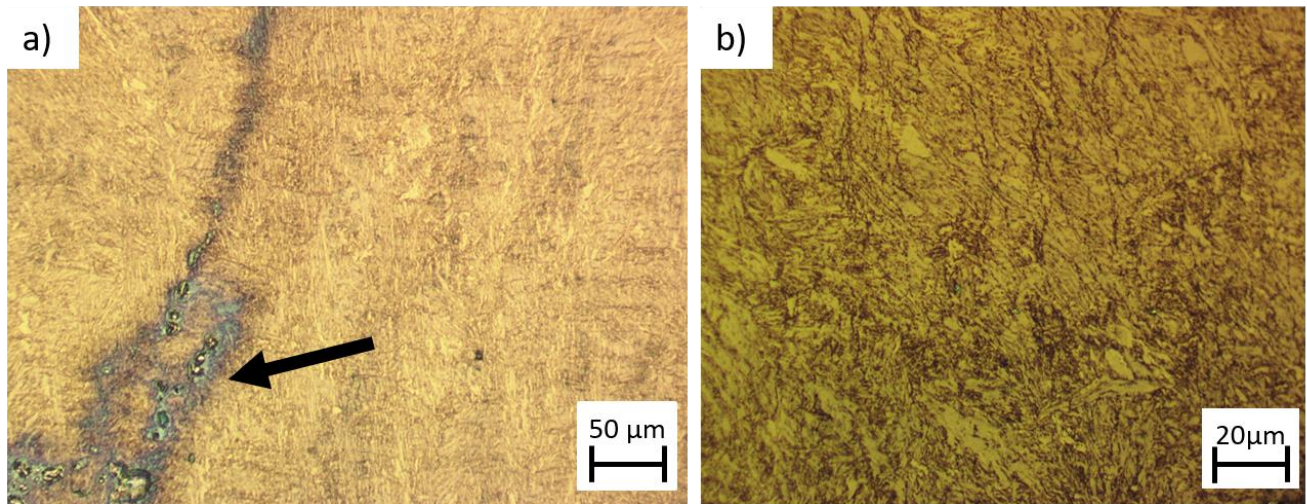


Figura 4.2. Micrografías de la muestra B3 de liberación de esfuerzos (LE): a) 50 μm y b) 20 μm .

En la **figura 4.3a** se presenta la micrografía correspondiente al acero B0 con tratamiento de temple y revenido (TR) a bajos aumentos. En ella se puede observar el efecto secundario que han tenido tanto el mismo ataque químico como la presencia de precipitados para delinear el límite de grano, con esto podemos decir que estos precipitados que se encuentran en el límite de grano ayudan a mejorar la dureza del material, por lo tanto, la resistencia al desgaste aumenta, esto de acuerdo con los resultados obtenidos por Huerta-Hernández [32]. En la **figura 4.3b** se observa la microestructura del acero B0, obtenida a un mayor aumento, donde la forma de la martensita alcanzada durante el tratamiento térmico es alargada y en forma de placa, y gracias a esta morfología, se reduce la concentración de esfuerzos. En cambio, la **figura 4.4** que correspondiente a la micrografía de la aleación B3 se observa una martensita más refinada como consecuencia de la reducción del tamaño de grano que B0. En el grupo de trabajo se ha demostrado que el boro tiene un efecto significativo en el refinamiento del grano desde la solidificación en este acero de fase compleja [33]. Entre ambos tratamientos de LE y TR se puede ver una gran diferencia entre las microestructuras; esto se atribuye a que las primeras micrografías (**Figuras 4.1 y 4.2**) se obtuvieron a partir de una microestructura deformada (laminación en frío) con una posterior liberación de esfuerzos, mientras que las de TR, se trataron térmicamente desde la condición de colada seguido del TR, que pasar por una austenización, lo que hace que la microestructura cambie de un modo más radical, al suscitarse el cambio de fase.

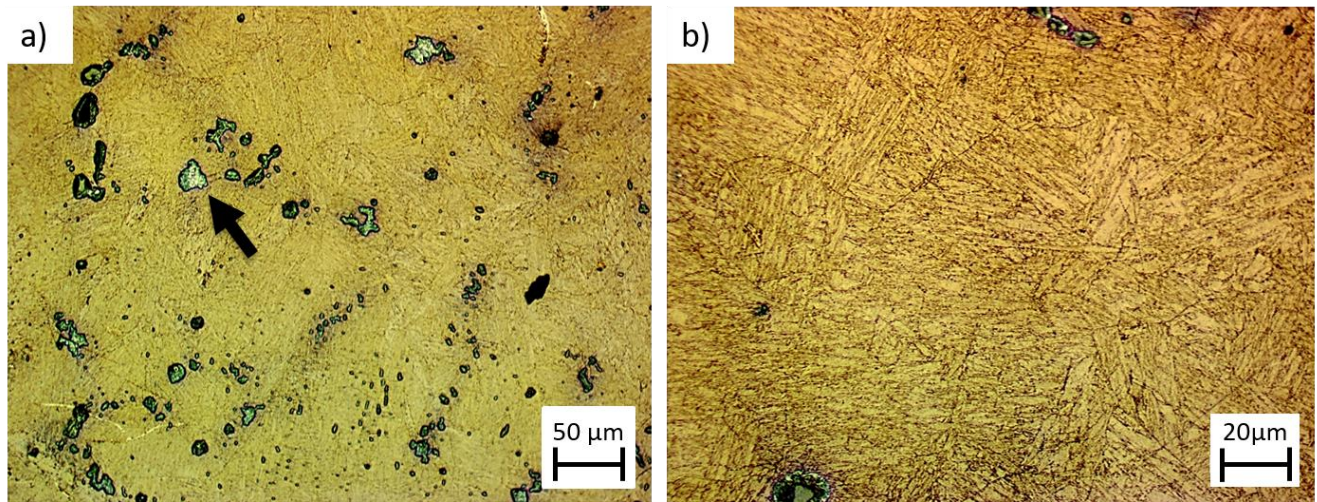


Figura 4.3. Micrografías de la muestra B0 con un tratamiento de temple y revenido (TR): a) 50 μm y b) 20 μm .

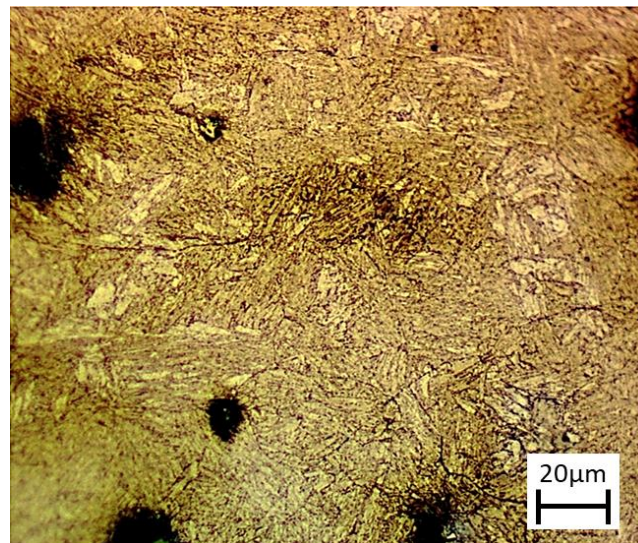


Figura 4.4. Micrografía de la muestra B3 con un tratamiento de temple y revenido (TR).

Por otro lado, en las micrografías que se presentan en las **Figuras 4.5 y 4.6** se observan el efecto del tratamiento térmico de QP de un paso sobre la modificación directa de la microestructura de colada del acero CP. Este tratamiento forma austenita retenida, así como bainita y martensita. Sin embargo, en la **figura 4.5**, que pertenece a B0, se puede ver una mayor cantidad de austenita retenida en el límite de grano en comparación con B3. Además, en esta aleación (B0) no se puede observar con claridad la martensita y la bainita, donde ésta última caracteriza la matriz del acero. En el caso de la aleación B3, que contiene boro, se puede ver una

martensita alargada y delgada, pero con menor austenita retenida en los bordes de grano. La formación de bainita se debe a la partición que se hizo a una temperatura de 400 °C, así como la diferencia en la forma de martensita que existe en los dos tratamientos, LE y Q&P, se debe a la operación o al paso de partición que se realizó.

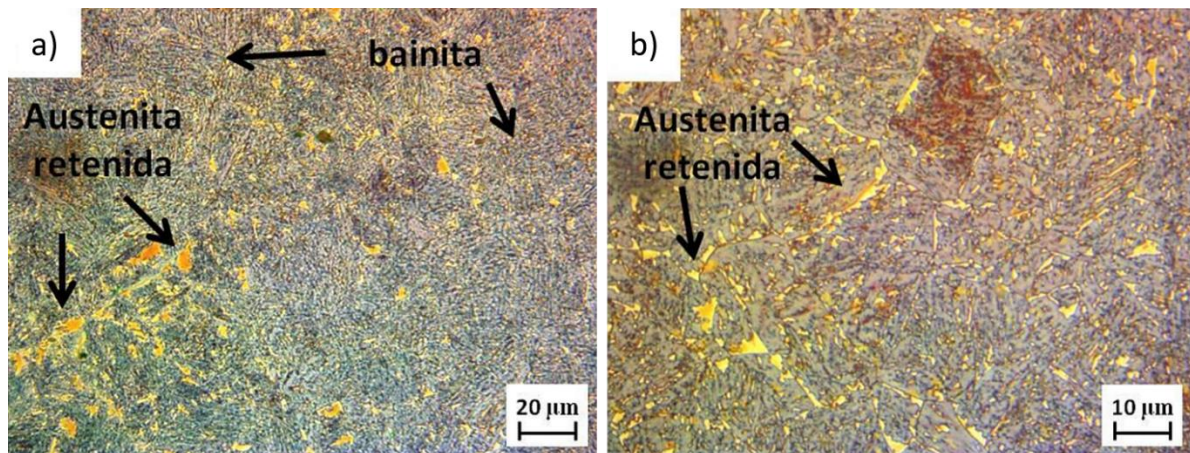


Figura 4.5. Micrografía de la muestra B0 con un tratamiento de temple y partición (QP): a) 20 μm y b) 10 μm.

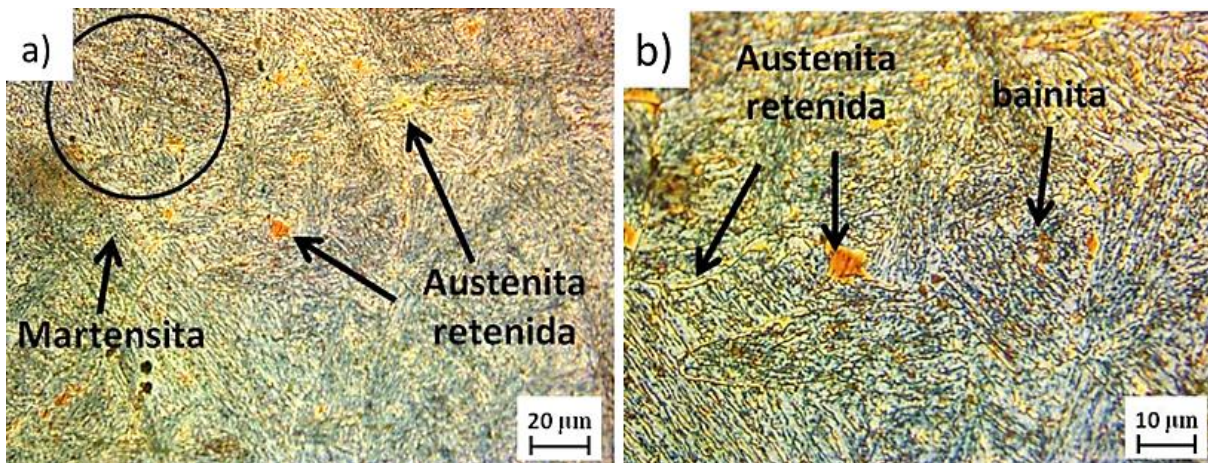


Figura 4.6. Micrografía de la muestra B3 con un tratamiento de temple y partición (QP): a) 20 μm y b) 10 μm.

