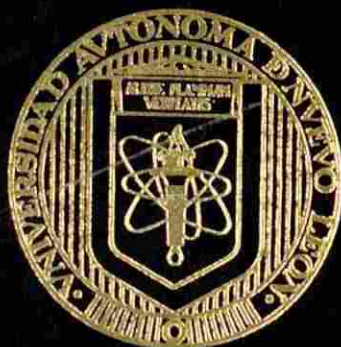


UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA
DIVISION DE ESTUDIOS DE POST-GRADO



DESGASTE EN RECUBRIMIENTOS DUROS EN EL
TRANSPORTE NEUMATICO DE HIERRO DE
REDUCCION DIRECTA

POR

DORA IRMA MARTINEZ DELGADO

TESIS

EN OPCION AL GRADO DE DOCTOR EN
INGENIERIA DE MATERIALES

CD. UNIVERSITARIA

DICIEMBRE DE 1999

MARTINEZ DEL GANDO DORA IRMA

DIASO
ILLTR

TP
Z5853
.M2
FIME
1999
M3

1999



1020145326



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

**UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA
DIVISION DE ESTUDIOS DE POST-GRADO**



**DESGASTE EN RECUBRIMIENTOS DUROS EN EL
TRANSPORTE NEUMATICO DE HIERRO DE
REDUCCION DIRECTA**

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

POR
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

DORA IRMA MARTINEZ DELGADO

TESIS

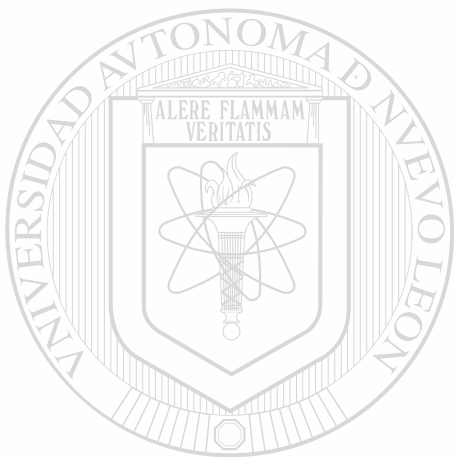
**EN OPCION AL GRADO DE DOCTOR EN INGENIERIA DE
MATERIALES**

CIUDAD UNIVERSITARIA

DICIEMBRE DE 1999

0143-35760

TD
Z5853
•M2
FINE
1999
M3

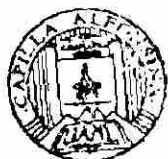


UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

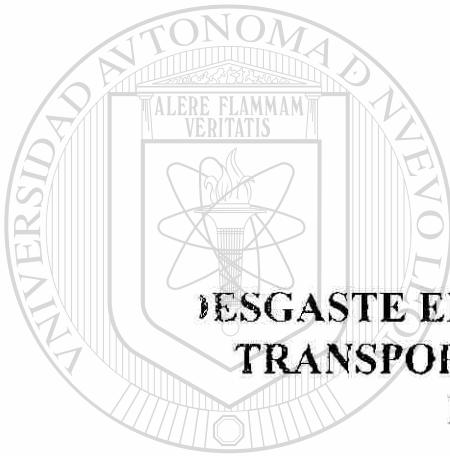
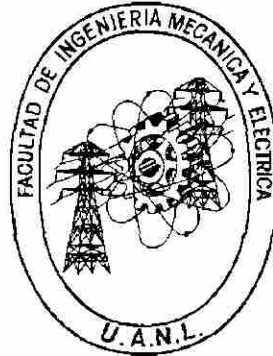
®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



FONDO
TESIS

**UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA
DIVISION DE ESTUDIOS DE POST-GRADO**



**DESgaste EN RECUBRIMIENTOS DUROS EN EL
TRANSPORTE NEUMATICO DE HIERRO DE
REDUCCION DIRECTA**

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
POR

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS
DORA IRMA MARTINEZ DELGADO

TESIS

**EN OPCION AL GRADO DE DOCTOR EN INGENIERIA DE
MATERIALES**

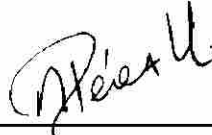
LIBRERIA UNIVERSITARIA

DICIEMBRE DE 1999

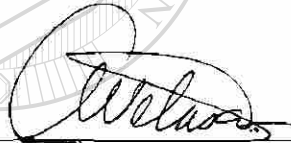
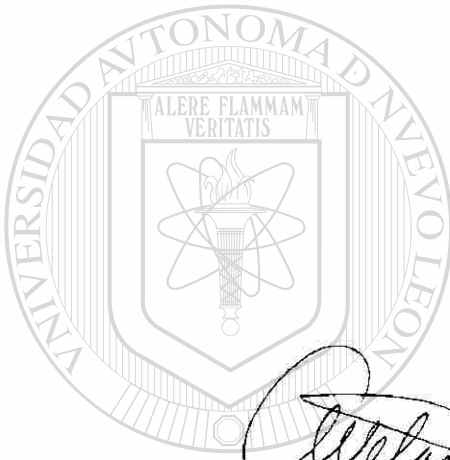
UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA
DIVISION DE ESTUDIOS DE POST-GRADO

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis **“Desgaste en Recubrimientos Duros en el Transporte Neumático de Hierro de Reducción Directa”** realizada por la M.C. Dora Irma Martínez Delgado sea aceptada para su defensa como opción al grado de Doctor en Ingeniería de Materiales.

El Comité de Tesis



Asesor
Dr. Alberto Pérez Unzueta



Coasesor
Dr. Abraham Velasco Téllez



Coasesor
Dr. Rafael Colás Ortiz



Coasesor
Dr. Ignacio Alvarez Elcoro



Coasesor
Dr. Zygmunt Hadrach Suski



Vo. Bo.
M.C. Roberto Villarreal Garza
División de Estudios de Post-grado

San Nicolás de los Garza; Nuevo León. Diciembre de 1999.

DEDICATORIA

*A MIS PADRES IRMA Y JERONIMO POR TODO SU AMOR Y APOYO
BRINDADO A LO LARGO DE ESTA ETAPA. Y MUY ESPECIALMENTE A
DIOS.*

*A MIS HERMANOS CARLOS, JAIME, PATY Y CESAR POR SU CARIÑO Y
COMPRESION DE SIEMPRE.*



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS
A MIS AMIGOS.

AGRADECIMIENTOS

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología por el apoyo económico brindado.

A la Universidad Autónoma de Nuevo León, Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica en especial al Doctorado de Ingeniería en Materiales y dentro de ella a mis maestros y compañeros.

A la empresa HYLSA por permitir que se realizara la experimentación de este trabajo en sus instalaciones. Al Ing. Ricardo Viramontes Brown por darnos la oportunidad de realizar este proyecto de investigación de manera conjunta generando beneficios y satisfacciones. Al Ing. Juan Celada III por sus consejos e inspiración. En forma especial al Dr. Raúl Quintero por autorizar este proyecto.

A la empresa NEMAK, en especial al Dr. Juan Francisco Mojica por permitir que se realizara parte del análisis experimental de este trabajo en sus instalaciones.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

A la Facultad de Ciencias Químicas División Graduados, CIDEMAC, por el apoyo brindado en sus instalaciones. Dentro de ella, a la Dra. Leticia Torres, M.C. Lorena Garza y Dra. Idalia Gómez.

A todos mis profesores y compañeros el programa Doctoral en Ingeniería de Materiales de quien he aprendido no solamente teoría y práctica, sino toda una enseñanza para ser una mejor persona.

Al Dr. Alberto Pérez por su valioso asesoramiento y confianza a lo largo de este trabajo.
Por su apoyo y motivación siempre brindada.

Al Dr. Abraham Velasco Téllez por sus valiosos comentarios, asesoramiento y apoyo.
Por su grata amistad.

Al Dr. Rafael Colás Ortiz por su valiosa participación en el asesoramiento de este trabajo.
Por su amistad y apoyo brindado en todo momento.

A los Doctores Ignacio Alvarez y Zygmunt Haduch por su valiosa participación en la
revisión de este trabajo, así como sus sugerencias.

A los Doctores Eulogio Velasco y José Luis Cavazos por sus consejos y ayuda brindada a
lo largo de esta etapa, pero sobre todo por su amistad.

Dentro de la empresa HYLSA, al Ing. Marco Flores quien sin su tenaz participación este
trabajo no se hubiese tenido a tiempo y por su motivación para publicar y participar en
congresos. Al Ing. Alberto Soriano por su tiempo y valiosos comentarios en este trabajo.

Dentro de la planta piloto al Ing. Sergio Caballero, Ing. Tomás Hernández y Sr. Ernesto
Martínez por su ayuda prestada y amistad brindada.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

A Simitrio Maldonado y Sergio Haro por su excelente trato y ayuda brindada a lo largo
de este trabajo. Por una bonita amistad.

Al Ing. Omar Garza por su ayuda y valiosos comentarios. A todos aquellos que
participaron de alguna o otra forma en este trabajo.

A todos mis amigos y amigas que me acompañaron durante mis estudios dentro y fuera
del DIMAT.

ÍNDICE

	Página
Prólogo	vii
Resumen	x
Capítulo 1 Introducción.	1
Referencias	4
Capítulo 2 Antecedentes.	5
2.1 Introducción	5
2.2 Desgaste en transporte neumático	5
2.2.1 Comportamiento microestructural de los aceros para tubería utilizados en el transporte neumático de pélets	8
2.3 Desgaste en aceros	19
2.3.1 Desgaste de aceros al carbono y aceros aleados	19
2.3.2 Desgaste del acero inoxidable	20
2.4 Recubrimientos duros	21
2.4.1 Selección de recubrimientos para desgaste a altas temperaturas	22
2.4.2 Resistencia al desgaste de diferentes Recubrimientos duros	23
Lista de Figuras	27
Lista de Tablas	28
Referencias	28
Capítulo 3 Experimentación.	31
3.1 Introducción	31
3.2 Caracterización de materiales	32
3.2.1 Composición química de las aleaciones y material erosivo	32
3.2.2 Difracción de rayos X	33
3.2.3 Análisis metalográfico	33
3.2.4 Durezas y microdurezas	34
3.2.5 Determinación de parámetros microestructurales	35

5.2	Caracterización de materiales	82
5.2.1	Difracción de rayos X	83
5.2.2	Análisis metalográfico	85
5.2.3	Parámetros microestructurales	85
5.3	Planta piloto	86
5.3.1	Medición de espesores	86
5.3.2	Observación superficial de la tubería y microscópica de la aleación	86
5.3.3	Ensayo de microdureza	88
5.4	Corrosión	88
5.4.1	Cambio de masa por unidad de área	88
5.4.2	Observaciones microestructurales	89
5.5	Máquina de desgaste	90
5.5.1	Observaciones superficiales	90
5.5.2	Cálculo del volumen de desgaste	91
5.5.3	Validación estadística	92
5.5.4	Relaciones de desgaste vs. parámetros microestructurales	92
5.6	Escalamiento a una tubería de planta industrial	94
5.7	Modelo erosivo de desgaste	95
	Lista de Figuras	96
	Referencias	96
Capítulo 6	Comentarios, Conclusiones y Recomendaciones.	97
6.1	Comentarios	97
6.2	Conclusiones	100
6.3	Recomendaciones	101
Apéndice A	RECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS	102
Apéndice B		110
Apéndice C		118
Apéndice D		129
Apéndice E		134

Prólogo

El nuevo milenio que esta por empezar, nos atrae a una serie de reflexiones sobre los avances científicos y tecnológicos de nuestra era, principalmente aquellos que hoy estamos experimentando día a día en computación, internet y telecomunicaciones. Una de estas reflexiones es hasta donde llegará nuestro desarrollo y quizá una respuesta es: hasta donde nuestra imaginación llegue. Enmarcando en esta serie de reflexiones surge este trabajo de tesis Doctoral, como fruto de un esfuerzo interinstitucional, encabezado y desarrollado en su esencia por la distinguida autora M. C. Dora Martínez. La idea de tener un transporte neumático que permitiera alimentar los hornos eléctricos de acería con pélets de hierro de reducción directa, se fue gestando desde hace más de 15 años. El objetivo es el aprovechar la carga térmica de los pélets y en lugar de enfriarlos y transportarlos a temperatura ambiente, enviarlos directamente al horno eléctrico cuando aún están a alta temperatura. Con esto se logra un ahorro energético del 25% ya que no se parte de carga fría sino de carga caliente. Esta es una tecnología única en el mundo.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Hace 15 años, la idea parecía más un sueño que una realidad. Es un gran placer para nosotros, poder presenciar que ese sueño es ahora toda una realidad en este año de 1999, justo al terminar este siglo. El sistema de transporte neumático de la planta Monterrey lleva hasta ahora más de un millón de toneladas métricas transportadas de pélets de hierro esponja. Además, esta es una tecnología mexicana y esta siendo aplicada en diferentes plantas siderúrgicas del mundo.

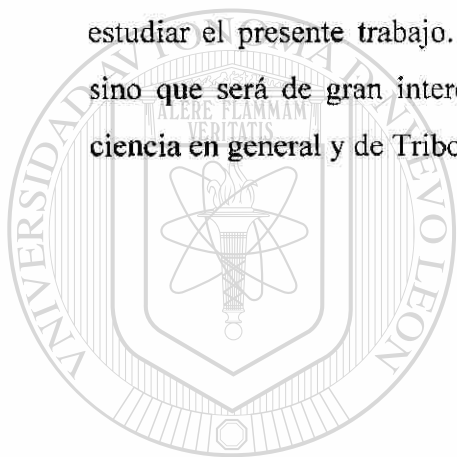
Recordando los inicios del proyecto, los ingenieros que por vez primera acariciamos esta idea del transporte neumático en caliente nos enfrentamos a un sin fin de problemas técnicos, que en su momento no teníamos las herramientas teóricas o analíticas para resolverlos. Poco a poco con tesón e inagotable esfuerzo de un gran equipo de trabajo, todos estos problemas fueron puestos en las manos de especialistas e investigadores y como en el caso de Dora Martínez, estudiantes de Maestría y Doctorado.

El tema específico del presente trabajo, es el deterioro de los materiales a utilizar en las tuberías y en específico el deterioro de tipo desgaste mecánico o erosión. Un tema, aparentemente fácil, fue revelándose ante nosotros como todo un reto científico y tecnológico. Para empezar, descubrimos que no existe una teoría general de desgaste y que no hay hasta ahora estudios de erosión cuando las partículas erosivas tienen una dureza menor que la pieza a erosionarse. Situación radicalmente opuesta a los modelos propuestos hasta ahora. Como tema específico de estudio científico, desgaste es tratado por los especialistas hasta los años 1960's. Tribología, definida como la ciencia que estudia las superficies en movimiento y los fenómenos asociados al mismo, inicio en Inglaterra en 1966.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Es entonces un orgullo que a escasos 30 años después de haberse constituido esta nueva rama del saber, que en Monterrey, N.L. trabajando en forma conjunta universidades y empresas, propongan modelos que contribuyen, no solamente a los procesos industriales, sino al conocimiento general de tribología. Muchas han sido las cosas que hemos aprendido y el presente texto nos conduce metodológicamente a través de este laberinto tribológico, a uno de los aspectos menos estudiados y que como metalurgistas nos llama mucho la atención: la correlación entre microestructura y la resistencia al desgaste.