4.2 Resultados de la rugosidad antes del ensayo de desgaste.

Es evidente que al tratarse de una operación de pulido general para todas las muestras y, que se empleó pasta de diamante de 0.1 μm, todas presentan un perfil similar. Con fines de comparación, en la **Figura 4.7** se puede

observar el perfil de rugosidad que se midió para conocer la uniformidad de la superficie antes de realizar los ensayos de desgaste, tanto para B0 como para B3, respectivamente.

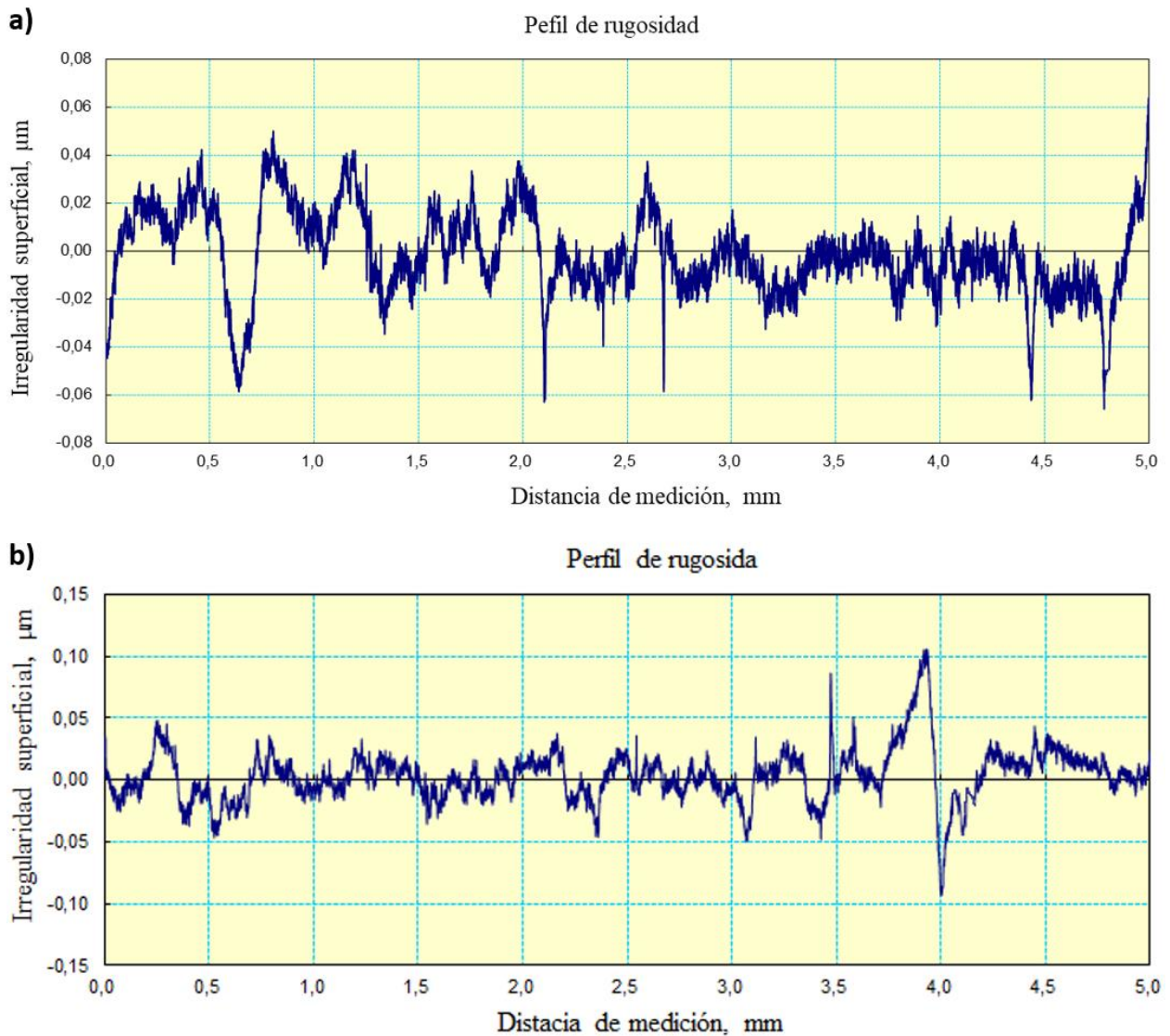


Figura 4.7. Perfil de rugosidades en el acero CP con tratamiento térmico de LE: a) B0 y b) B3.

El empleo del parámetro de rugosidad aritmética (R_a) se da cuando sea necesario el control de la rugosidad de forma continua, donde el acabado presente surcos de mecanizado bien orientados o superficies rectificadas, bruñidas, lapidadas, etc., o en aquellos casos con fines estéticos de poca responsabilidad. Para mayor facilidad

y control, la DIN 4769 [34] divide en grados los diferentes de valores de Ra en μm , siendo muy poca la rugosidad en $0.025 \mu\text{m}$ - N1 y, muy grande en $50 \mu\text{m}$ = N12; donde la numeración creciente de N indica el grado de rugosidad. Para el caso de $0.1 \mu\text{m}$, N tiene un valor de N3, valor tendiente a un valor bajo de rugosidad y correspondiente a una exigencia de calidad superficial con fines especiales (pulido liso).

4.3 Resultados de la caracterización mecánica por microdureza Vickers antes del ensayo de desgaste.

En la **Figura 4.8** se muestran los perfiles de microdureza Vickers para el acero CP LE, tanto para el acero CP-B0 como para el CP-B3. Se puede observar que la muestra que alcanza una mayor dureza es la de B3. Esto se puede atribuir a la microadición de boro que provoca que se endurezca el material un poco más como consecuencia del mismo refinamiento del tamaño de grano, como del trabajo mecánico en frío y como efecto directo del aumento en la población de partículas ricas en boro, por ejemplo, boruros y nitruros. Es importante notar que cada valor individual no guarda homogeneidad a lo largo de la microestructura, sobre todo porque existe una mayor dispersión en los datos que en B0. Por lo tanto, al hacer el promedio de los datos, la dureza de B0 es más baja que la de B3, teniéndose un valor de 446.7 HV para B0 y 467.6 HV para B3.

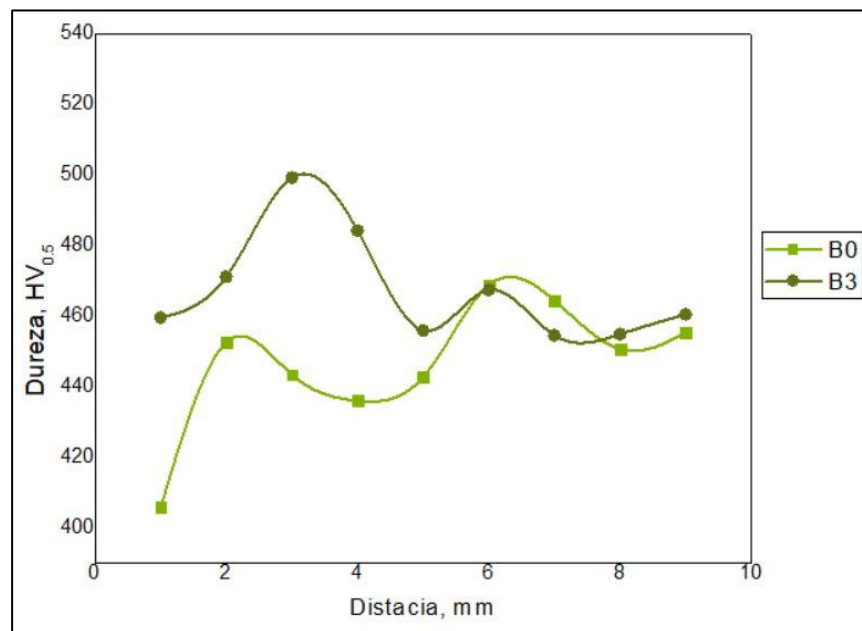


Figura 4.8. Perfil de microdureza de las muestras con liberación de esfuerzos (LE).



Con respecto a los valores de las microdurezas obtenidas en el acero CP con tratamiento térmico de TR (**Figura 4.9**), se observa que B0 tiene en promedio de microdureza un valor de 313.9 HV, mientras que B3 tiene un valor de 318.5 HV. Por lo tanto, B0 tiene una menor dureza, esto se debe a que el boro le da una mayor templabilidad al material, retrasando la formación de ferrita dándole oportunidad a la martensita y bainita que se forme en mayor cantidad; sin dejar por un lado el efecto también benéfico de las partículas de boro que pudieron precipitar en el acero B3. Así mismo, en la **Figura 4.10** se muestran los resultados de la medición de la microdureza en el acero CP sometido al tratamiento de Q&P-P1. Cabe resaltar que las líneas de cada perfil de microdureza nunca se cruzan entre sí ni se tocan y, el promedio de las durezas para B0 es de 297.6 HV, mientras que B3 tiene un valor de 344.6 HV.

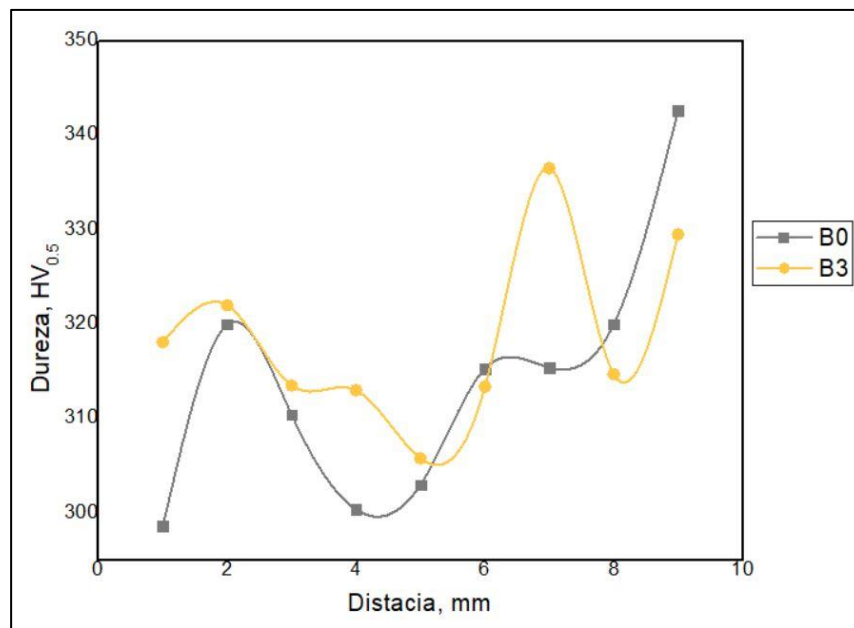


Figura 4.9. Perfil de microdureza de las muestras con temple y revenido (TR).

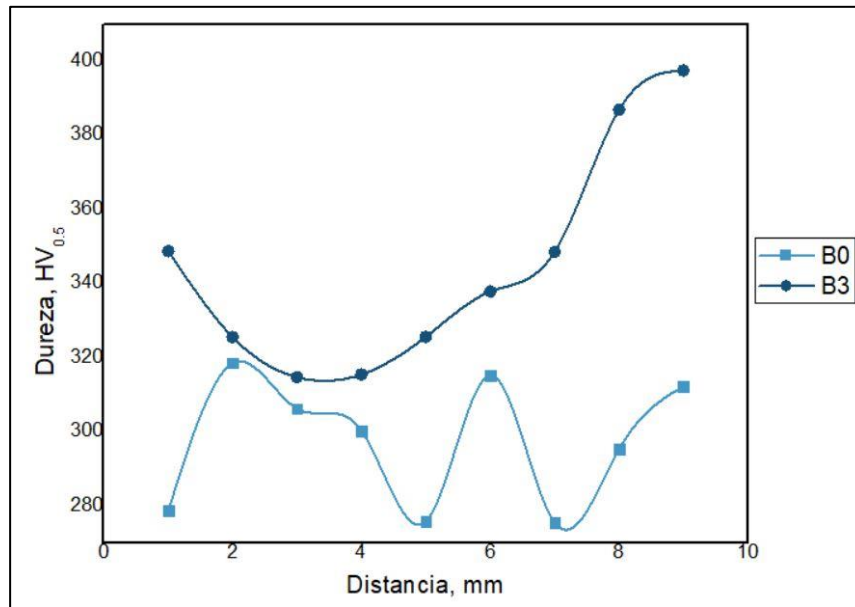


Figura 4.10. Perfil de microdureza de las muestras con temple y partición (Q&P).

De nuevo, la mayor diferencia entre ellas se atribuye a la presencia del boro, siendo la dureza de B0 la menor que se obtuvo en los tres tipos de tratamientos térmicos aplicados, en comparación con el tratamiento de TR el promedio de dureza 318.5 HV de B3 es menor que al de ésta misma aleación, pero en el tratamiento Q&P. Las piezas que tienen una mayor dureza son las del primer tratamiento térmico LE que se realiza, con una dureza de 446.7 HV para B0 y 467.5 HV para B3. Este comportamiento era de esperarse ya que son las piezas de acero que tiene una deformación plástica presente en la microestructura.

4.4 Resultados del ensayo de desgaste pin-on-disk.

A continuación, se muestran los resultados obtenidos a través del ensayo de pin-on-disk.

4.4.1 Perfil de desgaste.

En la **Figura 4.11**, incisos (a y c), correspondiente al acero CP con trabajo en frío y tratado térmicamente con LE, se puede ver que, aunque las probetas de B0 tiene una mayor pérdida de masa que B3, no existe una diferencia tan marcada de la pérdida de masa entre ellos. Así mismo, la tasa de desgaste en las dos aleaciones presenta también poca diferencia entre ellas, obteniéndose para B0 una tasa de desgaste 2.19×10^{-8} y para B3 una tasa de desgaste 3.1×10^{-8} (ver **Figura 4.11**, incisos (b y d)) y, por lo tanto, su comportamiento al desgaste es muy parecido.

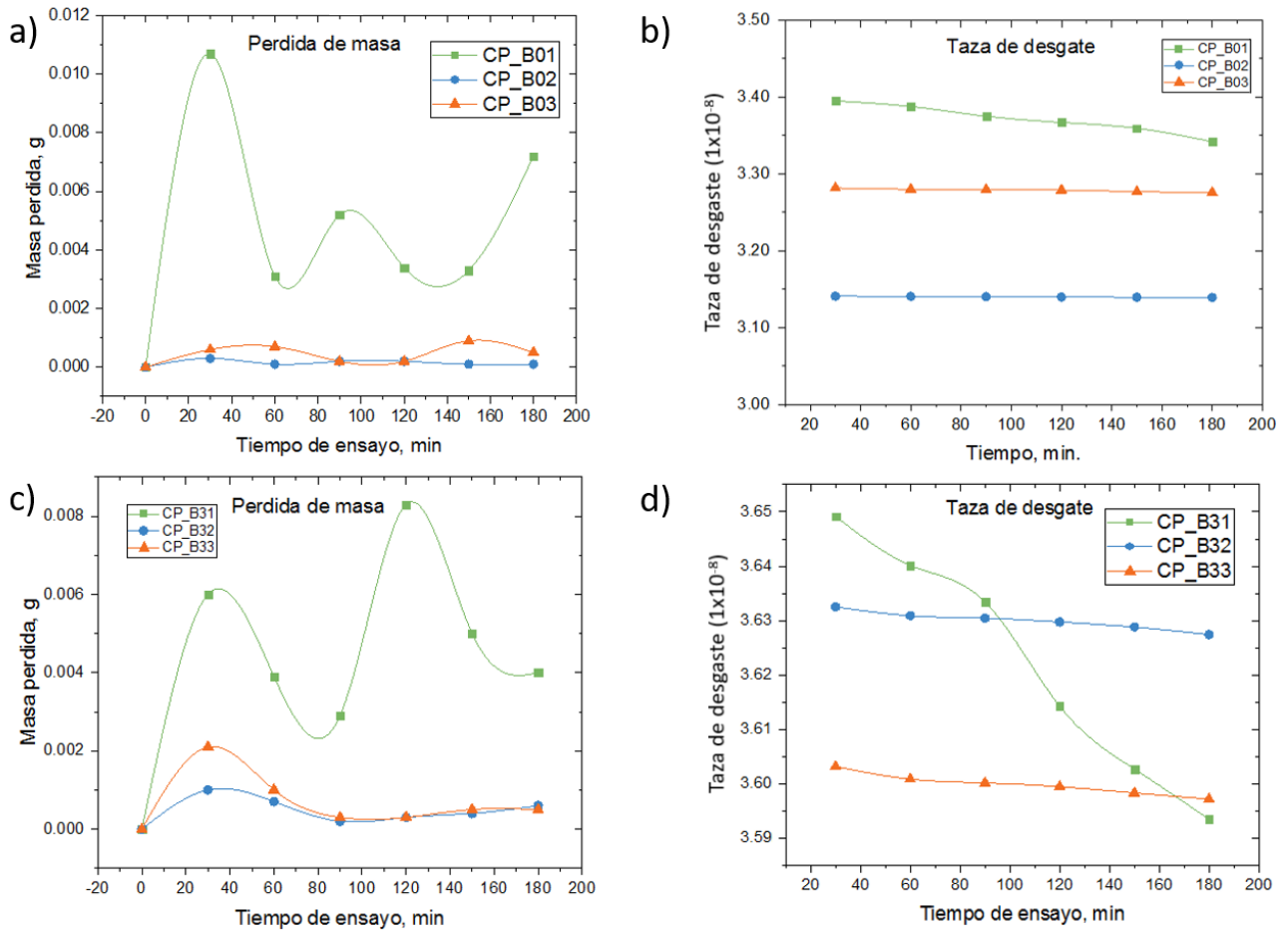


Figura 4.11. a y c) Perfil de pérdida de masa en los aceros CP B0 y B3 con LE, respectivamente y b y d) Taza de desgaste en los aceros CP B0 y B3 con LE, respectivamente.

En cuanto al tratamiento de temple y revenido (TR), en la **Figura 4.12** se muestran tanto la tasa de desgaste como la pérdida de masa tras el ensayo de desgaste. Es notorio que el acero que tiene una mejor tasa de desgaste es B0 con un valor de 2.11×10^{-8} , mientras que en el acero B3 la tasa de desgaste tiene un valor de 2.78×10^{-8} , por lo que la B0 es el acero que tiene una tasa de desgaste más baja, pero si se observa como la pérdida de masa es similar.

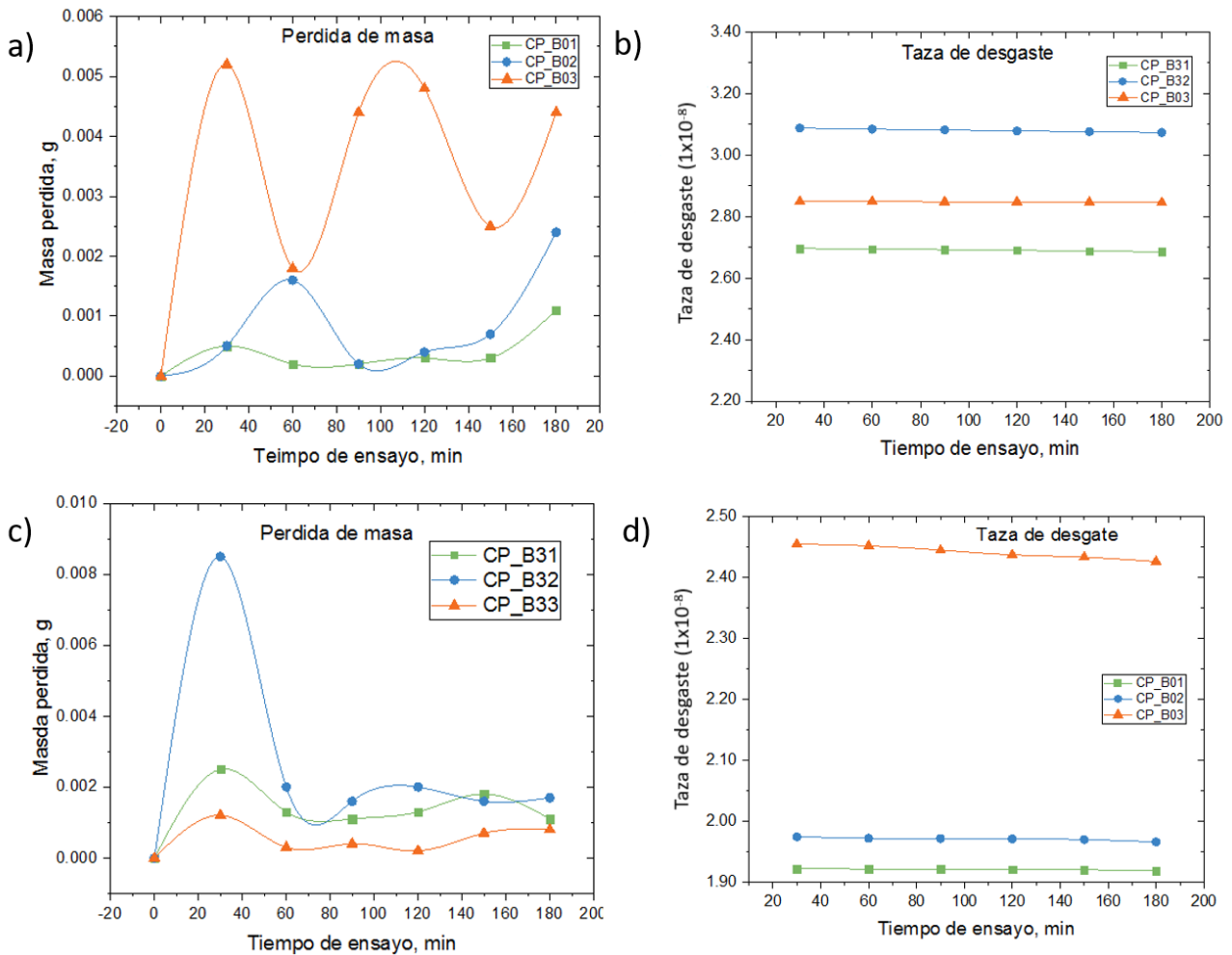


Figura 4.12. a y c) Perfil de pérdida de masa en los aceros CP B0 y B3 con TR, respectivamente y b) y d) Taza de desgaste en los aceros CP B0 y B3 con TR, respectivamente.

En cuanto a los resultados de desgaste para el acero CP con tratamiento de temple y partición (Q&P-P1), la **Figura 4.13** muestra tanto el perfil de la tasa de desgaste como de pérdida de masa. Se observa que la tasa de desgaste en el acero B0 y B3 es 2.18×10^{-8} y 2.8×10^{-8} , respectivamente. También se observa que el acero B0 tiene una mayor pérdida de masa en comparación con B3. Entonces, de acuerdo con los resultados obtenidos se puede decir que en cada tratamiento térmico que se realizó, el mejor comportamiento al desgaste fue el acero AHSS de fase compleja que no está microaleado con boro. Pero cabe agregar que tiene una tasa de desgaste bueno que representa un desgaste ligero y, por lo tanto, una buena resistencia al desgaste, una K de 10^{-8} - 10^{-4} es un desgaste ligero, uno medio es de 10^{-4} - 10^{-2} y un desgaste severo es de 10^{-2} en adelante [29]. Con



esto último se puede decir que ambos aceros, bajo las tres condiciones de tratamiento térmico (LE, TR y Q&P-P1) tienen una buena resistencia al desgaste, por lo que el desgaste que se presentó durante el ensayo fue un desgaste ligero (ver **Figura 4.14**).