Dora Martínez inicia su disertación planteando una hipótesis clara y directa: deben existir correlaciones entre los parámetros microestructurales y desgaste. Utilizando el método científico, planteando pruebas a nivel piloto y planta productiva, Dora fue capaz de discernir y encontrar ciertas relaciones microestructurales con el desgaste presente en las tuberías. Uno de los métodos desarrollados es la evaluación de los parámetros microestructurales conocidos como trayectoria media libre y espaciamiento entre carburos y la relación que guardan estos con respecto a la resistencia a la erosión. Resultados de alto valor para la industria. Invito a los profesionistas que están trabajando en problemas de desgaste, a los estudiantes y al lector en general ha estudiar el presente trabajo. No solo contribuirá a la solución de problemas prácticos, sino que será de gran interés para aquellos interesados en los últimos avances de la ciencia en general y de Tribología en particular.



UANL

Juan Celada III
Alberto Pérez Unzueta

San Nicolás de los Garza N.L. Diciembre de 1999.

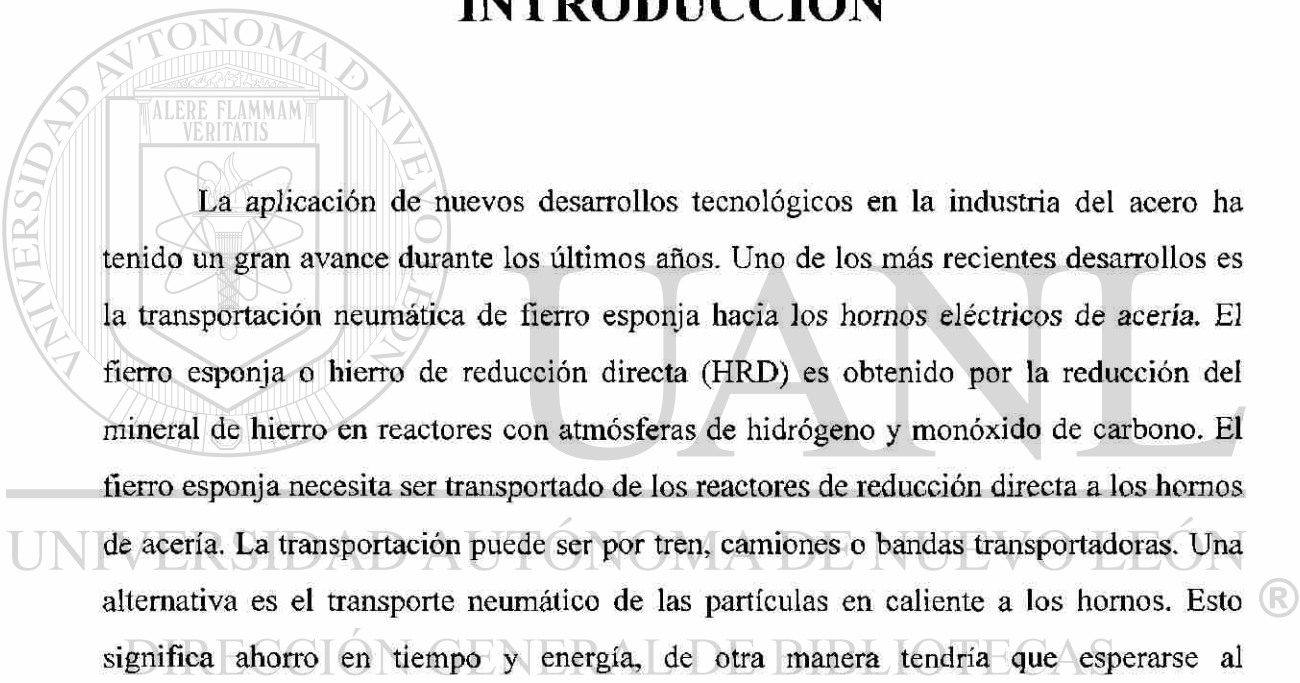
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN



La aplicación de nuevos desarrollos tecnológicos en la industria del acero ha tenido un gran avance durante los últimos años. Uno de los más recientes desarrollos es la transportación neumática de fierro esponja hacia los hornos eléctricos de acería. El fierro esponja o fierro de reducción directa (HRD) es obtenido por la reducción del mineral de fierro en reactores con atmósferas de hidrógeno y monóxido de carbono. El fierro esponja necesita ser transportado de los reactores de reducción directa a los hornos de acería. La transportación puede ser por tren, camiones o bandas transportadoras. Una alternativa es el transporte neumático de las partículas en caliente a los hornos. Esto significa ahorro en tiempo y energía, de otra manera tendría que esperarse al enfriamiento de las partículas para después ser transportadas y después calentarse en los hornos. Para que este proceso se justifique, en ahorro de energía, la transportación deberá realizarse a temperaturas de 400 a 800 °C. Las partículas transportadas son formadas por pélets de fierro esponja arriba de 12 mm en diámetro y partículas de polvo menores de 2 μm de diámetro.

El transporte neumático de fierro esponja en caliente a altas temperaturas y dentro de atmósferas reductoras es una tarea difícil. La tubería está sujeta a esfuerzos térmicos, ataque por corrosión, desgaste erosivo y desgaste abrasivo [11, 21]. El carbono

libre y el carburo de hierro tienden a reaccionar con el aire, generando calor en una reacción exotérmica donde las temperaturas pueden alcanzar temperaturas de 1600 °C. De esta forma, hay la necesidad de una atmósfera inerte o reductora, para evitar tales reacciones [31]. El principal requerimiento del transporte no es únicamente el transportar entre dos puntos, sino preservar el valor intrínseco asociado con el contenido metálico, temperatura y tamaño de partícula del hierro esponja.

Los materiales a ser seleccionados para la línea de transporte deberán resistir, primero, a la corrosión por el gas de transporte. Así mismo, los materiales deberán ser resistentes a la erosión producida por las partículas y los esfuerzos térmicos asociados con los cambios de temperatura. Existe un número limitado de aleaciones que pueden ser utilizadas para tal diseño. El objetivo de este trabajo es la evaluación del desgaste mecánico y químico de un acero de bajo carbono ASTM A106 grado B, acero A335 tipo P22, y un acero inoxidable, AISI 304, además de cinco aleaciones de recubrimiento duro a base de alto cromo - alto carbono. Otro objetivo es el determinar correlaciones entre parámetros microestructurales y de propiedades mecánicas de las aleaciones con el desgaste que ayuden a determinar el tiempo de vida útil de los materiales en el proceso industrial.

La hipótesis planteada en este trabajo es que los parámetros microestructurales de los aceros y recubrimientos influirán en la resistencia al desgaste mecánico y químico. La obtención de una correlación de desgaste con los parámetros del proceso y propiedades intrínsecas de los materiales es de gran utilidad en la práctica industrial. Al obtener este tipo de correlaciones, se establecen las herramientas de diseño, evaluación, monitoreo y predicción de vida útil de algunos de los componentes del sistema de transporte neumático de HRD en caliente.

Al haber una alta diversidad de aleaciones alto cromo - alto carbono como opción de uso en el proceso y, debido al alto costo de realizar las pruebas de desgaste mecánico y químico, existe la limitante de elegir un reducido número de recubrimientos. Sin

embargo, la información obtenida es la necesaria para determinar las correlaciones con que se evaluaron los materiales viables a ser utilizados en este tipo de sistema de transporte y realizar un escalamiento a una planta industrial, donde se obtenga el tiempo promedio de vida de una tubería. Además, en base a la distribución de los carburos complejos en la microestructura observada se propone un modelo del mecanismo de desgaste erosivo actuando en estos materiales.

La metodología a seguir para este trabajo es la siguiente. Primero se realizará caracterización química y microestructural de los tres aceros y de los cinco recubrimientos. Se realizarán pruebas de desgaste en dos diferentes escalas. Una en una máquina de erosión a alta temperatura y la otra en una planta piloto. Posteriormente estos resultados se escalarán a una planta industrial. Los resultados de estas pruebas se compararán con resultados a largo plazo en la planta industrial y se verificará el escalamiento propuesto.

Los resultados de desgaste y corrosión se relacionarán con los principales parámetros microestructurales. Se habrá de encontrar la mejor relación entre desgaste y parámetro microestructural. Con esta relación, se propondrá un modelo predictivo de vida útil de tuberías.

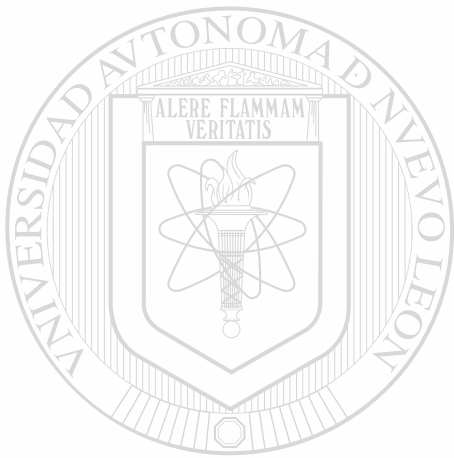
Las fuentes bibliográficas para el desarrollo de este estudio son escasas debido a que el transporte neumático de pélets de hierro de reducción directa a alta temperatura es un proceso completamente nuevo. Al final de cada capítulo se enlistan las referencias consultadas. Se espera que este trabajo establezca las bases para futuros estudios en este tema.

REFERENCIAS

[11] Hutchings I. M. Tribology, Friction and Wear of Engineering Materials. Edited by Edward Arnold. London U. K. 1992.

[21] Marcus R. D., Leung L. S., Klinzing G. E. and Rizk F. Pneumatic Conveying of Solids. A theoretical and practical approach, 1990.

[31] Grabke H. J. Metal Dusting of Low and High Alloy Steels. Corrosion Science Vol. 51, No. 9, 1995 pg. 711 - 719.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CAPÍTULO 2

ANTECEDENTES

2.1 INTRODUCCIÓN.

En este capítulo describiremos brevemente los antecedentes encontrados sobre el comportamiento al desgaste de tuberías de acero en los sistemas de transporte neumático de hierro esponja, donde parte de esta información ha sido obtenida por la autora en trabajos previos [1A, 2A, 3A]. Además se incluye información reciente de la resistencia al desgaste erosivo de aleaciones especiales para recubrimientos metálicos. A la fecha, no existe información bibliográfica sobre la aplicación de aleaciones particularmente de este tipo, en los sistemas de transporte neumático en caliente.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

2.2 DESGASTE EN TRANSPORTE NEUMÁTICO.

El desgaste es definido como la pérdida progresiva o desplazamiento de material de una superficie como resultado del movimiento relativo entre dos superficies en contacto y bajo carga [4A]. El estudio de fricción, lubricación y desgaste, es conocido como tribología. Las pruebas de desgaste son comúnmente desarrolladas para evaluar materiales de ingeniería con el propósito de seleccionar aquellos que cumplan una determinada aplicación. La durabilidad de la mayoría de los productos metálicos depende de la condición de sus superficies y del deterioro de la misma debido al uso.

Existen varios mecanismos de desgaste. En este trabajo se analizan principalmente: el desgaste erosivo, el desgaste abrasivo y el desgaste corrosivo. El desgaste erosivo es definido como el material removido de una superficie por la acción de numerosos impactos individuales de partículas sólidas o líquidas. La erosión generalmente involucra flujo plástico, donde algunos materiales frágiles pueden desgastarse predominantemente por fractura, dependiendo de las condiciones de impacto. El desgaste abrasivo ocurre cuando asperezas de una superficie dura o una superficie blanda con partículas duras embebidas se deslizan sobre un material blando. El desgaste corrosivo, toma lugar cuando existe una combinación de efectos corrosivos y remoción de los productos de corrosión por interacción de las superficies. La interacción dinámica entre el medio ambiente y el material de las superficies juega un papel muy importante. Estas interacciones dan un incremento de desgaste para procesos de etapas cíclicas [4A]. Un extensivo estudio sobre los mecanismos de desgaste puede ser encontrado en el libro de I. M. Hutchings [4A] y para el caso particular de erosión en el monograma del mismo autor [5A].

El transporte neumático como medio de transporte de sólidos (polvos, sólidos granulares, peletizados, etc.) en un medio seco por un flujo de gas, regularmente aire, se ha empleado desde hace tiempo. Por ejemplo en el año de 1887 se utilizó en una línea de productos agrícolas [6A]. Desde ese tiempo, este proceso se ha ido desarrollando y encontrado una amplia aplicación en la industria. En el transporte neumático las partículas son movidas por la fuerza de arrastre del flujo de gas. Cuando la velocidad de las partículas y del flujo se aproximan una a la otra, el sistema se encuentra en una situación de flujo de fase simple. Existen ventajas y desventajas en el uso de este sistema de transporte. Una de las principales ventajas es la flexibilidad en trayectoria donde las líneas de tubería permiten una transportación libre de contaminación, puesto que las tuberías están unidas herméticamente ya sea por soldadura o por acoplamiento por compresión. Algunas desventajas en el transporte son su alto consumo de energía y el desgaste y abrasión del equipo y tubería.

El transporte neumático se utiliza en diversas aplicaciones. Es casi una generalidad que al transportar partículas de mayor dureza que la de los tubos, estos últimos sufrirán desgaste. Esto ocurre generalmente en sistemas donde se transporta minerales, arenas, gravas, rocas o materiales a granel. Este tipo de sistema ha sido estudiado por Marcus [6A], Mohlmann [7A] y Stiglich [8A]. Sin embargo el desgaste que ocurre en tuberías cuando se transporta un material cuya dureza es menor a la del tubo, y que simultáneamente se lleva a cabo a alta temperatura, como es el caso del sistema de transporte de pélets de hierro de reducción directa (HRD) no ha sido estudiado, debido a que representa un desarrollo tecnológico único en el mundo [9A].

En estudios recientes de desgaste de tres aceros de bajo carbono en el transporte neumático de pélets de hierro esponja en fase densa a 300°C, realizados por D. Martínez [10A], se determinó que el principal mecanismo de desgaste actuando en el 75% de la pared interna de la tubería era el desgaste erosivo. En este trabajo se encontró la presencia de zonas de deformación plástica y desprendimiento de material para los tres aceros. Así mismo se calculó el volumen de desgaste utilizando el modelo de erosión propuesto por Hutchings [4A] y se realizó una predicción de desgaste de la tubería bajo las mismas condiciones de transporte. Al estudiar el desgaste de un acero de bajo carbono en el transporte neumático en fase diluida a diversas temperaturas y velocidades de impacto de partículas, E. Deaquino [11A] determinó las condiciones de operación para una prueba de desgaste acelerada donde, el principal mecanismo de desgaste es el de erosión, por remoción de material. En este mismo trabajo se propone la ventaja de utilizar este sistema para evaluar diferentes aleaciones a diferentes ángulos de impacto.

En la tabla 2A se dan las condiciones de prueba de transporte a las que fueron sometidos todos los tubos en la línea de tubería. En la figura 2.1 se describe las posición de los materiales en la línea horizontal de la tubería.

Tabla 2A. Condiciones del experimento en planta piloto a 300°C.

temperatura	323 - 350 °C
presión	68.95 MPa
materiales transportados	pélets de fierro esponja
granulometría	[0.635 - 0.3175] cm
carga transportada	117 toneladas
velocidad de carga.	1 ton/hr.
atmósfera	reductora
velocidad del gas	29.37 m/s

Inspección Visual

Después de efectuar las pruebas se observa que en la zona inferior de los tres tubos se presentó una banda de desgaste, para los aceros al carbono, inoxidable 304 y tipo P-11. Esta tiene un arco en promedio de 30 mm de ancho a lo largo de los tubos. La banda de desgaste se observa con mayor intensidad en el acero al carbono y presenta adherencia de polvo del fierro esponja transportado. La superficie interna del acero inoxidable 304 se ve relativamente menos dañada. El acero tipo P-11 presenta también esa banda, con una intensidad entre el acero al carbono y el acero inoxidable 304.