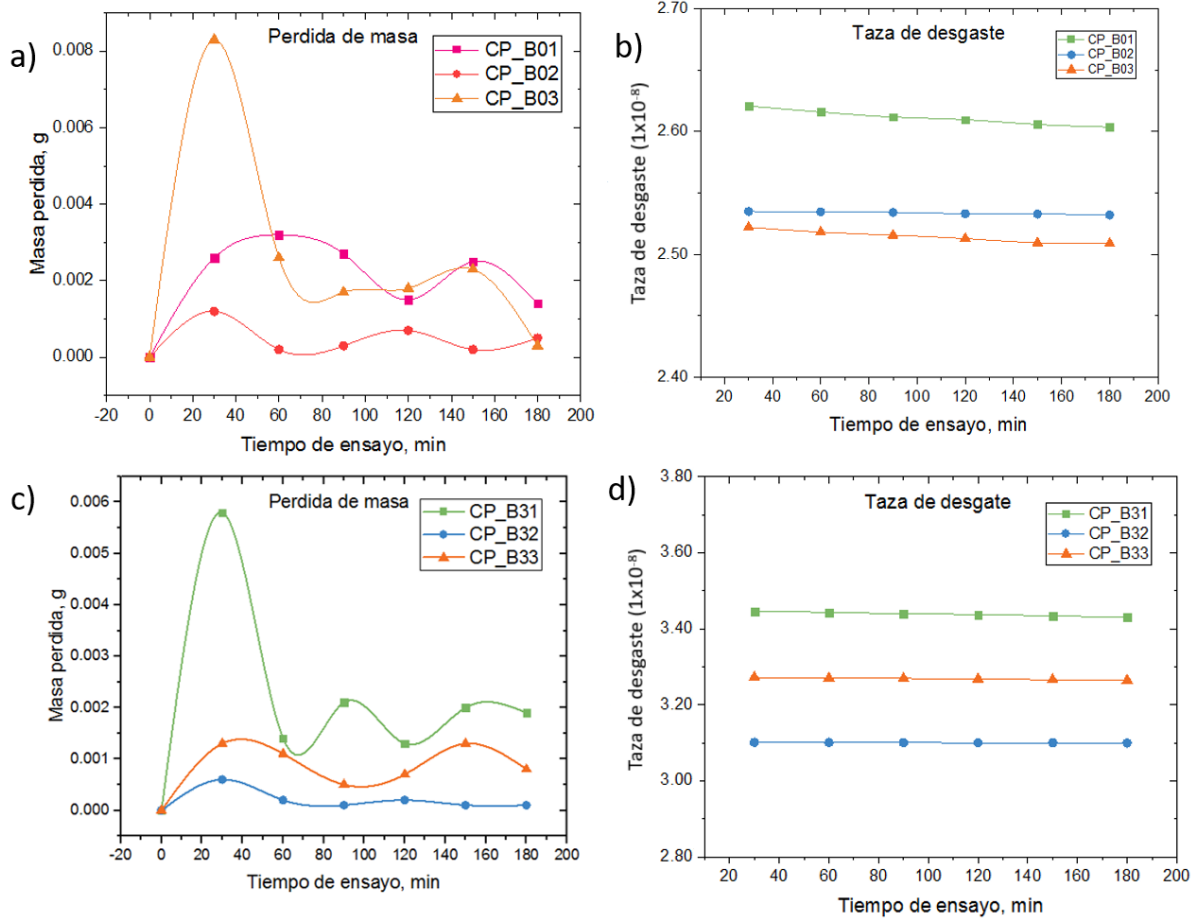


Figura 4.13. Graficas de pérdida de masa y tasa de desgaste de Q&P-P1: a) B0, b) B0, c) B3 y d) B3.

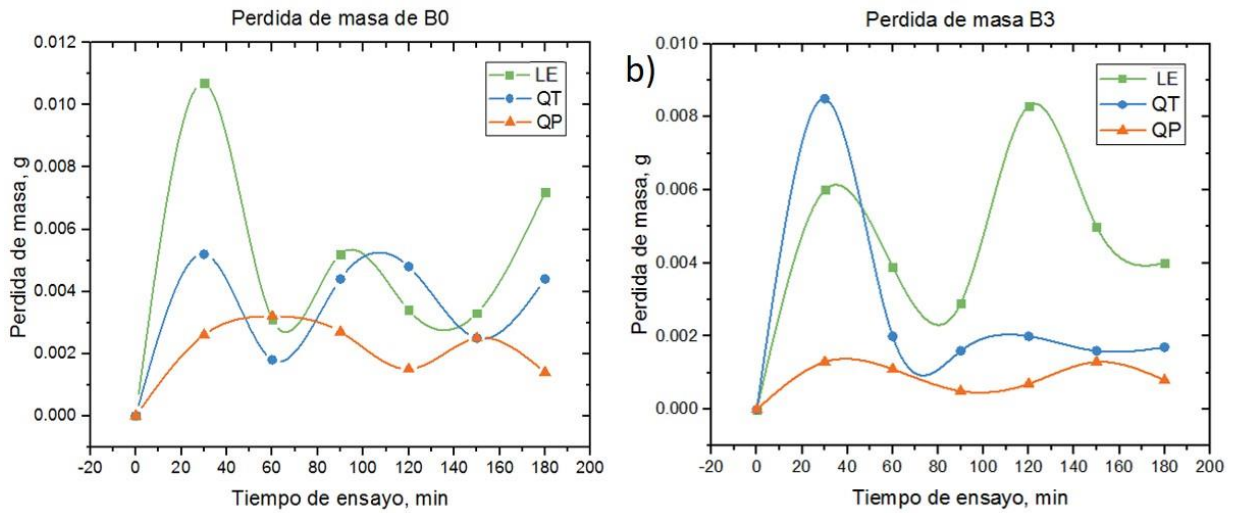


Figura 4.14. Comparación de la pérdida de masa de los tratamientos térmicos (TE, TR y Q&P-P1): a) B0 y b) B3.

4.3.1 Caracterización por microscopía óptica del perfil de desgaste.

El desgaste que se presentó en las muestras en las que se hizo un trabajo en frío y un tratamiento térmico de LE se observa como el arado es homogéneo en ambos aceros (ver Figura 4.15). También se puede observar cómo en algunos surcos existen unas partes o zonas rasgadas, de donde se podría decir que el desgaste en esas zonas fue dúctil. Con respecto a la diferencia en el comportamiento al desgaste entre B0 y B3, se observa en la Figura 4.15a que B0 tiene una superficie más irregular y con surcos más profundos en algunas partes de la muestra, haciendo que el desgaste se vea tipo escalonado.

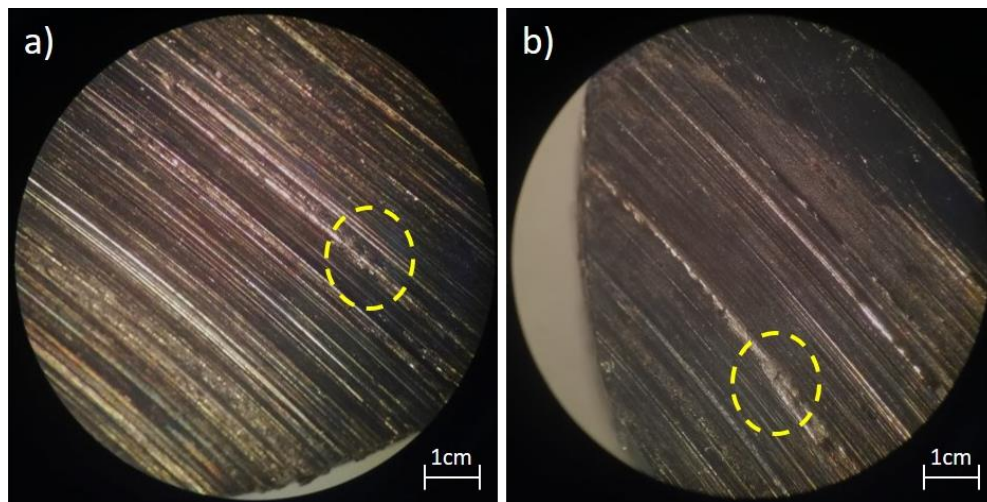


Figura 4.15. Imágenes de arado en las muestras de acero CP con el tratamiento de LE: a) B0 y b) B3.

Con respecto a los aceros CP con tratamiento de temple y revenido (TR), según se muestra en **Figura 16a**, el desgaste generado presenta al parecer algunas incrustaciones que podrían ser del disco con el cual se realizó el desgaste o pedazos de material que se desprendieron del mismo acero, además que en algunos surcos se puede observar unas pequeñas fracturas y no se alcanzan a notar desgarrres, por lo que se podría decir que el desgaste fue frágil. Por otro lado, en el caso del acero B3 (ver **Figura 4.16b**) se observa que aparte del arado es regular con presencia de algunos hoyos, los cuales podrían haberse presentado por que al momento del ensayo de desgaste algunos microconstituyentes o partículas precipitadas o inclusive inclusiones no-metálicas se pudieron haber desprendido.

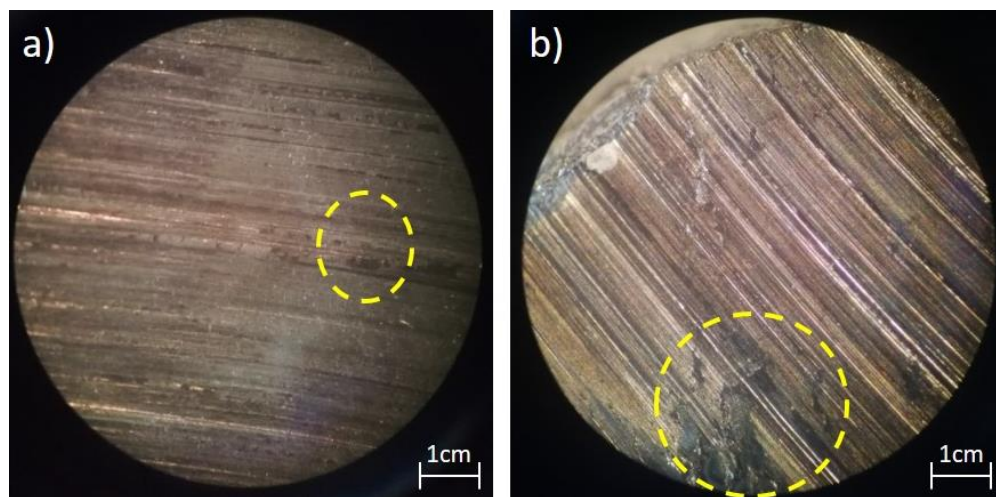


Figura 4.16. Imágenes de arado en las muestras con el tratamiento de TR: a) B0, b) B3.

Ahora bien, en el caso de los aceros CP con el tratamiento térmico de temple y partición (Q&P-P1), se puede observar en la **Figura 4.17** que ambos aceros presentan un rayado. En la muestra de B0 (**Figura 4.17a**) se nota un cambio en el rayado en la zona señalada donde se puede observar que hay unas rayas que se formaron después y es por eso que hay un cambio en el color. En cuanto a B3 (**Figura 4.17b**) en la orilla de la probeta se observa que hay rebaba o un escalón, además sobre sale algo parecido una costra, pero ambas probetas tuvieron un arado frágil. Por lo tanto, es bien aceptado que el desgaste puede ser clasificado en dos extremos, como leve o severo. Esta clasificación parte de la naturaleza del desgaste y no de la cantidad de desgaste. La diferencia se basa en el tipo de las marcas producidas por el desgaste. En el caso del desgaste leve, el patrón sigue un rayado uniforme compuesto de líneas bien definidas y poco profundas. Y en el caso del desgaste severo, existe mayor profundidad de las marcas de desgaste e incluso se presentan zonas amorfas [35].