Espesores de Pared

En la figura 2.2 se grafica la pérdida de espesor que sufrieron las cuatro secciones estudiadas para los tres aceros, se puede observar que la zona inferior (sur), del acero bajo carbono, tiene la mayor pérdida de espesor, lo que era de esperarse dado que es la que está sometida a altas cargas del material (117 toneladas) y a bajas velocidades (10 m/s). La zona superior presenta menor pérdida de espesor, esto debido al menor contacto

con el flujo de sólidos. Los dos lados del tubo presentan una pérdida de espesor no simétrica, como se observa en la figura 2.2 tal comportamiento involucra una variación en el flujo de partículas por efecto de caída de presión puesto que los segmentos fueron colocados en una sección cerca de la válvula rotatoria del reactor de descarga del hierro esponja.

La figura 2.2, también muestra el acero inoxidable que presenta un comportamiento similar que el acero al carbono, la zona sur es la que sufrió mayor pérdida de espesor. En el acero inoxidable se observa que la zona superior tuvo mayor desgaste que los lados del tubo. También se observa que el lado “este” tiene un incremento de espesor. Lo anterior se puede deber a una probable adherencia del material transportado en la zona donde se observa un incremento de espesor.

Los resultados del acero tipo P-11, presentan una total incongruencia con los otros aceros, dado que no se tuvo el segmento de tubería sin desgastar para realizar las mediciones iniciales como en el caso de los otros aceros. Teniendo en consideración la importancia de los datos cuantitativos en el desgaste se decidió no contemplar la información cuantitativa y trabajar sólo en forma cualitativa para este acero.

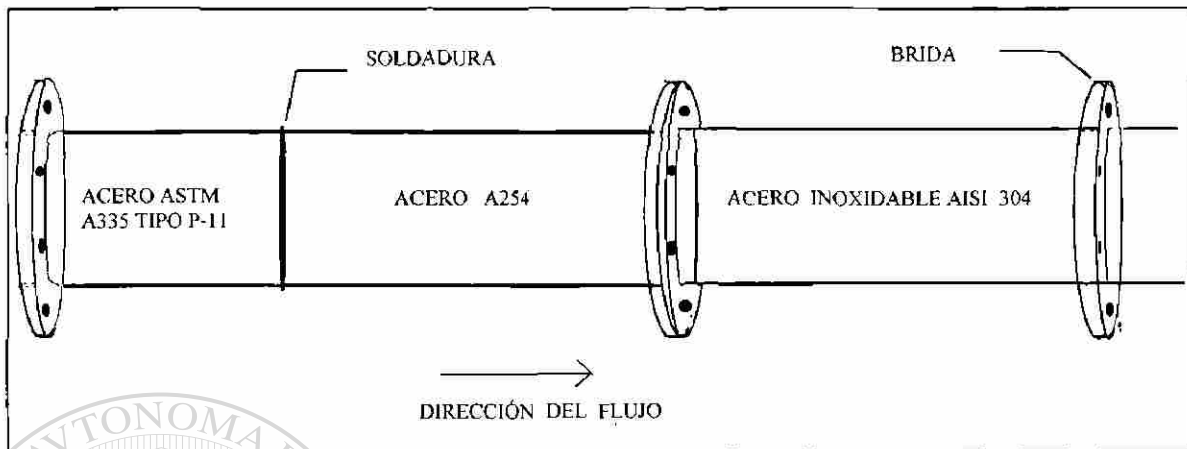


Figura 2.1. Esquema de la línea de tubería en el ensayo.

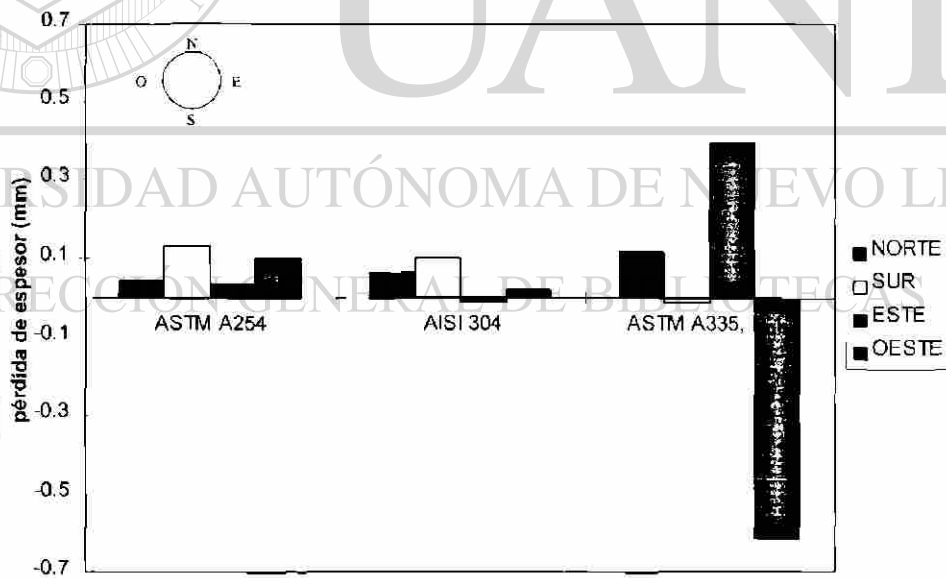


Figura 2.2 Gráfica de la pérdida de espesor de los tres aceros para tubería en el transporte neumático de HRD a 300°C.

Análisis Microestructural

Las muestras del acero bajo carbono presentan una matriz ferrítica con un distribución uniforme de tamaño de grano (tamaño 6 según la norma ASTM E112 - 88) ver la figura 2.3 (a). Al obtener la muestra después de la prueba de desgaste se observa en la figura 2.3 (b) una deformación plástica en la subsuperficie de aproximadamente 66 μm de profundidad. Esta capa no se encuentra uniformemente en toda el área analizada, por lo que se tiene una variación en la profundidad de la deformación plástica. Las zonas deformadas presentan un alargamiento de los granos subsuperficiales provocando la formación de microgrietas como se observa en la figura 2.3 (c). Algunas zonas deformadas plásticamente presentan también desprendimientos de material, las cuales pueden llegar hasta 15 μm de profundidad como se observa en la figura 2.3 (d). Debido a la baja dureza que presenta este acero la deformación que sufrió fue mayor que los otros aceros.

Las muestras del acero inoxidable presentan una matriz austenítica con un distribución uniforme de tamaño de grano 2 según la norma ASTM E 112 - 88, ver la figura 2.4 (a). Con respecto al testigo (muestra sin desgastar) se observa en la figura 2.4 (b) a una capa delgada de deformación plástica en la superficie interior de aproximadamente 50 μm . Al igual que en el acero al carbono, ésta capa no se encuentra uniformemente en toda el área analizada, incluso existe una región que no tiene daño superficial. En las áreas de mayor desgaste se observan desprendimientos de material como se muestra en la figura 2.4 (c). Esto es debido al efecto de los impactos de los sólidos que viajan tangencialmente en la tubería horizontal.

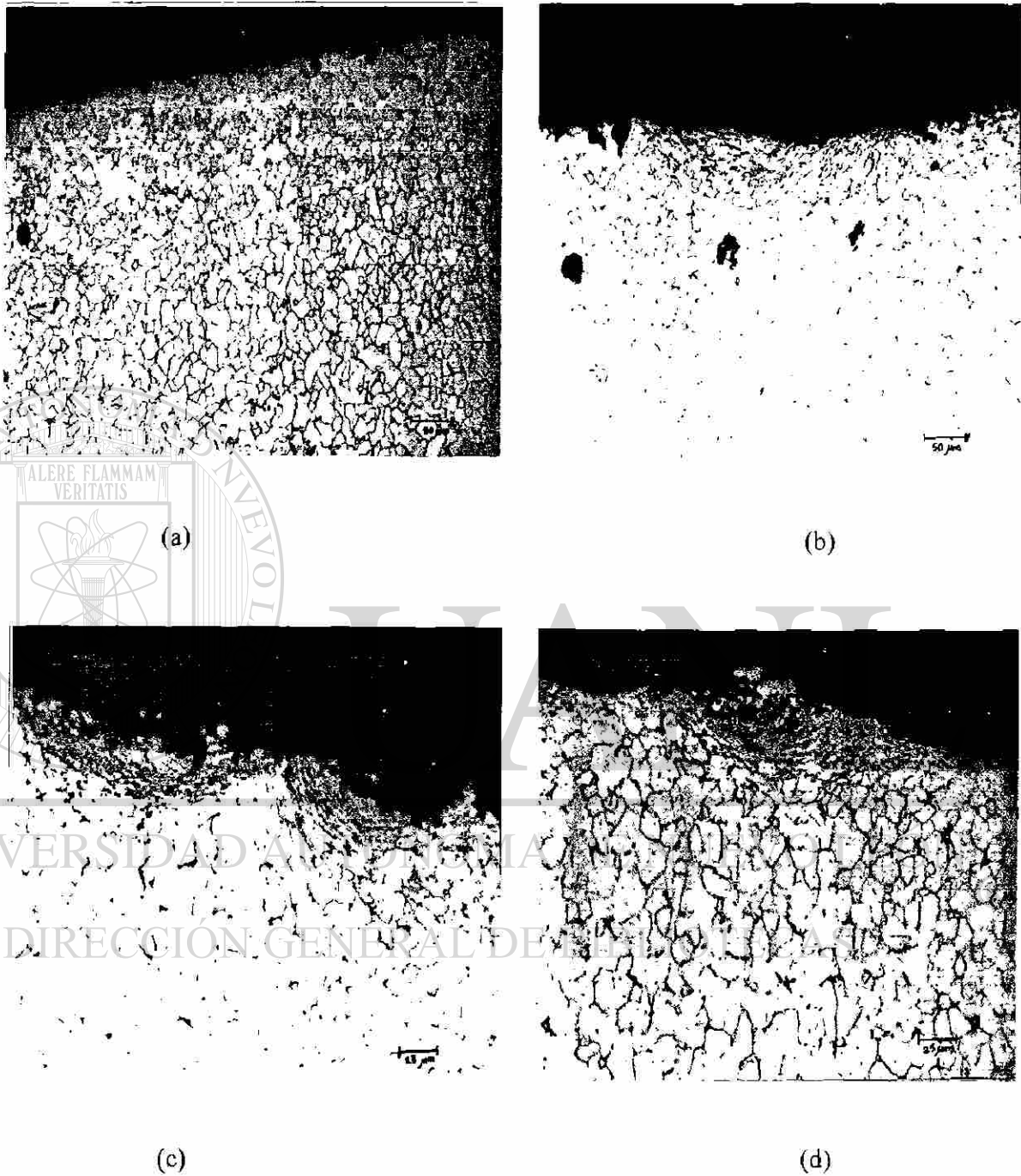


Figura 2.3. Microestructuras de los aceros analizados. (a) acero al bajo carbono sin desgastar, zona inferior a 200x. (b) mismo acero desgastado, zona inferior deformada a 200x. (c) zona inferior desgastada a 400x. (d) zona inferior desgastada a 400x.

Los granos austeníticos del acero inoxidable 304, presentan una leve zona deformada en la que se puede observar el inicio de la formación de micro grietas como se puede ver en la figura 2.4 (d). La dureza de este material es mayor que los otros aceros lo que representa una mayor resistencia a la deformación que se está llevando a cabo en la sub superficie.

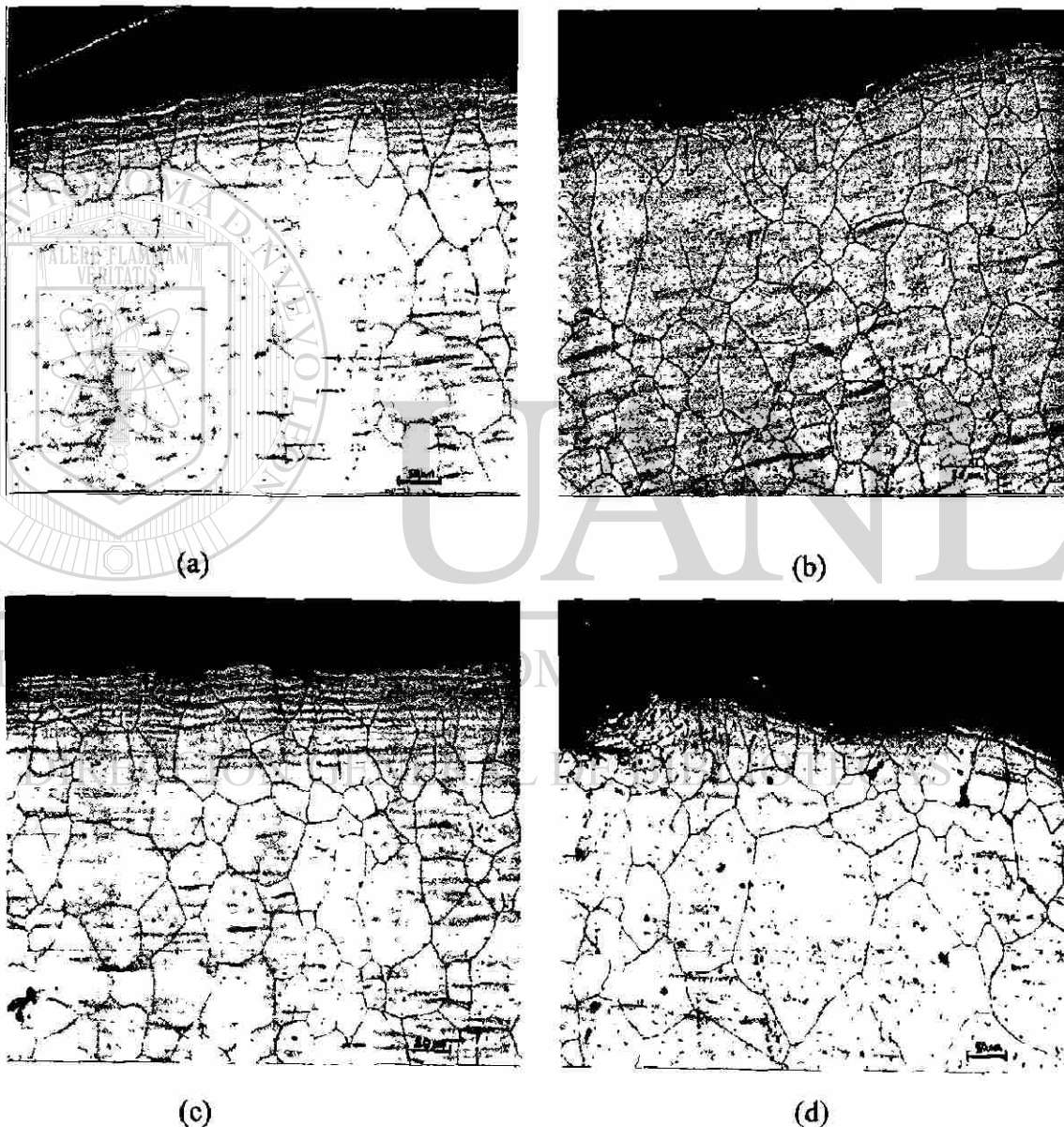


Figura 2.4. Microestructuras del acero AISI 304 (a) muestra sin desgastar, zona inferior a 200x. (b) AISI 304 desgastado, zona inferior deformada a 200x. (c) zona inferior desgastada a 200x. (d) zona inferior desgastada a 200x.