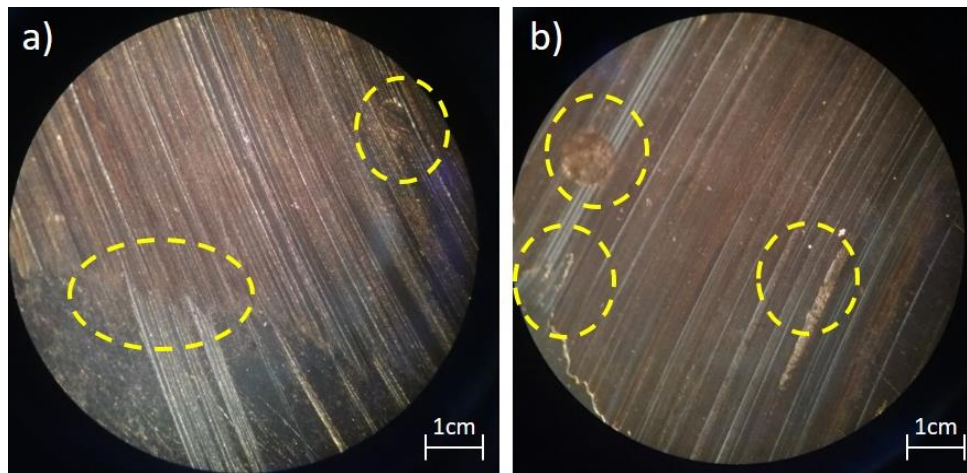


Figura 4.17. Imágenes de arado en las muestras con el tratamiento de Q&P-P1: a) B0, b) B3.

4.3.2 Caracterización por microscopía electrónica de barrido del perfil de desgaste.

En la **Figura 4.18** se presentan los resultados de la caracterización de la superficie de desgaste en el acero CP B0 con tratamiento térmico de LE. Como se puede observar, existe la presencia de cúmulos de material deformado, por lo cual se les realizó un análisis puntual en la **Figura 4.18b** espectro EDS en punto 001 y en la **Figura 4.19** en la tabla de la derecha se puede observar los porcentajes en masa de los elementos y en esta se observa como en este punto la cantidad de oxígeno es menor que en el punto 3 y como en el punto 1 se detectó cromo; esto es porque en el punto 1 (**Figura 4.19**) se ve como se desprendió material en una menor cantidad de material desprendido, mientras tanto en el punto 3 se ve que hay un mayor porcentaje de oxígeno porque al elevarse la temperatura por la fricción junto con la exposición al medio ambiente se crean productos de corrosión, y cuando se forman las grietas se da una mayor oportunidad a que se generen óxidos en estas grietas [36], además de que como resultado **Figura 4.20** que es un mapeo de la probeta LE donde se ve la disposición de los elementos en el arado, **Figura 4.20c** se nota la acumulación de oxígeno en el arado y en la **Figura 4.20e** se nota una pequeña acumulación de Si en el lado derecho de la imagen.

Figura 4.21 se muestra el mapeo de la muestra de TR B0 donde se observa como los elementos en están dispersos en la probeta.

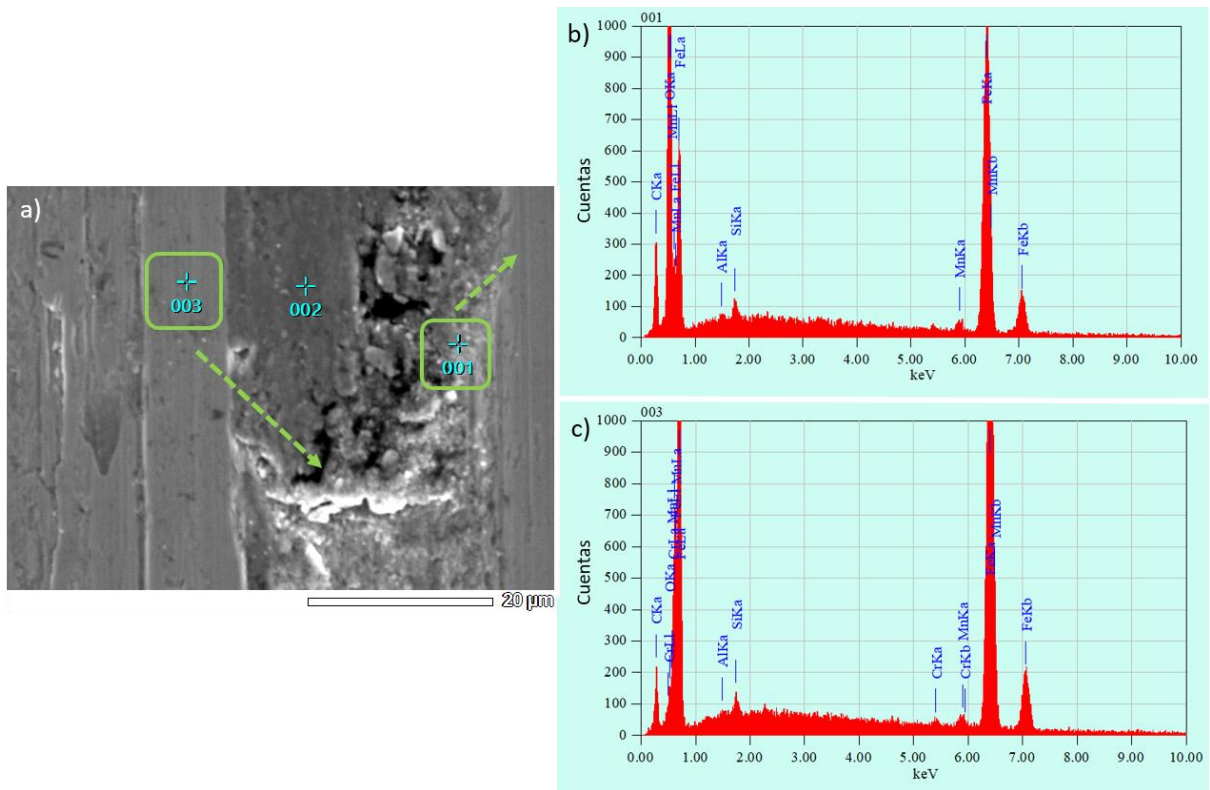


Figura 4.18. Análisis químico puntual MEB-EDS en zona de desgaste del tratamiento LE. a) micrografía b) espectro EDS en punto 001 y c) espectro EDS en punto 003.

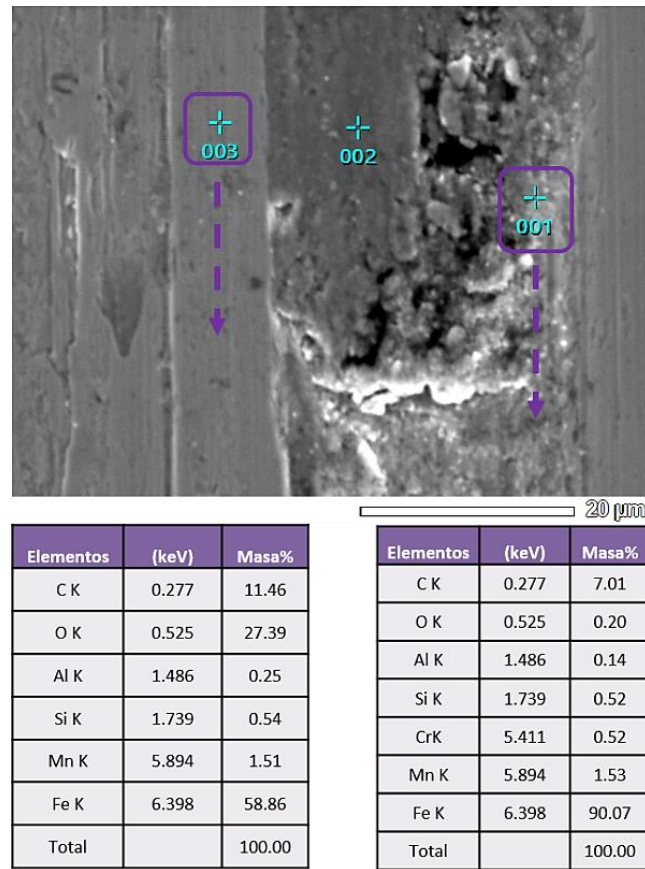


Figura 4.19. Análisis químico puntual MEB-EDS en zona de desgaste del tratamiento LE en el punto 001 y en el punto 003.

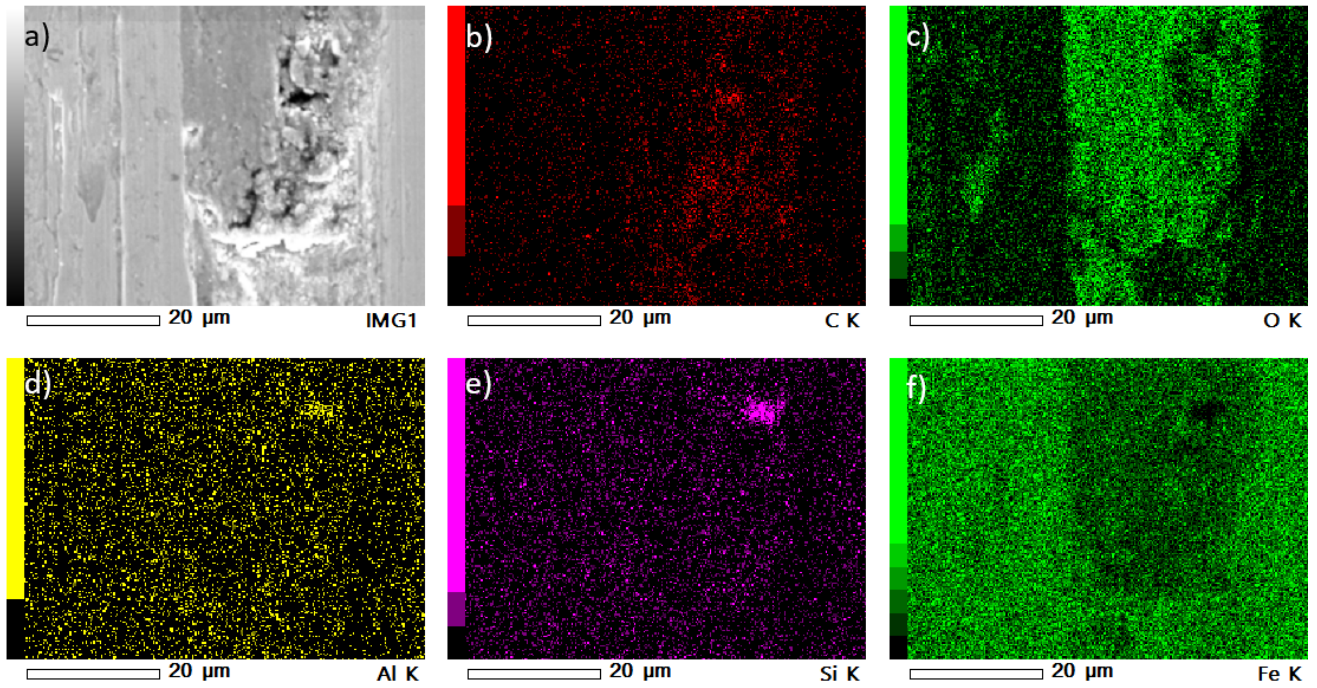


Figura 4.20. Mapeo de análisis químico MEB-EDS en zona de desgaste del tratamiento LE.