Las muestras del acero P-11 presenta una microestructura formada por una matriz de ferrita (áreas claras), con islas de perlita (áreas oscuras) con una distribución uniforme de tamaño de grano 5 según la norma ASTM E 112 - 88, ver figura 2.5 (a). El testigo presenta una decarburización de aproximadamente 200 μm en la superficie interna y externa de la pared del tubo debido al proceso de manufactura, lo que implica que la superficie interna de la pared que está en contacto con el material transportado está formado por ferrita. Al obtener la muestra después de la prueba se observa en la figura 2.5 (b) una deformación plástica en la superficie interior de aproximadamente 41 μm , ésta no se encuentra uniformemente en toda el área analizada, como puede observarse en la microfotografía. Al igual que los otros aceros, se observan en la figura 2.5 (c) desprendimiento de material.

Dado que este tubo presenta una decarburización tenemos una menor resistencia a la penetración de la deformación. Este acero presenta una dureza promedio en la superficie mayor que el acero al carbono, por lo que presentó menor profundidad de la capa deformada. Los granos deformados presentan un alargamiento en lo que es el flujo plástico que se realizó en la zona inferior del tubo como se puede observar en la figura 2.5 (d). El transporte de fase densa del material, donde el ángulo de impacto de los sólidos fue cero o muy pequeño, afecta de una manera grave a esta zona. Si la concentración de sólidos o la razón del flujo de sólidos aumenta, el desgaste que se lleve a cabo aumentará considerablemente.

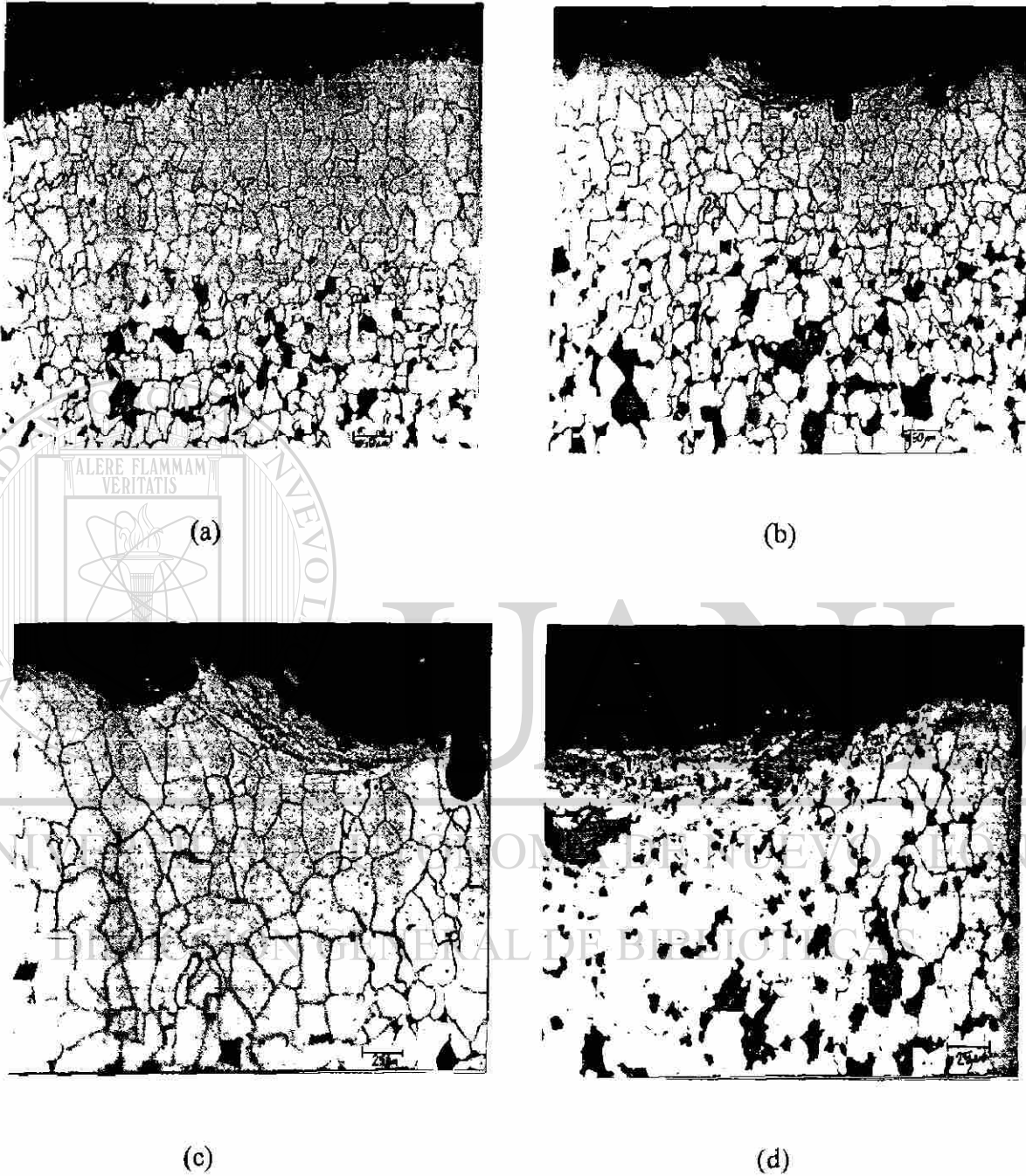


Figura 2.5. Microestructuras del acero ASTM A335 P-11. (a) sin desgastar, zona inferior a 200x. (b) P-11 desgastado, zona inferior deformada a 200x. (c) Acero P-11, zona inferior desgastada a 400x. (d) Acero P-11, zona inferior desgastada a 400x.

Microdurezas

En la gráfica de la figura 2.6 se observa un endurecimiento en la sub superficie debido a la deformación plástica ocurrida en la superficie del acero al carbono. La profundidad alcanzada es aproximadamente de 66 μm y se aprecia un reblandecimiento del material base de este acero de una dureza promedio inicial de 202 HV a una dureza promedio de 177 HV. Este reblandecimiento se debe a un recocido parcial, el cual conduce a una recuperación del acero que es sometido durante un intervalo de tiempo a una temperatura de 323 $^{\circ}\text{C}$. Durante la recuperación, la resistencia del acero se reduce ligeramente, pero su ductilidad generalmente aumenta [12A].

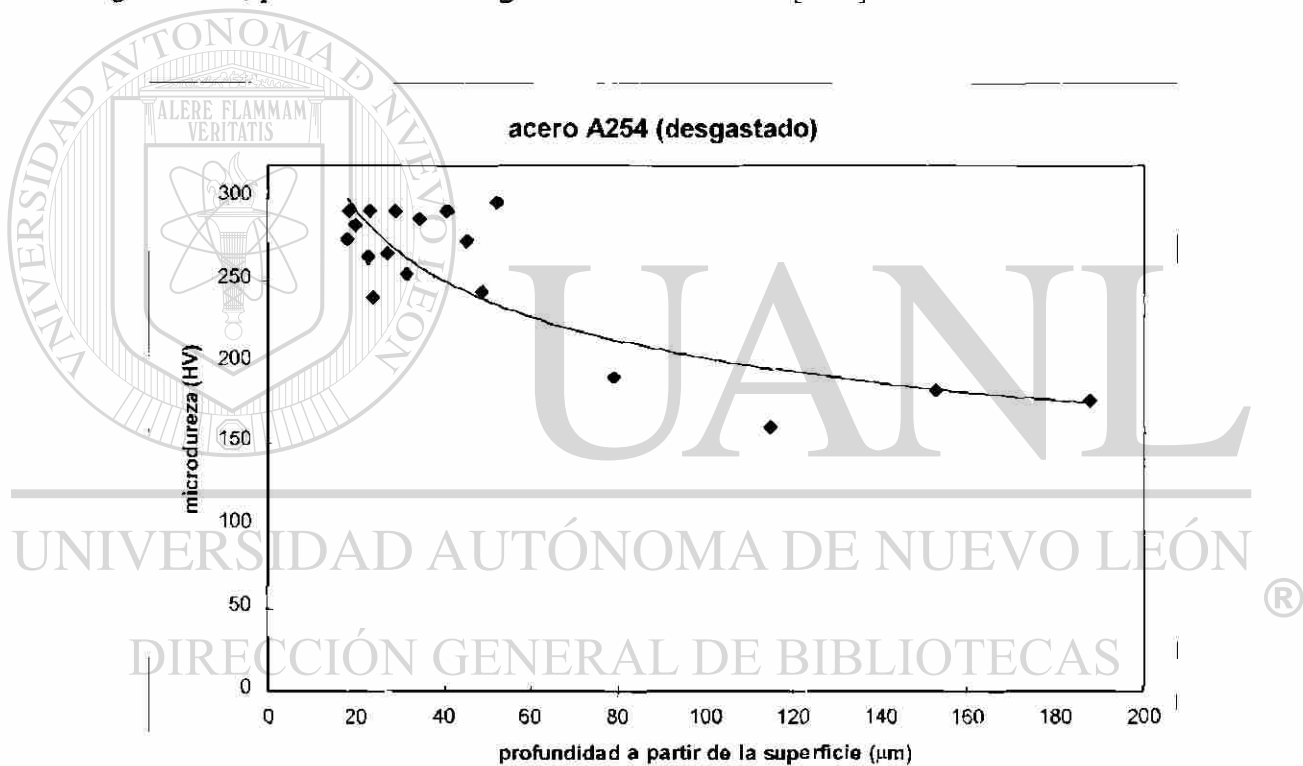


Figura 2.6 Gráfica de microdureza final de la superficie interna deformada del acero al carbono. Según [11A.]

En las gráfica de la figura 2.7 se muestra el perfil de microdureza para el acero inoxidable AISI 304. Aquí se observa un endurecimiento debido a la deformación plástica y que tiene una profundidad aproximada de 50 μm . Se encontró que el material base no sufre de ningún grado de reblandecimiento dado que consiste de una estructura austenítica. No presenta recuperación o recristalización a la temperatura de la prueba.

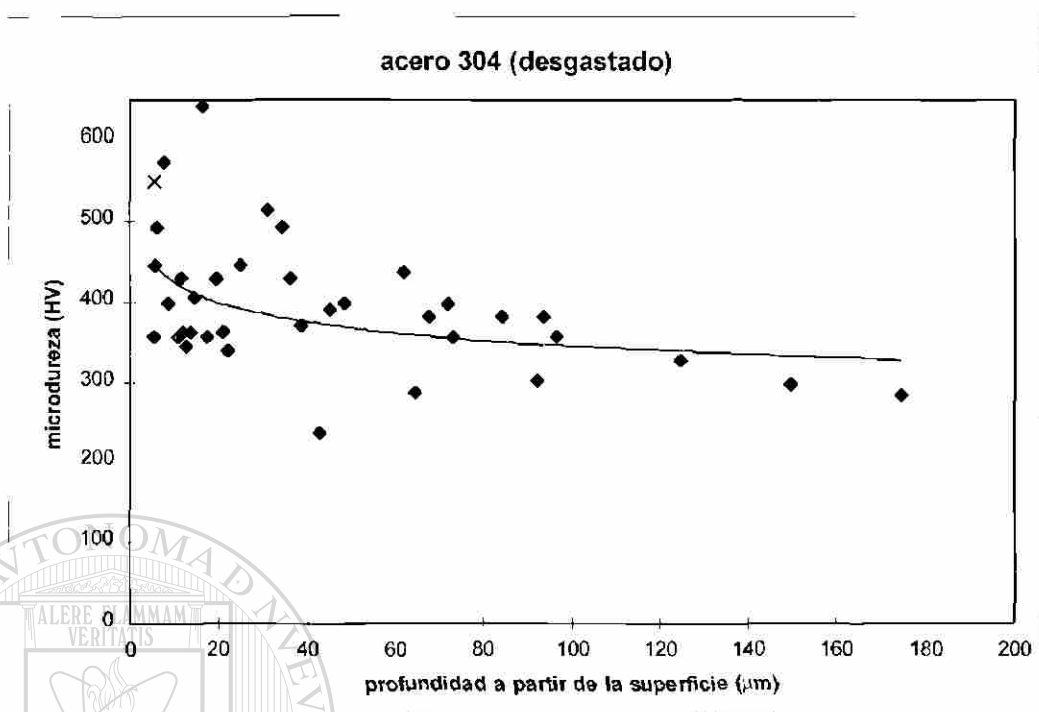


Figura 2.7 Gráfica de microdureza final de la superficie interna deformada del acero AISI 304. Según [11A.]

En la gráfica de la figura 2.8 se muestra el perfil de microdureza para el acero A335 P-11. En esta gráfica se observa un endurecimiento debido a la deformación plástica que se llevo a cabo hasta una profundidad aproximada de 41 µm. Se encontró que el material base no sufre de ningún grado de reblandecimiento, dado que consiste de una estructura perlítica que presenta resistencia a un recocido de proceso.

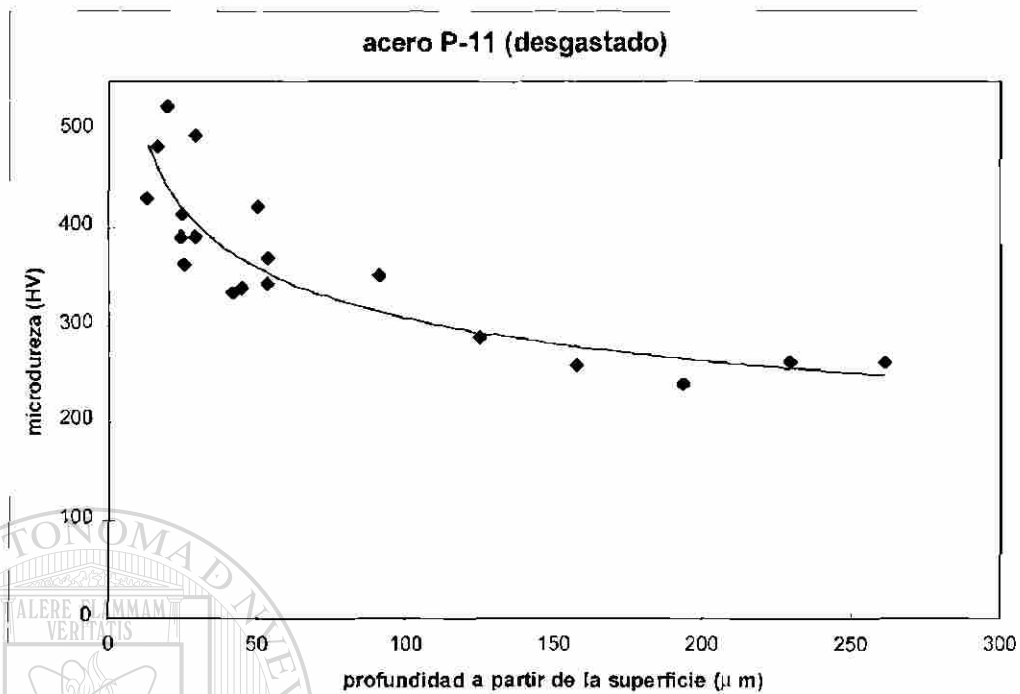


Figura 2.8 Gráfica de microdureza final del acero A335 tipo P-11. Según [11A.]