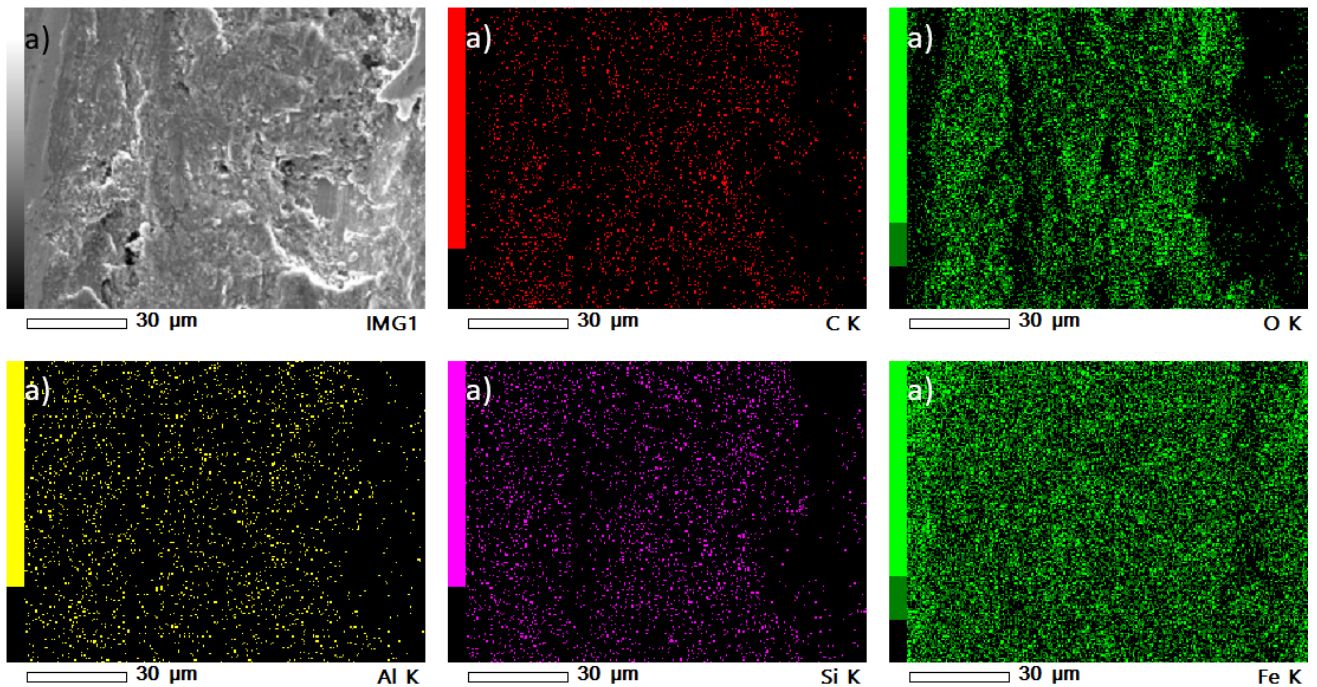


Figura 4.21. Mapeo de análisis químico MEB-EDS en zona de desgaste del tratamiento TR.

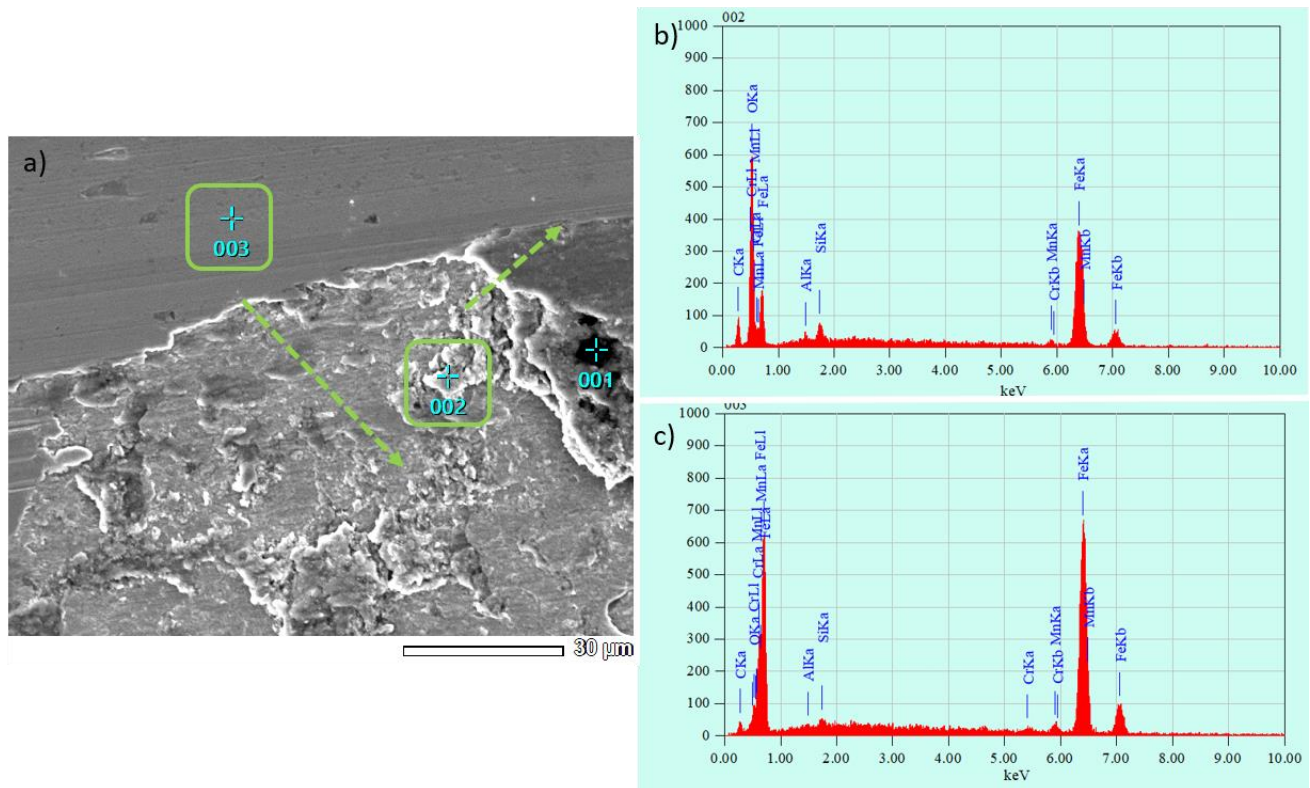
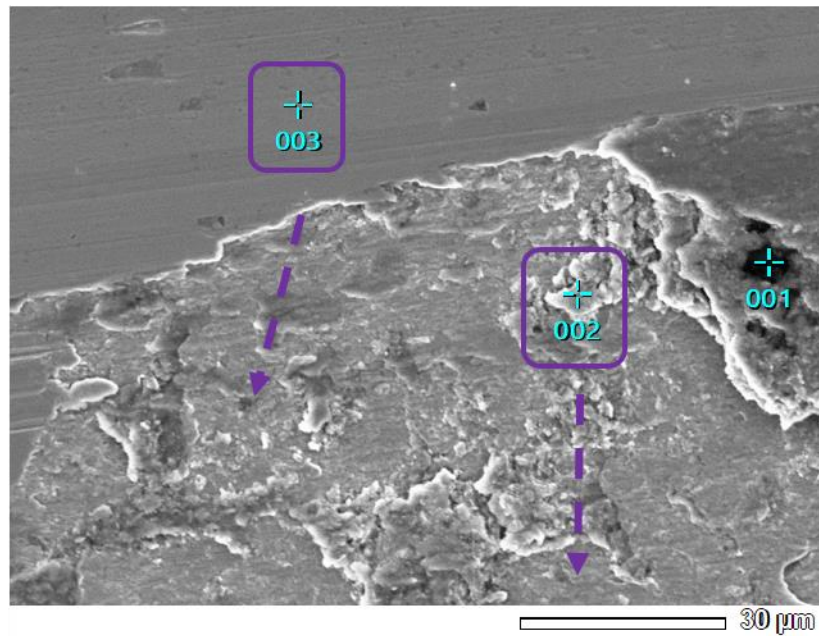


Figura 4.22. Análisis químico puntual MEB-EDS en zona de desgaste del tratamiento QP a) micrografía b) espectro EDS en punto 002 y c) espectro EDS en punto 003.

Para la probeta de QP las **Figuras 4.22** y **4.23** en ambos puntos en esta probeta se presentan cromo, pero en el punto 2 se tiene una mayor cantidad de carbono y de oxígeno que el punto 3, que haya una cantidad mayor de oxígeno se debe a que por el proceso de desgaste se formaron óxidos a través de la exposición al medio ambiente y a la continua remoción de los productos de corrosión [36].

En la **Figura 4.24** se puede ver la disposición de algunos elementos en el mapeo, en donde en la **Figuras 4.24c** se puede observar que la concentración de oxígeno está en la huella de desgaste, esto se debe a que durante el ensayo se presenta un aumento de temperatura que provoca la oxidación del material.



Elementos	(keV)	Masa%
C K	0.277	3.55
O K	0.525	1.13
Al K	1.486	0.23
Si K	1.739	0.38
Cr K	5.411	0.50
Mn K	5.894	2.71
Fe K	6.398	91.51
Total		100.00

Elementos	(keV)	Masa%
C K	0.277	9.30
O K	0.525	25.95
Al K	1.486	0.46
Si K	1.739	1.20
Cr K	5.411	0.20
Mn K	5.894	2.10
Fe K	6.398	60.81
Total		100.00

Figura 4.23. Análisis químico puntual MEB-EDS en zona de desgaste del tratamiento QP en el punto 001 y en el punto 003.

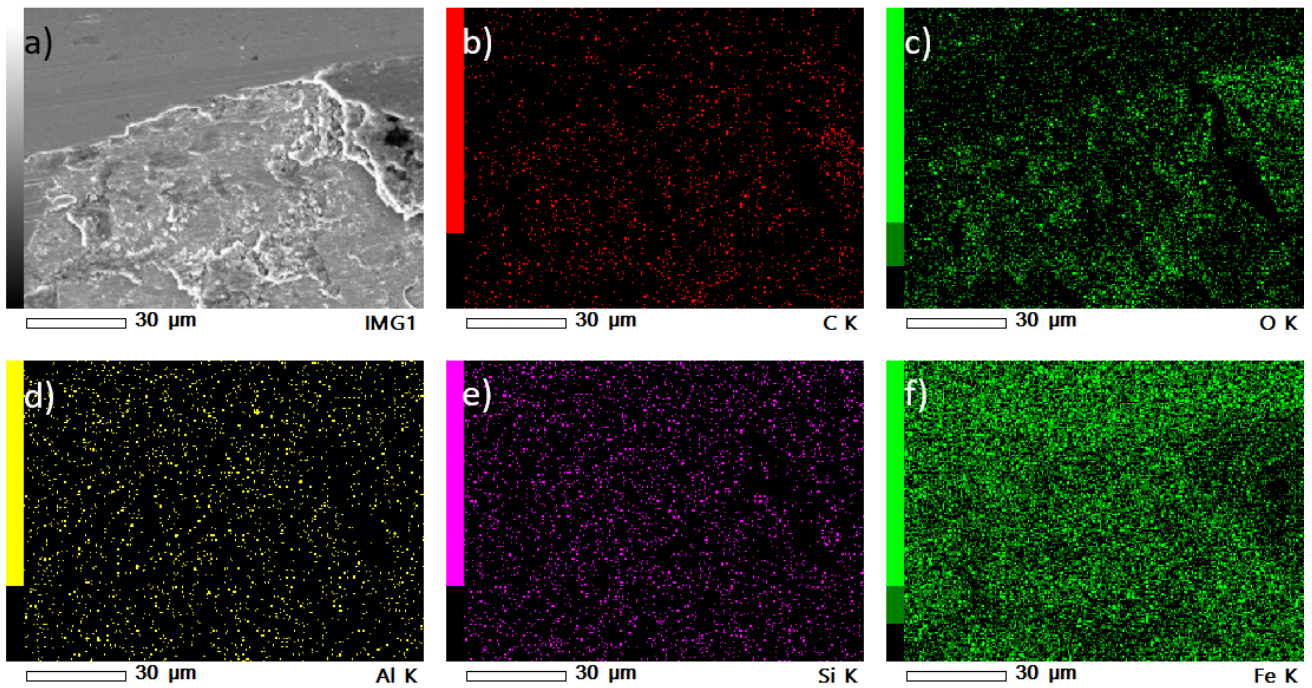


Figura 4.24. Mapeo de análisis químico MEB-EDS en zona de desgaste del tratamiento QP.

En las imágenes siguientes se muestra el desgaste que presentaron algunas muestras obtenidas a través de un microscopio electrónico de barrido JEOL. En el desgaste abrasivo se tiene diferentes mecanismos por los cuales se pierde el material, estos mecanismos incluyen arado, formación de cuñas, micro corte, micro fatiga y micro fisuras [37]. Las marcas que se observan en la **Figura 4.25** marcas con mayor claridad la deformación plástica, también se muestra fracturas tipo chevron (**Figura 4.25b**) que se forman porque hubo un proceso de fatiga en el material al realizarse el desgaste; se puede ver algunas acumulaciones de material que es posibles que sea oxido que se produjo en el ensayo y se notan algunos surcos que se tuvieron dentro de estas fracturas.