2.3 DESGASTE EN ACEROS.

2.3.1 Desgaste de Aceros al Carbono y Aceros Aleados.

En los aceros al carbono, la resistencia a la abrasión es básicamente, pero no únicamente, una función del contenido de carbono, microestructura y dureza. Adiciones de elementos aleantes pueden realizarse para mejorar otras propiedades mecánicas o mejorar la templabilidad.

Los aceros al carbono muestran una pobre resistencia al desgaste y alto daño de la superficie durante el deslizamiento en seco. El uso de estos aceros para deslizamiento de superficies en contacto requiere tratamientos superficiales, como endurecimiento o recubrimientos duros. También pueden utilizarse recubrimientos suaves como bronce, metal babbitt o antifricción, los cuales actúan como capas de bajo coeficiente de fricción. [13A, 14A]. Cuando minerales duros se encuentran en contacto con el acero, el desgaste es muy rápido a menos que la superficie del acero esté endurecida o recubierta con un material duro.

Es posible impartir una amplia variedad de microestructuras en los aceros por medio de tratamientos térmicos, con lo que las propiedades de desgaste pueden ser relacionadas a microestructuras específicas.

La resistencia al desgaste de los aceros ferríticos es mejorada por el endurecimiento en la superficie. La dureza máxima depende del contenido del carbono del acero y de la transformación martensítica [13A] (esto es, de la eficiencia del temple). El contenido del carbono afecta la dureza y resistencia al desgaste a través de la formación de carburos simples o complejos. Las propiedades de desgaste dependen del tipo, forma, tamaño y distribución de los carburos presentes, en adición a las propiedades de la matriz (por ejemplo, dureza, tenacidad, y estabilidad) [14A].

Por otro lado, los aceros están sujetos a un acelerado desgaste en un ambiente corrosivo. Un acero no protegido es también susceptible al desgaste por rozamiento o la formación de óxidos desprendidos entre las dos superficies en contacto en un movimiento oscilatorio a baja amplitud.

2.3.2 Desgaste del Acero Inoxidable.

Las propiedades de los aceros pueden ser mejoradas con adiciones de elementos de aleación. Uno de los desarrollos más importantes en aleaciones ferrosas son los aceros inoxidables, cuyas adiciones de cromo y níquel, principalmente, le confieren una alta resistencia a la oxidación y corrosión. Existen una gran variedad de diferentes aceros inoxidables resistentes a altas temperaturas y dependiendo de las condiciones de trabajo, se puede seleccionar el acero más adecuado. En general, los aceros al cromo presentan mejores propiedades mecánicas y algunas son susceptibles de endurecimiento por tratamiento térmico, dando una gran gama de propiedades mecánicas. Los aceros al cromo - níquel no son susceptibles de ser endurecidos por tratamiento térmico, pero presentan mejor resistencia a la corrosión en medios acuosos agresivos.

Corrosión - Erosión en aceros inoxidable

La corrosión de un metal o aleación puede ser acelerada cuando se presenta un abrasivo que remueve la capa de óxido protectora. Esta forma de ataque es especialmente significativa cuando el espesor de la capa de óxido es un importante factor en determinar la resistencia a la corrosión. En el caso de aceros inoxidable, la erosión de la película pasiva puede conducir a alguna aceleración de ataque.

Oxidación

Debido a los altos contenidos de cromo, los aceros inoxidable tienden a ser altamente resistentes a la oxidación. Factores importantes son considerados en la selección de aceros inoxidable para el uso a altas temperaturas como la estabilidad de la composición y microestructura de un grado superior térmicamente expuesto y la adherencia del óxido a una escala superior de un ciclo térmico [15A]. Dado que muchos aceros inoxidable utilizados a altas temperaturas son de grado austenítico con relativo alto contenido de níquel, es necesario poner cuidado en la posibilidad de un ataque de sulfidización.

2.4 RECUBRIMIENTOS DUROS.

La aplicación de los recubrimientos duros en los sistemas de ingeniería ha permitido obtener un alto rendimiento en la resistencia al desgaste, donde el principal objetivo es incrementar el tiempo de vida de los componentes de las estructuras. Existe una amplia clasificación de los recubrimientos y a su vez diferentes tipos de obtención. Actualmente, es posible obtener espesores delgados de recubrimientos con excelentes propiedades mecánicas. En este trabajo se estudian los recubrimientos duros aplicados por aporte de soldadura y por fundición, cuyas composiciones químicas permiten obtener carburos complejos embebidos en una matriz de metal suave. Estos recubrimientos presentan buena resistencia, además de ser obtenidos por un proceso relativamente fácil de aplicar y de tener un costo competitivo con los aceros inoxidable.

2.4.1 Selección de recubrimientos para desgaste a altas temperaturas.

Los recubrimientos duros son utilizados principalmente para resistir al desgaste adhesivo y abrasivo. Las consideraciones de los diferentes tipos de desgaste indican la necesidad de recubrimientos de materiales con valores altos de dureza. Esto se cumple con una mezcla de compuestos intermetálicos (carburos, nitruros, boruros y siliciuros) en una matriz metálica. Una amplia gama de materiales brindan protección contra el desgaste. Los materiales duros pueden ser depositados como películas delgadas o como recubrimientos de un espesor mayor utilizando diferentes técnicas de aplicación. Algunas de estas son: electro-depositación, difusión, plasma, sputtering, depositación química por vapor (CVD), soldadura y por fundición [16A]. Una consideración secundaria para la selección del recubrimiento duro es el coeficiente de fricción. Un material con una aceptable dureza y bajo coeficiente de fricción es preferido a uno de alta dureza y alto coeficiente de fricción, debido a que es preferible una baja potencia de disipación en un par de fricción. La siguiente consideración de importancia es el coeficiente de expansión térmica. El recubrimiento con sus redes endurecidas presentan menores coeficientes de expansión térmica que los metales [17A]. Puesto que el incremento de la energía de disipación y de la temperatura ocurren con el par de desgaste, un recubrimiento con un coeficiente de expansión térmica menor que el material base es deseable. De otro modo, esfuerzos de corte, inducidos por los gradientes de temperatura en la interfase del recubrimiento - metal base, tienden a desprender el recubrimiento duro.

Las propiedades termodinámicas de los materiales del recubrimiento entran en consideración cuando las partes recubiertas están expuestas a altas temperaturas durante operación. Algunos compuestos duros, tales como el carburo de tungsteno, tienden a descomponerse a moderadas temperaturas. La selección del recubrimiento duro deberá, entonces, considerar la estabilidad termodinámica. La energía libre estándar de formación de un compuesto es una medida de la estabilidad termodinámica y algunas veces es utilizada como un importante criterio en la selección de recubrimientos.

2.4.2 Resistencia al desgaste de diferentes recubrimientos duros.

A continuación se mencionan algunos recubrimientos para la resistencia a la erosión. Existe una severa erosión en las aspas de un compresor cuando partículas de arena y polvo son impactadas o succionadas por el motor de turbina de avión. Recubrimientos duros, obtenidos por CVD (deposición por vapor química), de carbonitruro de titanio son utilizados para la resistencia la desgaste erosivo de las aspas de acero inoxidable 17 - 4 PH. La resistencia a la erosión de las aspas recubiertas por CVD es reportada en un nivel de 70 a 80 veces mayor que las aspas recubiertas por espray de plasma de carburo de tungsteno. Los cañones de armas de fuego son usualmente recubiertas con capas duras de cromo para proteger y dar resistencia al desgaste erosivo. Calibres pequeños de cañón, recubiertos por CVD con tungsteno, presentan una razón de desgaste marcadamente menor [16A].

Lindsley y Marder [18A] realizaron un estudio de erosión por partículas sólidas en un compuesto de aleaciones esferodizadas de Fe - C con contenidos de 0.2 a 1.4 por ciento en peso de carbono, con una matriz metálica de Fe y partículas esferodizadas de Fe_3C . Estos investigadores encontraron que la resistencia a la erosión se incrementa cuando las características microestructurales disminuyen en tamaño, con las principales variables de microestructura iniciando con el espaciado de partículas y tamaño de grano de la matriz. Relaciones tipo Hall-Petch fueron propuestas para el espaciado microestructural con la razón de erosión y dureza. En general, la modificación de la microestructura de un acero, que represente un incremento en la dureza puede incrementar, disminuir o no afectar la razón de desgaste.

I M Hutchings [19A], ha estudiado diferentes mecanismos de desgaste y uno de sus trabajos consiste en una revisión de la diferentes pruebas de desgaste abrasivo y erosivo en películas delgadas de recubrimientos (el objetivo del trabajo es dar un resumen de las ventajas de utilizar recubrimientos de capas delgadas en áreas pequeñas). El método más común de cuantificar la extensión de desgaste es por la pérdida de masa.

En el desgaste abrasivo se encuentra, de nuevo que existe relación de los parámetros microestructurales con la razón de desgaste y con la dureza [19A].

En los párrafos anteriores se mencionaron algunos trabajos de la aplicación de recubrimientos en capas o películas delgadas con técnicas de obtención que implica alta tecnología y obtenidos por tratamientos térmicos. En nuestro sistema de desgaste, el proceso involucra grandes áreas que van estar expuestas al desgaste químico y mecánico, por lo que se seleccionaron los recubrimientos obtenidos por soldadura y depositados sobre un metal base, debido a su fácil aplicación y beneficio económico, que cumplan con los espesores nominales de una tubería industrial. Por lo tanto, se estudia en esta investigación el comportamiento de diferentes aleaciones denominadas recubrimientos duros alto cromo alto carbono.

La especificación ASTM A 532, cubre las composiciones y durezas de dos grupos generales de fundiciones blancas de alto cromo (fbac), Tabla 3A. Las fundiciones cromo - molibdeno (clase II de A532) contienen 11 a 23% Cr y hasta 3.5% Mo y pueden ser suministradas en condición vaciada (as cast) para obtener una matriz austenítica o austenita - martensita, o en condición tratada térmicamente para contar con una matriz de estructura martensítica para una máxima resistencia a la abrasión y tenacidad [20A].

Estas aleaciones son consideradas como las más duras de todos los grados de las fundiciones blancas. Comparadas con las fundiciones blancas de bajo níquel - cromo, los carburos eutécticos son duros y pueden ser tratados térmicamente para dar a las fundiciones una alta dureza. El molibdeno, como el níquel y el cobre, cuando es necesario es añadido para prevenir la formación de perlita y para incrementar la dureza. Las fundiciones alto cromo (clase III de A 532) representan el grado más antiguo de este tipo de fundiciones, con datos de patentes desde 1917. Estas generalmente contienen 25 a 28% Cr con porcentajes de hasta 1.5 % de Mo, para prevenir la perlita y obtener el máximo de dureza.

Tabla 3A. Composición química (% en peso) de las fundiciones alto cromo, según ASTM A532 [20A].

Clase	Designación	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Dureza HB
II	A 12% Cr	2.4-2.8	0.5-1.5	1.0 máx.	0.5	11-14	0.5-1.0	550
II	B 15%Cr-Mo-LC	2.4-2.8	0.5-1.5	1.0 máx.	0.5	14-18	1.0-3.0	450
II	C 15%Cr-Mo-HC	2.8-3.6	0.5-1.5	1.0 máx.	0.5	14-18	2.3-3.5	550
II	D 20%Cr-Mo-LC	2.0-2.6	0.5-1.5	1.0 máx.	1.5	18-23	1.5máx.	450
II	E 20%Cr-Mo-HC	2.6-3.2	0.5-1.5	1.0 máx.	1.5	18-23	1.0-2.0	450
III	A 25% Cr	2.3-3.0	0.5-1.5	1.0 máx.	1.5	23-28	1.5máx.	450

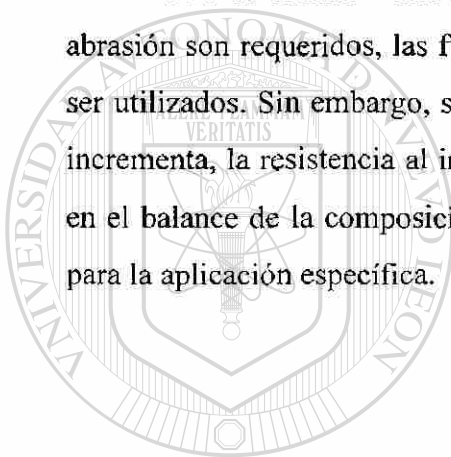
Las fundiciones blancas alto cromo tienen excelente resistencia a la abrasión y son utilizadas efectivamente en bombas para flujos de líquidos, moldes para ladrillo, laminador de molienda de carbono, equipo de chorro de municiones y componentes de cantería, minería de rocas y molienda. En algunas aplicaciones las aleaciones pueden resistir cargas con alto impacto. Las fundiciones blancas aleadas proporcionan la mejor combinación de tenacidad y resistencia a la abrasión.

Las fundiciones blancas se distinguen por su alta dureza. Los carburos eutécticos M_7C_3 relativamente discontinuos, se presentan en la microestructura reforzando la matriz relativamente suave. Los carburos eutécticos M_3C se presentan de forma continua y se encuentran en las fundiciones aleadas con menor cantidad de cromo. Estas aleaciones son usualmente producidas como composiciones hipoeutécticas.

Las aleaciones con resistencia a la corrosión, para aplicaciones como bombas para el manejo de cenizas, son producidas con un alto contenido de cromo (26 a 28% Cr) y bajo contenido de carbono (1.6 a 2.0% C). Estas aleaciones alto cromo bajo carbono, proveen el máximo contenido de cromo en la matriz. La adición de un 2% de Mo es recomendado para mejorar la resistencia a ambientes que contengan cloruros. Para esta aplicación, estructuras que contengan completamente matriz austenítica proporcionan mejor resistencia a la corrosión, a costa de una reducción en la resistencia a la abrasión.

Las fundiciones blancas alto cromo son utilizadas para partes complejas e intrincadas y en aplicaciones a altas temperaturas con un considerable ahorro comparado con los aceros inoxidable. Las fundiciones alto cromo diseñadas para elevadas temperaturas, pueden dividirse en tres categorías, dependiendo de la estructura de la matriz: fundiciones martensíticas aleadas con 12 a 28 % de Cr, fundiciones ferríticas aleadas con 30 a 34% Cr y fundiciones austeníticas, con contenidos de 15 a 30% de Cr, 10 a 15% de Ni, para estabilizar la fase de austenita.

Cuando el incremento a la resistencia a la corrosión y una máxima resistencia a la abrasión son requeridos, las fundiciones que contienen arriba de 28% de cromo pueden ser utilizados. Sin embargo, si el porcentaje de carburos (o el contenido de carbono) se incrementa, la resistencia al impacto disminuye, así que es importante tener un cuidado en el balance de la composición para obtener la mejor combinación de las propiedades para la aplicación específica.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Lista de Figuras:

Figura 2.1 Esquema de la línea de tubería en el ensayo.

Figura 2.2 Gráfica de la pérdida de espesor de los tres aceros para tubería en el transporte neumático de HRD a 300°C.

Figura 2.3.(a) Microestructura del AISI 1005 sin desgastar, zona inferior a 200x. (b) AISI 1005 desgastado, zona inferior deformada a 200x. (c) zona inferior desgastada a 400x. (d) zona inferior desgastada a 400x.