Con respecto al desgaste de B0 trabajando en frío algunas picaduras que tuvo el material así fracturas donde hubo abultamiento de material. (**Figura 4.26**).

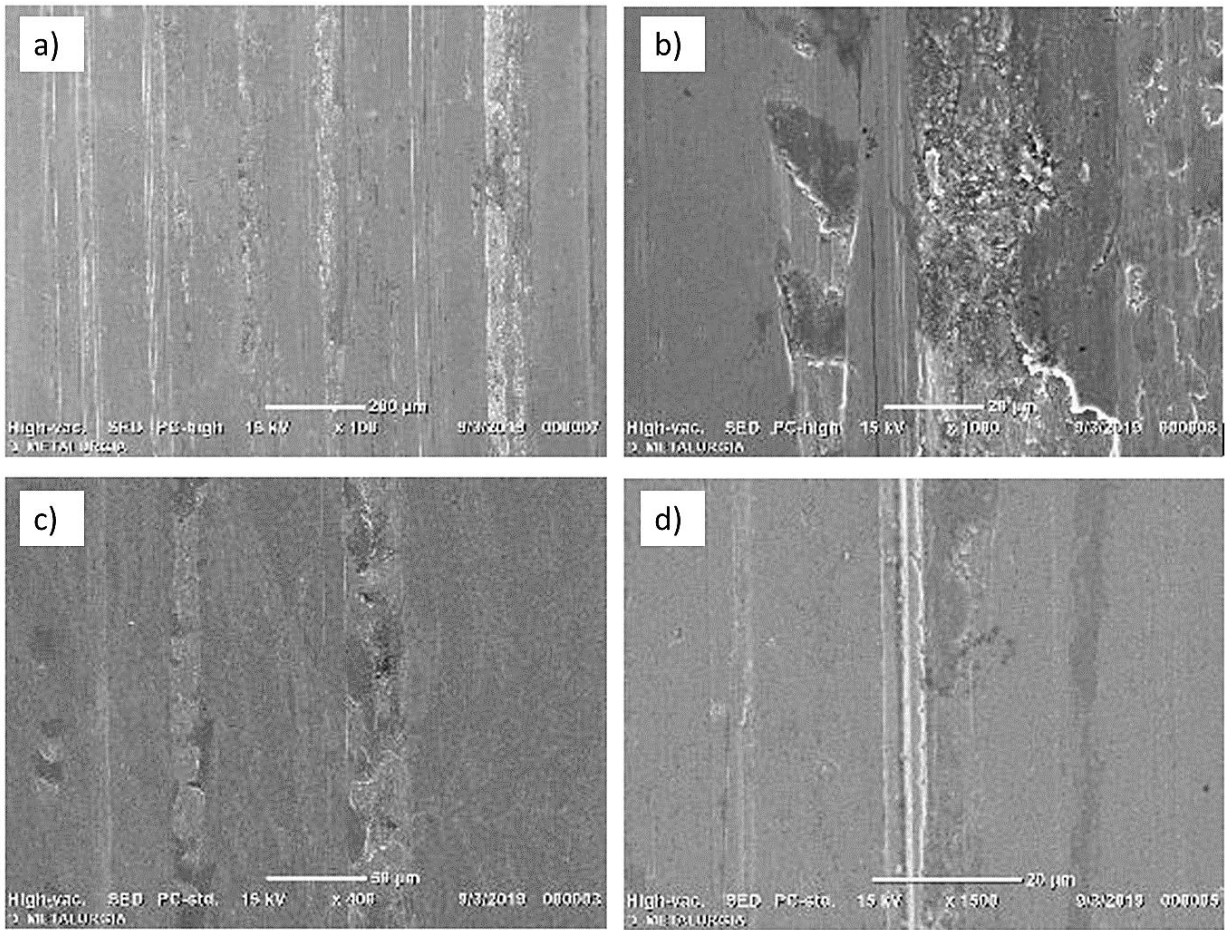


Figura 4.25. Micrografías SEM-DES del tratamiento LE B3.

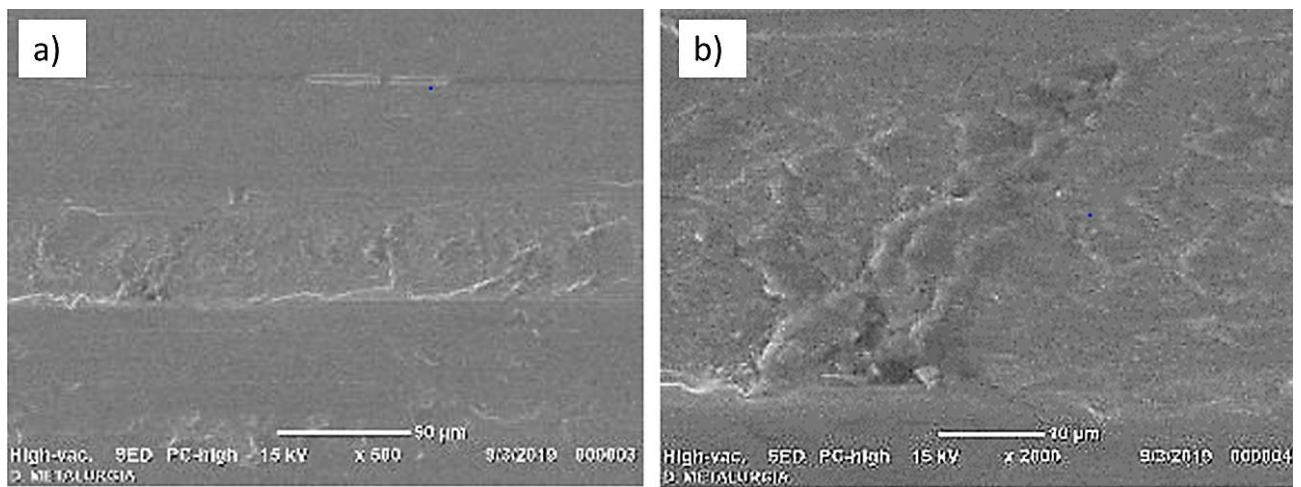


Figura 4.26. Micrografías SEM-DES del tratamiento LE B0.

Se puede ver en la **Figura 4.27** como el rayado es que presenta algunas partes dúctiles en la parte de afuera, además de que se puede ver como el desgaste en algunas rayas se presenta como hojuelas (ver **Figura 4.28**), esto puede ser porque en esta parte de la pieza el desgaste se realizó por fatiga [35], ya que la marca del desgaste no se hizo en un solo momento sino a través de varios ciclos.

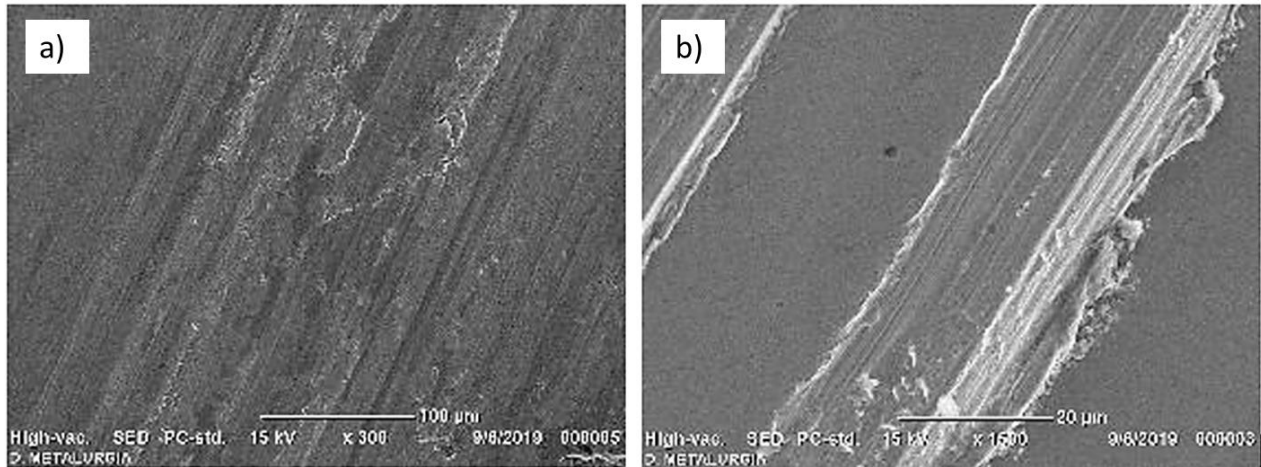


Figura 4.27. Micrografías SEM-DES del tratamiento TR B32.

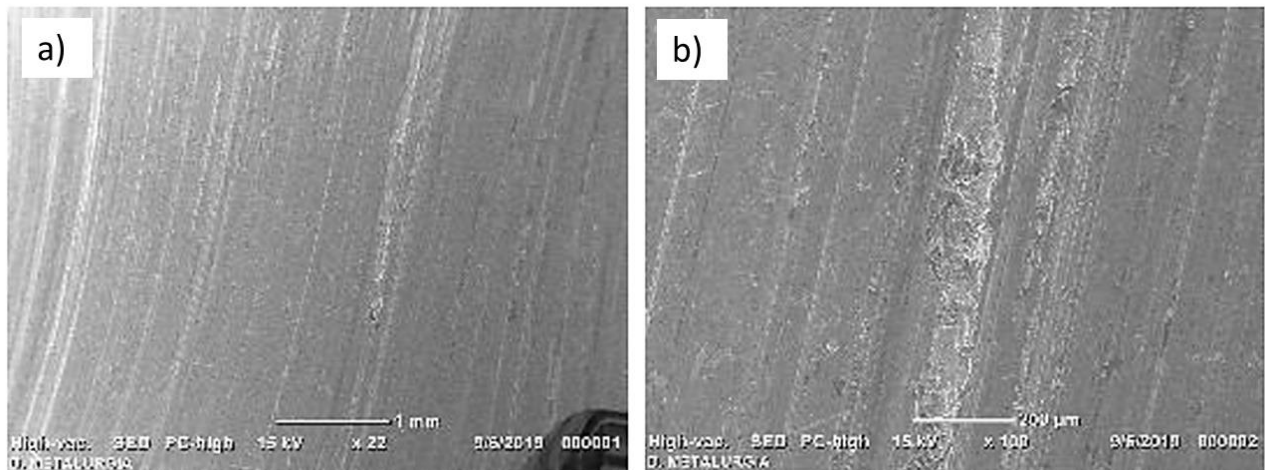


Figura 4.28. Micrografías SEM-DES del tratamiento TR B02.

En el tratamiento de temple y partición en la **Figura 4.29** se puede observar como la muestra sufrió un desgaste en el cual tuvo agujeros por lo tanto se puede suponer que se desprendió algún micro constituyente o algún precipitado y algunas hojuelas, así como la acumulación de material que se dio en algunas áreas. En la **Figura 4.30** se observa un arado mayormente uniforme con algunas pequeñas incrustaciones de material y en la **Figura 4.30b** en particular se ve en la parte central de la imagen bordes en donde el desprendimiento de material parece ser que se llevó a cabo por un mecanismo de fatiga [35,37].