Figura 2.4.(a) Microestructura del AISI 304 sin desgastar, zona inferior a 200x. (b) AISI 304 desgastado, zona inferior deformada a 200x. (c) zona inferior desgastada a 200x. (d) zona inferior desgastada a 200x.

Figura 2.5.(a) Microestructura del ASTM A335 P-11 sin desgastar, zona inferior a 200x. (b) P-11 desgastado, zona inferior deformada a 200x. (c) Acero P-11, zona inferior desgastada a 400x. (d) Acero P-11, zona inferior desgastada a 400x.

Figura 2.6 Gráfica de microdureza final de la superficie interna deformada del acero AISI 1005.

Figura 2.7 Gráfica de microdureza final de la superficie interna deformada del acero AISI 304.

Figura 2.8 Gráfica de microdureza final del acero A335 tipo P-11.

Lista de Tablas:

Tabla 1A. Composición química (% en peso) de los aceros.

Tabla 2A. Condiciones del experimento en planta piloto a 300°C.

Tabla 3A. Composición química (% en peso) de las fundiciones alto cromo, según ASTM A532 [20A].

REFERENCIAS

[1A] Deaquino Esperanza, Martínez Dora, Pérez Alberto, Velasco Abraham, Flores Marco A., Viramontes B. Ricardo. Wear in pneumatic transport under hot reducing atmospheres. Powder Technology 95 (1998) 55 - 60.

[2A] Flores M.A., Pérez A., Martínez D., Arroyave R, Velasco A. y Viramontes R. Wear Mechanisms in Pneumatic Transport of Hot DRI. 9th International Freight Pipeline Symposium. Monterrey Nuevo León México, Abril de 1998.

[3A] Pérez Unzueta Alberto, Martínez Dora, Flores Marco, Arroyave R., Velasco A. and Viramontes R. Erosion and Corrosion Mechanisms in Pneumatic Conveying of Direct Reduced Iron Pellets. Wear Processes in MANUFACTURING. STP 1362, ASTM, February 1999.

[4A] Hutchings I. M. Tribology, Friction and Wear of Engineering Materials. Edited by Edward Arnold. London U. K. 1992.

[5A] Hutchings I. M. Monograph on the Erosion of Materials by Solid Particle Impact. Edited by the Materials Technology Institute of the Chemical Process Industries, Inc. October, 1983.

[6A] Marcus R. D., Leung L. S., Klinzing G. E. and Rizk F. Pneumatic Conveying of Solids. A theoretical and practical approach, 1990.

[7A] Mohlmann Johannes Daniel. Parameters Influencing the Pneumatic Conveying of Large Rock Particles. PhD. Johannesburg, Agosto 1985.

[8A] Stiglich J. J. and Holzl R. A. Coatings for Elevated Temperature Wear Resistance. San Fernando Laboratories, 1982.

[9A] Viramontes R. y Flores M. HYLSA. Comunicación privada, Oct. 1995.

[10A] Martínez D. Dora. Tesis de Maestría "Desgaste de Aceros Aleados en Sistemas de Transporte Neumático". Septiembre 1996.

[11A] Deaquino Aguirre Esperanza. Tesis de Maestría "Desgaste en Transporte Neumático". Septiembre de 1996.

[12A] Smith William F. Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de Materiales, Editorial McGraw-Hill Segunda edición. Agosto 1993.

[13A] Friction, Lubrication, and Wear Technology. ASM Handbook. Volume 18. 1990.

[14A] Hornbogen E., Metallurgical Aspects of Wear. Microstructure and Wear. October, 1979.

[15A] Levy Alan V., University of California. Mechanisms of Combined Erosion - Corrosion of Steels at Elevated Temperatures. 1989.

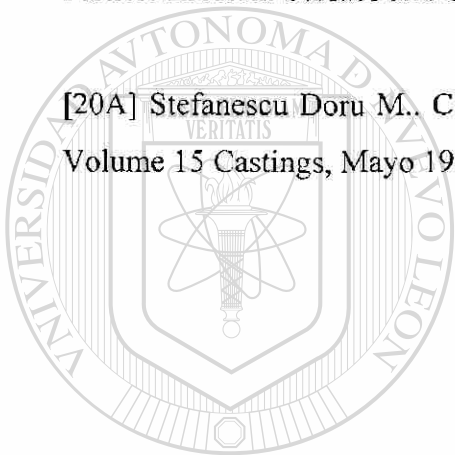
[16A] Peterson M. B. and Ramalingam S. Coatings for Tribological Applications. Proceedings ASM 1980. Pág. 331 - 408.

[17A] Gilman J. J., *Micromechanics of Flow in Solids*, McGraw-Hill, New York, 1975.

[18A] Lindsley B. A. and Marder A. R. Solid Particle Erosion of an Fe-Fe₃C Metal Matrix Composite. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Volume 29^a, March 1998.

[19A] Shipway P. H., and Hutchings I. M. Measurement of Coating Durability by Solid Particle Erosion. *Surface and Coatings Technology*, 1995, 71, 1-8.

[20A] Stefanescu Doru M., Classification of Ferrous Casting Alloys. *ASM Handbook*, Volume 15 Castings, Mayo 1992.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



CAPÍTULO 3

EXPERIMENTACIÓN

3.1 INTRODUCCION.

En el siguiente procedimiento experimental se describen las pruebas realizadas con el objetivo de evaluar el comportamiento al desgaste mecánico y químico de diferentes aleaciones que son utilizadas en la fabricación de tuberías para el transporte neumático de pélets de fierro esponja (HRD) en caliente. Otro objetivo es diseñar las rutas experimentales que permitan obtener correlaciones entre parámetros microestructurales de las aleaciones con el desgaste, que nos ayuden a determinar el tiempo de vida útil de los materiales en el proceso industrial. La primera prueba que se describe es sobre una planta piloto de transporte neumático donde se ensayaron tres materiales de aleaciones comerciales, las cuales estuvieron sometidas a condiciones de operación de transporte industrial. A partir de estas pruebas se propuso separar los diferentes mecanismos de daño encontrados y estudiar algunas aleaciones especiales de alta resistencia al desgaste. Se realizaron pruebas de corrosión y desgaste mecánico para aislar el mecanismo de daño presentado en cada caso y, de esta forma, determinar y cuantificar la magnitud de daño en el material. De esta manera se propone una herramienta práctica de evaluación de diferentes aleaciones que van a estar sujetas al proceso de transporte neumático. Dentro de algunas limitaciones en la experimentación, no existe la facilidad de realizar pruebas continuas variando los parámetros del proceso de transporte neumático en las dos diferentes escalas.

3.2 CARACTERIZACION DE MATERIALES.

La caracterización de los materiales consistió en determinar la composición química. También se realizaron difractogramas para la determinación de fases presentes corroborándolas con las observaciones microestructurales realizadas por microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido, donde se obtuvieron espectros de los elementos contenidos en las aleaciones utilizadas. Así mismo se determinaron los parámetros microestructurales, por medio de estereología. Por último se realizaron ensayos de dureza y microdureza como propiedades mecánicas de los materiales:

3.2.1 Composición química de las aleaciones y del material erosivo.

Se realizaron análisis químicos bajo estándares de calibración para cada elemento solicitado con el fin de determinar la composición química de las aleaciones utilizadas en las pruebas. En la Tabla 3.1 se da la composición química de los materiales, se puede observar que para las aleaciones tipo revestimiento duro se tiene un alto contenido de C, Cr, Ni y Mo, lo que representa una gran cantidad de carburos.

Tabla 3.1. Composición química de los diferentes materiales analizados (% en peso).

ALEACIONES	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	S	P	
Materiales para tubería									
A106 grado B	0.16	0.19	0.74	0.028	0.014	-	0.007	0.016	
ASTM A335 P22	0.127	0.398	0.47	2.5	0.039	0.52	0.012	0.02	
AISI 304	0.07	0.293	1.73	18.09	10.18	-	0.003	0.022	
Recubrimientos duros por soldadura									
R1: Cr-Ni-Mo-C	4.00	0.63	3.8	28.6	2.5	4.00	-	-	
R2: Cr-Ni-Mo-C	2.26	2.5	1.3	26.32	2.49	4.4	-	-	
Recubrimientos duros por fundición									
R3: Cr-Ni-Mo-C	Composición química propiedad de HyL, S.A. de C.V.								
R4: Cr-Ni-Mo-C	Composición química propiedad de HyL, S.A. de C.V.								
R5: Cr-Ni-Mo-C	Composición química propiedad de HyL, S.A. de C.V.								

Con respecto a las partículas erosivas utilizadas en este trabajo se tienen pélets de HRD producidos por el proceso HYL^{MR}. Una composición química típica (% en peso) de los pélets es 90% Fe mínimo, 5% de SiO₂, máximo, 2 - 4.5 % C y 1.5% CaO, máximo. Las partículas a transportar en la planta piloto fueron pélets de producción normal y de tamaño variable entre 6 y 12 mm de diámetro. Los pélets de hierro esponja a ser impactados en las muestras de acero en la máquina de erosión en caliente fueron triturados a una dimensión de 1.58 a - 3.175 mm, equivalentes a tamaño de malla de 1/16 a -1/8.

3.2.2 Difracción de rayos X.

Se realizaron varias pruebas de difracción de rayos X a fin de determinar las mejores condiciones de análisis, los intervalos de velocidad de barrido y ángulos de difracción, para determinar en forma cualitativa los compuestos presentes en cada una de las aleaciones especiales. El equipo utilizado fue un difractómetro de rayos X de reflexión, marca SIEMENS D-5000, con generador de 20 kV y 5 mA. La preparación de los materiales consistió en cortar el material en probetas circulares de aproximadamente 2.54 cm de diámetro y de un espesor de 1 cm. Las probetas fueron pulidas hasta una rugosidad promedio (Ra) de 6 μm. Se colocaron en un porta muestras de material amorfo de similar geometría, de tal manera que la superficie de la probeta queda alineada paralela al haz de rayos x. Las condiciones encontradas para obtener resultados fueron las siguientes: velocidad de barrido 0.01°/seg, difracción 10° a 70°, longitud de onda 1.54 Å, a temperatura ambiente.

3.2.3 Análisis metalográfico.

Para la preparación de las muestras metalográficas se siguió el método ASTM E3 - 80, el cual consistió en cortes en dirección transversal y longitudinal para el caso de tuberías y cortes de vista frontal y lateral para los recubrimientos metálicos (dos de ellos están en forma de placa); montaje, desbaste grueso y pulido con alúmina de 1.0, 0.3 y

0.05 μm , a fin de lograr una superficie de rugosidad menor a $R_a = 2 \mu\text{m}$. En el caso de los aceros comerciales se tiene un amplio conocimiento de los reactivos químicos empleados [1E] para revelar la microestructura. Para el caso de los recubrimientos, se probaron diferentes soluciones y a diferentes tiempos de ataque. Se encontró el reactivo conocido como Berahas, el cual contiene 60 ml de agua destilada, 15 ml de HCL y 1 mg de bisulfito de potasio. El ataque se realiza por inmersión durante 10 segundos. Este reactivo revela los carburos contenidos en la matriz. Se tomaron fotomicrografías de los materiales en el microscopio óptico Nikon modelo Epiphot de platina invertida a diferentes magnificaciones. El análisis metalográfico se realizó al inicio y final de las pruebas.

3.2.4 Durezas y microdurezas.

El ensayo de dureza se realizó en todos los materiales, siguiendo el método ASTM E18 - 89a. Se realizaron en promedio 20 lecturas para cada probeta, el equipo utilizado es un Durómetro Rockwell Wilson serie 500 modelo B504-T debidamente calibrado para ensayos Rockwell B y C. El ensayo de microdureza se realizó en un Microdurómetro Shimadzu tipo M, con un indentador Vickers de diamante piramidal, siguiendo el método ASTM E384 - 84. Se obtuvieron 4 lecturas en cada zona analizada, realizando un barrido en todo el espesor de los materiales utilizados. Para los aceros comerciales se realizaron microdurezas antes y después de las pruebas con una carga de 200 g y 10 s como tiempo de indentación. Estos parámetros de indentación fueron los utilizados en trabajos anteriores [1E]. Para los recubrimientos metálicos se obtuvieron solamente antes de las pruebas, para este ensayo se utilizó una carga de 300 g, con un tiempo de indentación de 15 s. Estos parámetros fueron elegidos en base a la curva de carga vs. dureza, en la región donde se tiene una dureza estable a la carga seleccionada.

3.2.5 Determinación de parámetros microestructurales.

Para determinar los parámetros microestructurales de los recubrimientos metálicos seguimos la teoría de estereología [2E] haciendo uso de los materiales preparados metalográficamente y de fotomicrografías a una magnificación de 200x. Se utilizó el microscopio óptico y un analizador de imágenes Leica modelo Quantimet 520, se tomaron 20 campos aleatoriamente en tres diferentes cortes de las aleaciones a una magnificación de 200 aumentos, para cada recubrimiento metálico, realizando el estudio estadístico correspondiente para ver la desviación de los datos obtenidos. Los parámetros de interés son, área total de carburos, tamaño y número de carburos. Una vez obtenidos estos datos se determinaron indirectamente los parámetros de trayectoria media libre y espaciamento entre carburos por medio de las siguientes relaciones [2E]:

$$\lambda = (1 - V_v) / N_L \quad 3.1$$

$$\sigma = 1 / N_L \quad 3.2$$

$$\lambda = (1 - V_v) / N_L = 1 / N_L - V_v / N_L = \sigma - V_v / N_L \quad 3.3$$

donde: λ = es la trayectoria media libre entre carburos y matriz

σ = es el espacio entre carburos

$V_v = A_A = L_L$ = fracción volumétrica (de superficie y lineal) de los carburos

$$N_L = N_i / L,$$

L = longitud estándar, en nuestro caso 100 μm

N_i = número de intercepciones dentro de la longitud estándar

3.3 EXPERIMENTACIÓN A NIVEL PLANTA PILOTO.

La experimentación en la planta piloto se realiza con el propósito de llevar a cabo pruebas a nivel escala que puedan ser utilizadas para predecir el comportamiento a nivel planta industrial. En esta planta piloto se trabaja con diferentes condiciones de operación

de transporte de pélets de HRD en caliente, con un circuito de líneas de tubería colocadas vertical y horizontalmente siguiendo cambios de dirección desde el reactor de reducción hasta el horno de arco eléctrico de la acería piloto. En esta prueba se utilizaron segmentos de tuberías de los aceros tipo bajo carbono ASTM A106 grado B, acero aleado tipo ASTM A335 clase P 22 y el acero inoxidable AISI 304 con las siguientes dimensiones; 10.10 cm (4 plg.) de diámetro, espesor de pared promedio de 5 mm y de 1 metro de longitud. Estos tubos testigos fueron instalados para monitorear la pérdida de espesor en la sección de mayor longitud de la zona horizontal del transporte neumático. Lo anterior se puede observar en la figura 3.1. En la sección horizontal el ángulo de incidencia es cero. Del cambio de dirección vertical a horizontal más cercano, se soldaron termopares a la superficie de la tubería en cada uno de los segmentos de prueba. También se instaló una estación de sonido antes de los segmentos de prueba para ayudar en la evaluación del tipo de densidad de fases. Así mismo se instalaron sensores de presión cada 10 metros. También se implementaron facilidades para la instalación y remoción de las tuberías de prueba. Antes de cada prueba se midieron los espesores de pared de los segmentos de tubería de prueba con un equipo de ultrasonido marca Krautkramer Branson modelo DM2 LCD, en cuatro diferentes posiciones cada una a 90°. Las posiciones de medición y de la dirección de flujo fueron cuidadosamente identificados. La Tabla 3.2 muestra las condiciones de prueba para la planta piloto.