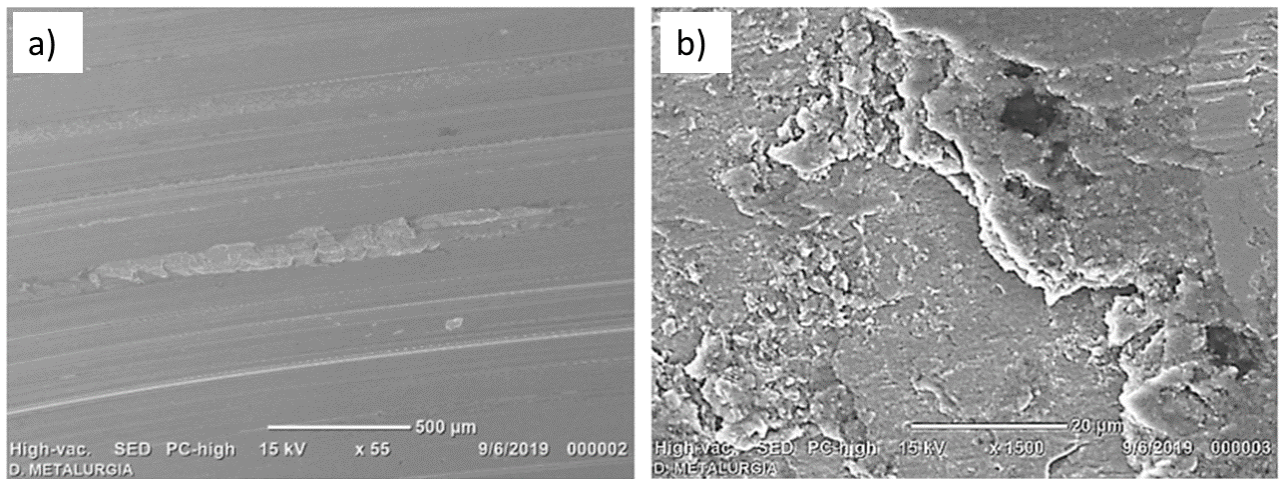


Figura 4.29. Micrografías SEM-DES del tratamiento QP B3.

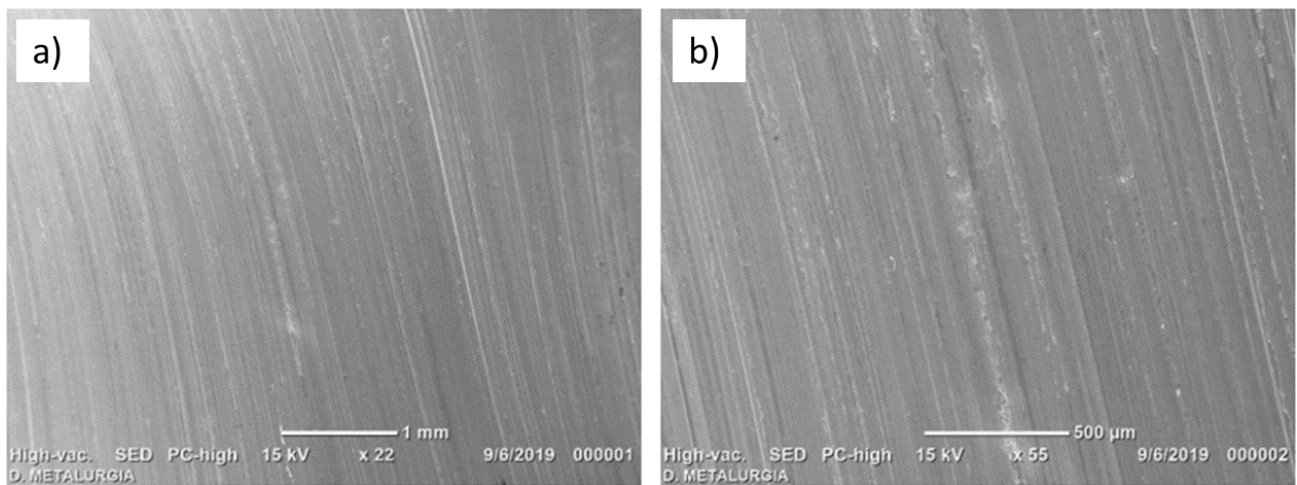


Figura 4.30. Micrografías SEM-DES del tratamiento QP B0.



CAPÍTULO V

CONCLUSIONES.



5.1 Conclusiones.

- 1) El principal mecanismo de desgaste abrasivo que se presentó en todos los aceros CP fue el de micro-fatiga.
- 2) El acero CP-B3 en la condición de tratamiento térmico de liberación de esfuerzos (LE) presenta la mejor resistencia al desgaste debido al efecto combinado del endurecimiento por tamaño de grano, trabajado mecánico y presencia de una mayor fracción de partículas precipitadas, en comparación con el resto de las condiciones ensayadas.
- 3) El acero CP-B3 LE presentó la mayor dureza, menor arado con bajo desprendimiento de material y, por lo tanto, menor oxidación superficial.
- 4) Los aceros CP en las condiciones estudiadas tienen buena resistencia al desgaste por el hecho de estar en el rango de valores de 10^{-8} y 10^{-10} para la tasa de desgaste.



Referencias bibliográficas.

- [1] R. Kuziak, R. Kawalla, S. Waengler: “Advanced high strength steels for automotive industry”, Archives of Civil and Mechanical Engineering, 8 (2008) 1-15.
- [2] X. Hu, Z. Feng: “Advanced high-strength steel – basics and applications in the automotive industry”, Technical Report, US Department of Energy, 2021.
- [3] L.F. Romano-Acosta: “Microstructure development of complex phase steels during thermomechanical processing”, PhD Thesis, The University of Sheffield, United Kingdom, 2020.
- [4] D.H. Mesa-Grajales, A. Sinatora: “El desgaste de materiales, enfrentarlo o dejarlo de lado y asumir los riesgos”, Scientia et Technica, 9 (2003) 87-91.
- [5] F.D. del Castillo-Rodríguez: “Lecturas de ingeniería 2: Tribología – fricción, desgaste y lubricación”, Facultad de Estudios Superiores Cuautitlán, UNAM, 2007.
- [6] The mexican automotive industry: current situation, challenges and opportunities, 2016, en: <https://suncorridorinc.com/wp-content/uploads/ProMexico-report-mexican-automotive-industry.pdf>. Fecha de consulta: Mayo de 2022.
- [7] A.E. Salas-Reyes: “Influence of the as-cast and cold rolled microstructural conditions over corrosion resistance in an advanced TWIP steel microalloyed with boron”, Journal of Materials Research and Technology, 9 (2020) 4034-4043.
- [8] G. Altamirano, I. Mejía, A. Hernández-Expósito, J.M. Cabrera: “Effect of boron on the continuous cooling transformation kinetics in a low carbon advanced ultra-high strength steel (A-UHSS)”, Materials Research Society Symposium Proceedings, 1485 (2012) 83-88.



- [9] M. Merklein, M. Wieland, M. Lechner, S. Bruschi: “Hot stamping of boron steel sheets with tailored properties: A review”, *Journal of Materials Processing Technology*, 228 (2016) 11-24.
- [10] D.H. Mesa-Grajales, O.F. Higuera-Cobos, E.A. Ariza-Echeverri: “Fundamentos de tribología”, Universidad Tecnológica de Pereira, Colombia, 2016.
- [11] J. Madias: “Avances tecnológicos – Aceros de temple y partición”, *Acero Latinoamericano*, 558 (2016) 44-51.
- [12] T.B. Hilditch, T. de Souza, P.D. Hodgson: “Properties and automotive applications of advanced high-strength steels (AHSS)”, Chapter 2, *Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)*, ScienceDirect, 2015.
- [13] S. Chatterjee: “Transformations in TRIP-assisted steels: Microstructure and properties”, PhD Thesis, University of Cambridge, United Kingdom, 2006.
- [14] N. Fonstein: “Advanced high strength sheet steels: Physical metallurgy, design, processing and properties”, Springer, 2015.
- [15] F. Özen, S. Aslanlar: “Mechanical and microstructural evaluation of resistance spot welded dissimilar TWIP/martensitic steel joints”, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 113 (2021) 35473-3489.
- [16] J.N. Hall: “Evolution of advanced high strength steels in automotive applications”, General Motors Company Chair, Joint Policy Council, Auto/Steel Partnership, 2011.
- [17] UltraLight Steel Auto Body, Final Report, American Iron and Steel Institute, First Edition, 2017.



- [18] K. Fukui, Y. Kuriyama, T. Inazumi, K. Watanabe: "WorldAutoSteel Program: Future steel vehicle"; Future Steel Vehicle, 44 (2013) 529-534.
- [19] C. Mesplont: "Phase transformations and microstructure-mechanical properties relations in complex phase high strength steels", PhD Thesis, Université de Lille, France, 2002.
- [20] M.N. Akhtar, M. Khan, S.A. Khan, A. Afzal, R. Subbiah, S.N. Ahmad, M. Husain, M.M. Butt, A.R. Othman, E.A. Bakar: "Determination of non-recrystallization temperature for niobium microalloyed steel", Materials, 14 (2021) 1-14.
- [21] J. Zhao, Z. Jiang: "Thermomechanical processing of advanced high strength steels", Progress in Materials Science, 94 (2018) 174-242.
- [22] Z. Jingwei, J. Zhengyi: "Rolling of advanced high strength steels: theory, simulation and practice", Taylor & Francis, 2017.
- [23] T. Nanda, V. Singh, V. Singh, A. Chakraborty, S. Sharma, "Third generation of advanced high-strength steels: Processing routes and properties", Journal of Materials: Design and Applications, 233 (2016) 1-30.
- [24] K. Sugimoto, M. Mukherjee: "8 - TRIP aided and complex phase steels", Automotive Steels - Design, Metallurgy, Processing and Applications, Woodhead Publishing, 2017.
- [25] ASTM A1079-17 Standard Specification for Steel Sheet, Complex Phase (CP), Dual Phase (DP) and Transformation Induced Plasticity (TRIP), Zinc-Coated (Galvanized) or Zinc-Iron Alloy-Coated (Galvannealed) by the Hot-Dip Process, A. International, West Conshohocken, PA, 2017.



- [26] E.J. Palmiere, C.I. Garcia, A.J. DeArdo: "The influence of Niobium Supersaturation in Austenite on the Static Recrystallization behavior of Low Carbon Microalloyed steels", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 27 (1996) 951-960.
- [27] D. Li, Y. Feng, S. Song, Q. Liu, Q. Bai, G. Wu, N. Lv, F. Ren: "Influences of Nb-microalloying on microstructure and mechanical properties of Fe–25Mn–3Si–3Al TWIP steel", *Materials & Design*, 84 (2015) 238-244.
- [28] Desgaste, en: http://www.punta.unam.mx/fi_papime_pe1000720/pdfs/desgaste.pdf. Fecha de consulta: Mayo de 2022.
- [29] P. Menezes, Ingole S., "Tribology for Scientists and Engineers", Springer, 2013.
- [30] Z. Vivas-Riveros: "Estudio de la resistencia al desgaste de películas delgadas de Ti", tesis de licenciatura, Universidad Autónoma de Occidente, Colombia, 2006.
- [31] S.B. Vera-Aguilar: "Caracterización microestructural de un acero experimental avanzado de alta resistencia de fase compleja tratado térmicamente", Tesis de licenciatura, Universidad Nacional Autónoma de México, 2019.
- [32] F.D. Acevedo-Sanchez: "Fabricación y acondicionamiento microestructural de un acero AHSS de fase compleja microaleado con boro tratado vía temple y partición (Q&P)", Tesis de licenciatura, Universidad Nacional Autónoma de México, 2022.
- [33] P.J. Lizarazo-Ávila: "Evaluación de la resistencia al desgaste y a la corrosión de aceros bainíticos aleados con boro", maestría en ingeniería mecánica, Universidad Nacional de Colombia, 2015.



- [34] DIN 4769-1:1972-05 Roughness Comparison Specimens; Technical Conditions of Delivery, Application, 2005.
- [35] https://unita.unam.mx/fi_papime_pe1000720/pdfs/desgaste.pdf. Fecha de consulta: Mayo de 2022.
- [36] M. Martínez-Vilela: “Mejora de la respuesta frente al desgaste de los aceros utilizados en la fabricación de las matrices de extrusión de aluminio”, Tesis de licenciatura, Escuela Politécnica Superior de Ferrol, 2018.
- [37] J. Ambrosio-Martínez: “Evaluación de la resistencia al desgaste abrasivo en un acero AISI 1045 borurado”, Tesis de maestría, Instituto Politécnico Nacional, 2016.