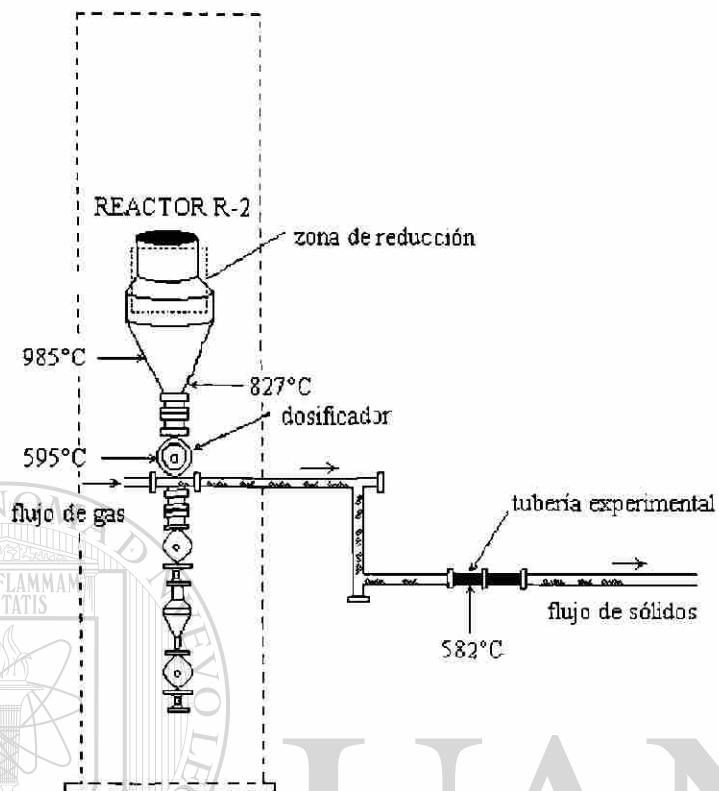


Figura 3.1. Planta piloto de transporte neumático.

Tabla 3.2. Condiciones de operación de la planta piloto.

Variables	Condiciones
temperatura	$580 \pm 10^\circ\text{C}$
presión	68.95 MPa
materiales transportados	pélets de HRD
tamaño de partícula	$[+0.3175, -0.635]$ cm
carga transportada	600 tons
razón de carga de sólidos	1 ton/hr.
atmósfera	reductora

3.3.1 Medición de espesores.

Como se mencionó anteriormente, sobre los tramos de tubería se marcaron: la dirección del flujo de partículas transportadas, el tipo de acero y las secciones que estuvieron en la parte inferior y superior. Se utilizó el sistema de identificación de coordenadas cardinales medidas a cuatro posiciones sobre la circunferencia: superior (norte), el fondo (sur) y los dos lados a 90° de la zona superior (este y oeste) como se muestra en la figura 3.2. Se realizaron 20 mediciones en cada sección antes y después de la prueba, llevando a cabo el tratamiento estadístico de datos para obtener el intervalo de confianza de las lecturas dadas por el aparato de ultrasonido debidamente calibrado para cada tipo de acero.

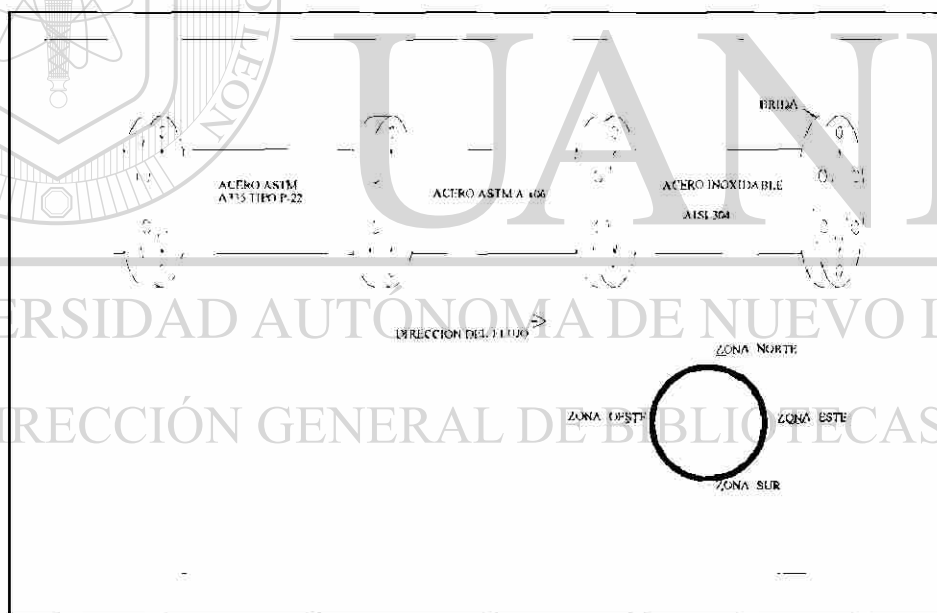


Figura 3.2 Sistema de identificación para lecturas de espesores.

3.3.2 Observación superficial y de la microestructura.

Una vez realizada la prueba, y de haber obtenido la información de espesores, se realizaron cortes en las tuberías en cada una de las secciones estudiadas, para obtener muestras representativas. Como primer paso se realizaron observaciones superficiales en el microscopio electrónico de barrido (SEM marca LEICA S440), obteniendo imágenes a diferentes magnificaciones y realizando análisis químicos cualitativos y semicuantitativos por espectrometría de dispersión de energía de rayos X (EDX). Una vez realizado este procedimiento, se hicieron cortes más finos en forma transversal para observar el área afectada. Estos cortes fueron preparados metalográficamente, obteniendo fotomicrografías a bajas magnificaciones, observando las zonas subsuperficiales. Esto se realizó con el fin de observar la magnitud de daño en los materiales y determinar el mecanismo de desgaste que actuó en mayor grado.

3.3.3 Ensayo de microdureza.

Con las probetas preparadas metalográficamente, se procedió a determinar la microdureza de los segmentos de tubos, utilizando una carga de 200 g y un tiempo de 10 segundos. Esta carga fue seleccionada dado que las zonas de deformación observadas fueron de hasta de 180 μm de profundidad en el corte transversal de la pared del tubo y la huella de indentación es en promedio de 40 μm . Se realizaron 20 lecturas de microdureza y se elaboró el tratamiento estadístico de datos correspondiente.

Aunque el área de deformación plástica no se presenta uniforme, según las imágenes mostradas por microscopía óptica, se prefirió realizar los ensayos de microdureza en dichas áreas, ya que representan la zona de interés para las pruebas de desgaste.

3.4 PRUEBA DE CORROSION.

La prueba de corrosión fue realizada con el objetivo de separar los mecanismos de daño encontrados en la planta piloto. En este ensayo se estudió el efecto químico de la atmósfera utilizada como gas de transporte de los pélets de fierro esponja sobre los materiales de prueba.

Las pruebas de corrosión fueron realizadas en un reactor horizontal bajo atmósferas de CO + H₂ similares a las empleadas, ya sea dentro del reactor RD, calentador o línea de transporte y es llamado gas reformado (gas R). La composición típica del gas R es 71% H₂, 16% CO, 8% CO₂, 3% CH₄, 1% N₂, 1% H₂O. Muestras de 8.0x15.0x4.0 mm de acero bajo carbono ASTM A106 grado B, acero ASTM A335 clase P22, acero inoxidable AISI 304 y una aleación de recubrimiento duro fueron utilizadas. La superficie de las muestras fueron pulidas con papel lija de SiC grado 320, dejando similar acabado en las 6 caras de la geometría de las muestras. El gas R es calentado dentro de una tubería de acero inoxidable, de 12.7 mm de diámetro, que se encuentra dentro de un horno de resistencias de carburo de silicio. El gas se hace circular en la línea de tubería de acero inoxidable pasando por el reactor, donde las muestras de acero y cupones de acero bajo carbono tratados con las capas metálicas del recubrimiento duro son colocadas dentro de la tubería. La Tabla 3.3 muestra las condiciones del ensayo:

Tabla 3.3. Condiciones de experimentación de corrosión a alta temperatura.

Variables	Condiciones
temperatura	700 ± 10 °C
tiempo de exposición	500 hrs.
presión	1.5 kg/cm ²
atmósfera	gas R

3.4.1 Cambio de masa.

Para evaluar cuantitativamente el daño químico, se obtuvo el cambio en peso por unidad de área. Se midieron las dimensiones de las 6 caras de cada una de las muestras, con ayuda de un micrómetro y un vernier, y se obtuvo el área total por muestra. Se probaron en total tres muestras por material para obtener información más confiable. Se pesaron las probetas antes y después del ensayo en una balanza digital que cuenta con una precisión del 0.0001g. Finalmente se obtuvo el cambio en peso por unidad de área total de las probetas.

3.4.2 Observaciones en la microestructura.

Una vez que se cuantificó el daño por corrosión, se procedió al corte de los cupones en forma transversal y longitudinal y se prepararon metalográficamente. Se realizaron las observaciones microestructurales, se tomaron fotomicrografías en el microscopio óptico a diferentes magnificaciones y se determinó también el daño por ataque químico.

3.5 MAQUINA DE DESGASTE

En esta prueba se tiene como objetivo estudiar el comportamiento de los materiales al mecanismo de daño mecánico, cuando el flujo de sólidos (fierro esponja) es impactado a diferentes ángulos, en la superficie de la aleación estudiada.

La máquina de desgaste es esencialmente una máquina de granallado con un calentador. En el diseño del equipo se contempló el manejo de diferentes atmósferas, tales como atmósferas inertes, gas R con diferentes contenidos de H_2 , o atmósferas basadas en hidrógeno y monóxido de carbono. En este equipo, 6 diferentes materiales (acero inoxidable 304 y todos los recubrimientos metálicos R1 - R5, ver Tabla 3.1) son

expuestos al ataque erosivo. Las muestras pueden ser colocadas a diferentes ángulos de impacto (en este trabajo se escogió los ángulos 0° y 30° de impacto, con respecto al flujo de sólidos), ver figura 3.3. Las muestras son cortadas a un tamaño de $40 \times 25.0 \times 6.0$ mm y la superficie de las muestras es cortada con un disco de diamante para dejar el área plana. Posteriormente, la superficie es pulida hasta un promedio de $50 \mu\text{m}$ de rugosidad Ra. Las muestras son pesadas y la rugosidad es medida con un rugosímetro digital. Las muestras son instaladas en el portamuestras y son colocadas a un ángulo determinado con respecto al flujo de sólidos (pélets de HRD). La velocidad promedio de las partículas es de 10 m/s transportadas por una atmósfera a una temperatura de 550°C . La Tabla 3.4 describe las condiciones de prueba.

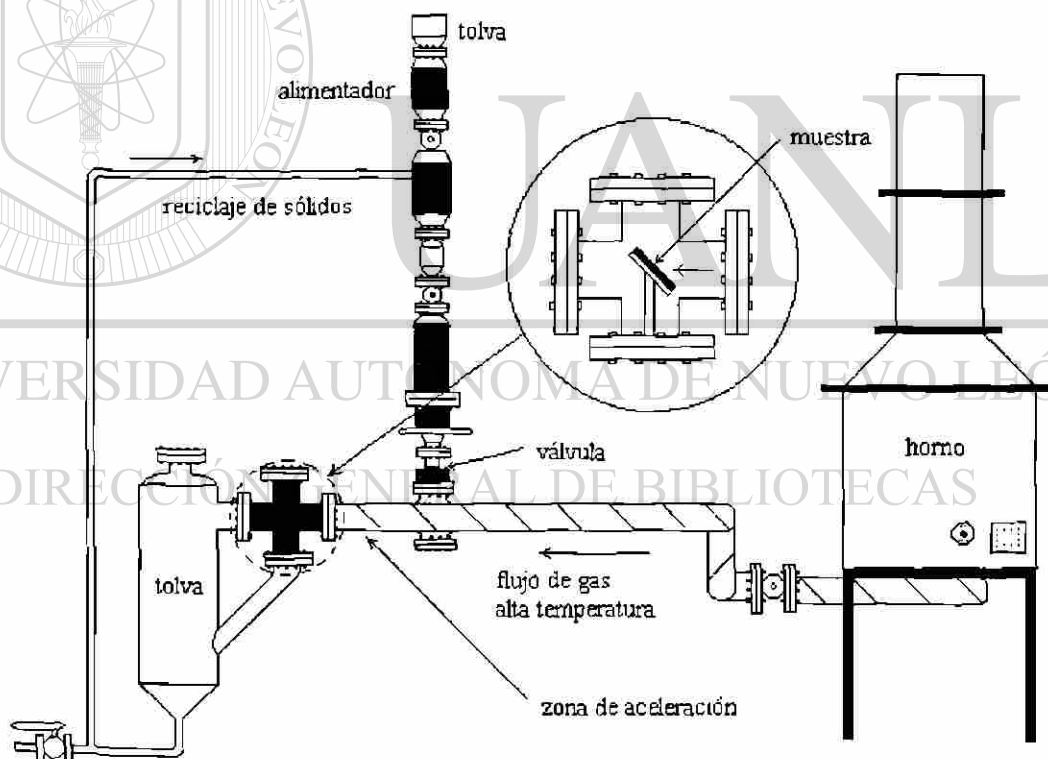


Figura 3.3. Máquina de erosión.

Tabla 3.4 Condiciones de la prueba de la máquina de erosión.

Variables	Condiciones
temperatura	550 ± 10 °C
materiales transportados	pélets de HRD triturados
tamaño de partícula	[-0.3175, + 0.158] cm
carga transportada	2.8 tons - para el acero 304 y recubrimientos R2 - R5 11.16 tons - para el recubrimiento duro R1
razón de carga de sólidos	1 kg/min
atmósfera	inerte
ángulo de impacto	0° y 30°

3.5.1 Observación superficial.

Una vez sometidos las probetas al ensayo, éstas se limpiaron por medio de ultrasonido a fin de remover el material adherido en la superficie, como son los finos del hierro esponja. Se realizaron las observaciones en la superficie de las probetas a altas magnificaciones en el microscopio electrónico de barrido, la observación se realizó en forma sistemática, se capturaron las imágenes y se obtuvieron espectros de rayos X en las zonas deformadas plásticamente.

3.5.2 Cuantificación del área de desgaste y la profundidad de desgaste.

A fin de cuantificar el volumen de desgaste se procedió con la siguiente metodología. Primero se cuantificó por medio de análisis de imágenes el área de desgaste promedio de la superficie. Posteriormente se determinó la profundidad promedio de desgaste en las zonas deformadas plásticamente, utilizando perfiles de rugosidad de las áreas dañadas. Este procedimiento se llevó a cabo, debido al mínimo cambio de masa de las probetas en las aleaciones especiales y, por lo tanto, el registro de la lectura de cambio de masa no es significativo. Además, parte del material removido por deformación plástica no es detectado como cambio de masa.

La determinación de área dañada promedio se obtuvo del siguiente procedimiento:

- Se capturaron imágenes de la superficie de las probetas desgastadas a una magnificación de 500x en el SEM. El criterio para seleccionar las áreas deformadas o desgastadas fue aleatoria, realizando las observaciones en toda la superficie de impacto.
- Las imágenes capturadas (en promedio 12 por probeta), se utilizaron en el analizador de imágenes, que fue debidamente calibrado a la magnificación 500x. La imagen de tamaño 512 x 480 pixeles, dada por el SEM, permitió obtener la equivalencia de un pixel por 0.188 μm , para su proceso por el equipo de análisis de imágenes. Se determinó el valor del área dañada y la fracción de área, en cada imagen. Se realizó el tratamiento estadístico, para encontrar el valor del área desgastada promedio de cada probeta ensayada.
- Al obtener el área de desgaste promedio, se determina el área total de desgaste, por medio del cálculo del área de impacto total de las probetas utilizadas a diferentes ángulos de impacto. Lo anterior se obtiene de la observación superficial de la zona marcada por el flujo de sólidos, por medio de la medición del área de impacto con un micrómetro.

La profundidad en las áreas de desgaste fueron determinadas por medio de análisis de perfiles de rugosidad, obtenidas de un equipo de rugosidad marca Taylor Hobson LTD con punta cónica de diamante de radio de 2 μm , que cuenta con una profundidad de trabajo de 4 mm. En cada superficie de las probetas desgastadas, se realizaron en promedio 25 perfiles de rugosidad de 12 mm de longitud de barrido, en dirección horizontal y vertical de las zonas de desgaste. Para verificar las áreas de desgaste, se compararon con las dimensiones encontradas en las imágenes obtenidas en el SEM. Se tiene como zonas de referencias, aquellas zonas que no estuvieron en contacto con el flujo de sólidos, ya que estaban protegidas por sujetadores al portamuestras. Estas zonas fueron las esquinas de las muestras, como se puede apreciar

en la figura 3.4. Se realizaron ensayos cuidando que se tomaran estas áreas y zonas de área dañada, para ver el cambio en el perfil de rugosidad. Una vez obtenido el perfil, se midió la profundidad máxima del perfil, de las zonas detectadas como áreas erosionadas. Se obtuvo la profundidad promedio de las zonas de desgaste, para todas las probetas a los diferentes ángulos ensayados.

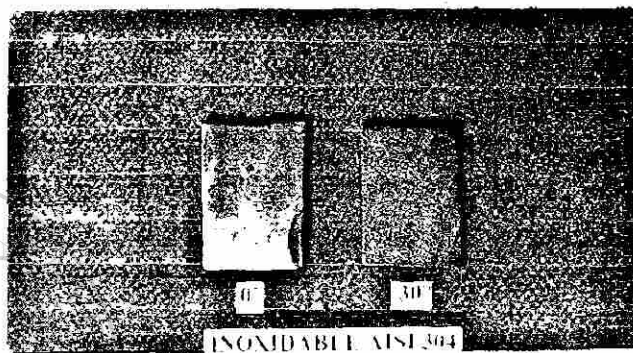


Figura 3.4. Muestra después de ser sometida a desgaste

Una vez encontrada el área total de desgaste y la profundidad promedio en estas zonas, se estimó el volumen de desgaste de los materiales en este ensayo de desgaste mecánico, normalizándolo para el total de carga transportada en cada prueba, de tal forma que se obtuvo el volumen de desgaste por unidad de masa transportada.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

3.5.3 Validación estadística.

Con los datos obtenidos de áreas y profundidades de desgaste, se realizaron tratamientos estadísticos, para determinar la confiabilidad de estos datos para estimar el volumen de desgaste. El primer tratamientos de datos utilizado fue estadística básica como promedios, desviaciones estándar y varianza. Después se obtuvo la sensibilidad del ensayo para cuantificar el área de desgaste con el número de campos utilizados, determinándola con el tamaño de la muestra y curvas de operación [3E]. Al comparar los

materiales, en base a su resistencia al desgaste, se realizaron pruebas t (pruebas de hipótesis sobre las medias de dos distribuciones normales, con varianzas conocidas) y F (prueba de hipótesis sobre las varianzas de dos distribuciones normales), para concluir que los valores obtenidos fueran de diferentes materiales. En el apéndice E se presentan estas pruebas estadísticas.

3.6 PROCEDIMIENTO DE ESCALAMIENTO A PLANTA INDUSTRIAL.

En la planta industrial se utilizan líneas de tubería de 30.4 cm (12") de diámetro, para el transporte neumático de pélets de fierro esponja. Con el objetivo de estimar el tiempo de vida promedio de la tubería, se utilizaron los resultados de la máquina de desgaste y de la planta piloto, tomando como referencia al acero inoxidable. Esto es debido a que el daño mecánico será el que actúa en mayor grado, ya que el gas de transporte a utilizar será un gas inerte. Por lo tanto, el ataque químico no entra a consideración en esta etapa. Para líneas de tubería horizontal se realizó un escalamiento de los resultados del ángulo de impacto de 0° (paralelo al flujo de sólidos). El procedimiento seguido es el siguiente:

- Se obtuvo la profundidad promedio máxima en la probeta utilizada en la máquina de desgaste para el total de la carga transportada, donde las partículas transportadas son pélets triturados de HRD. De una relación lineal, se calcula la carga necesaria para desgastar profundidades de 0.03 mm (dado que esta lectura fue obtenida experimentalmente, en la planta piloto, tubería de 10.16 cm (4")) y 2 mm (la cual designamos como profundidad crítica para espesores de pared de tubería de 10.16 cm (4") y 30.48 cm (12")).
- Se calculó la relación entre la profundidad de desgaste de la muestra en la máquina de erosión con la profundidad de desgaste de la planta piloto, para las mismas profundidades propuestas en la máquina de erosión. También se contó con

información de la tubería del acero inoxidable de la planta industrial, donde se reporta una pérdida de espesor de 2 mm para un total de 67,000 toneladas transportadas [4E], con lo que se determinó la cantidad de carga necesaria para obtener una profundidad de 0.008 y 0.03 mm, ya que son las profundidades que tenemos como datos experimentales en la máquina de erosión y en la planta piloto. Una vez conocido el factor de proporcionalidad, que relaciona los datos de la máquina de desgaste, la planta piloto y la planta industrial, este factor se utiliza para relacionar la profundidad de desgaste encontrado en la muestra con la profundidad de desgaste en el espesor de pared interior de la tubería analizada. Es importante mencionar que la profundidad de desgaste del acero inoxidable, encontrado en todas las pruebas de erosión, es utilizado como referencia, para obtener la pérdida de espesor de pared equivalente a 2 mm de cualquier material. Todo lo anterior se describe en la figura 3.5.

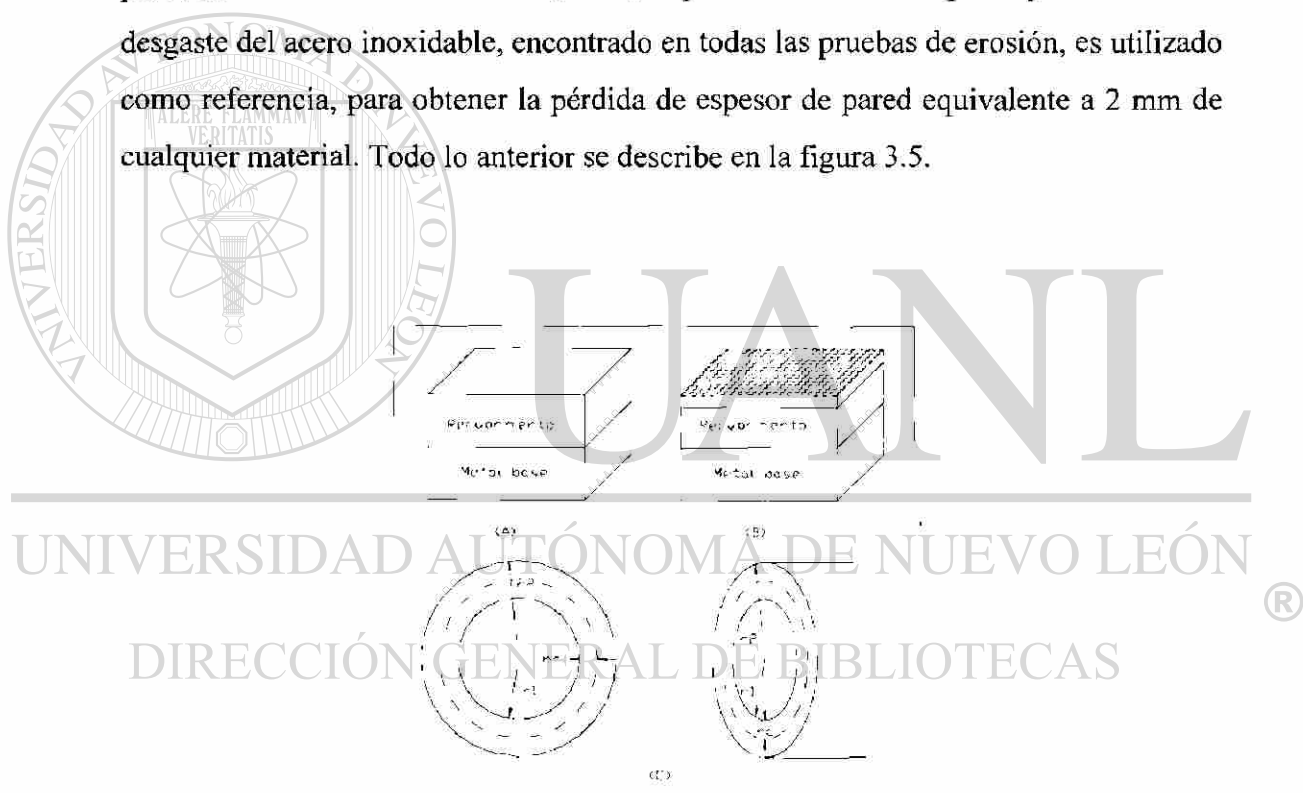


Figura 3.5. Esquema del escalamiento industrial. (a) probeta utilizada en la máquina de erosión, sin desgastar. (b) probeta sometida a erosión, donde se presenta la superficie desgastada y las profundidades de desgaste. (c) vista transversal de la tubería, donde se indica la profundidad de desgaste.

Para una pérdida de espesor de pared del recubrimiento metálico R1, por ejemplo de 2 mm, la cantidad de masa transportada necesaria para desgastar ese espesor se obtendría de la siguiente manera:

- De los resultados de la máquina de desgaste, obtenemos la relación de la carga transportada necesaria para desgastar 0.008 mm de espesor de pared del acero inoxidable y el recubrimiento R1. En este paso, obtenemos cuantas veces es más resistente el recubrimiento metálico que el acero inoxidable.
- De las relaciones encontradas para el acero inoxidable en los diferentes ensayos, obtenemos los factores de que tan agresiva es la máquina de erosión con respecto a la planta piloto y la planta industrial. Así entonces podemos utilizar estos valores para determinar la carga necesaria para desgastar profundidades de 0.03 y 2 mm en el recubrimiento metálico, además de tomar en cuenta el factor de resistencia con respecto al acero inoxidable. Conociendo la razón de flujo de sólidos dado por las condiciones de operación en la planta industrial, podemos estimar el tiempo de vida útil de la tubería.

Esta es una primera aproximación, para estimar el tiempo de vida útil de una tubería en posición horizontal. Hay que resaltar que la prueba a utilizar, es decir la máquina de desgaste, es un ensayo acelerado de desgaste, que nos permitirá establecer un límite superior de desgaste esperado, donde las partículas de pélets van “frías” en comparación con la planta industrial.

Lista de Figuras:

Figura 3.1. Planta piloto de transporte neumático.

Figura 3.2. Sistema de identificación para lecturas de espesores.

Figura 3.3. Máquina de erosión.

Figura 3.4. Muestra después de ser sometida a desgaste.

Figura 3.5. Esquema del escalamiento industrial. (a) probeta utilizada en la máquina de erosión, sin desgastar. (b) probeta sometida a erosión, donde se presenta la superficie desgastada y las profundidades de desgaste. (c) vista transversal de la tubería, donde se indica la profundidad de desgaste.

Lista de Tablas:

Tabla 3.1. Composición química de tuberías de acero (% en peso).

Tabla 3.2. Condiciones de operación de la planta piloto.

Tabla 3.3. Condiciones de experimentación de corrosión a alta temperatura.

Tabla 3.4. Condiciones de la prueba de la máquina de erosión.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

REFERENCIAS

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

[1E] Martínez D. Dora. Tesis “Desgaste de Aceros Aleados en Sistemas de Transporte Neumático”. Septiembre 1996.

[2E] Practical Applications of Quantitative Metallography. McCall/Steele, editors, ASTM STP 839. Julio 1984.

[3E] Hines William W., Montgomery Douglas C. Probabilidad y Estadística para Ingeniería y Administración. Editorial CECSA, Mayo 1987.

[4E] Flores M. HYLSA. Comunicación privada, Octubre 1998.

CAPÍTULO 4

RESULTADOS

4.1 INTRODUCCION.

En el presente capítulo se dan los resultados del análisis microestructural de los materiales, así como las propiedades mecánicas. También se presentan los resultados de las pruebas en la máquina de desgaste y planta piloto. En la máquina de desgaste, se correlacionan los parámetros microestructurales de las aleaciones con los valores de desgaste. En el escalamiento realizado, se utiliza la información obtenida como herramienta práctica para determinar el tiempo de vida útil de los materiales en un proceso industrial.

4.2 CARACTERIZACION DE LOS MATERIALES.

Como resultado de la caracterización de los diferentes materiales, se obtuvieron los difractogramas en donde se determinó las fases presentes en todos las aleaciones de recubrimientos duros. La microestructura inicial de todos los materiales fue caracterizada por microscopía óptica. Los valores promedios de dureza y microdurezas de las fases presentes fueron obtenidos antes y después de someterlos a desgaste. Los parámetros microestructurales se estimaron por análisis cuantitativo de las fases características de la microestructura de cada uno de los materiales estudiados.

4.2.1 Difracción de rayos X.

Una vez encontrado el programa con las condiciones de corrida en difracción de rayos X, para los recubrimientos duros, se obtuvieron los difractogramas para cada material, mismos que se representan en las figuras 4.1, 4.2 y 4.3. (ver apéndice A)

En el recubrimiento R1 se tiene una matriz austenítica con carburos M_7C_3 (carburos hexagonales y tipo agujas), $M_{23}C_6$ (carburos localizados en las fronteras de grano) y M_3C (carburos redondos). La intensidad en el pico de la fase M_7C_3 determina una mayor densidad de estos carburos complejos en la matriz, como se observa en la figura 4.1.

En el recubrimiento R2 se tiene la presencia de las fases austenita, ferrita y martensita en la matriz, con una alta densidad de carburos M_3C . Se tienen en menor densidad carburos de la forma $M_{23}C_6$, M_7C_3 , ver (a) de la figura 4.2. En la aleación R3 se tiene una matriz de martensita con presencia de ferrita con una alta densidad de carburos M_7C_3 , ver (b) de la figura 4.2.

El recubrimiento R4 presenta una matriz de austenita con una alta densidad de carburos M_3C , también se detectaron carburos M_2C ver figura 4.3 (a). El recubrimiento R5 presenta una matriz de austenita con un alta densidad de carburos M_7C_3 y $M_{23}C_6$ y menor cantidad de carburos M_3C en la matriz, ver figura 4.3 (b).

En la sección 4.2.3, se cuantifican las fases presentes en las aleaciones de recubrimientos metálicos que fueron identificadas por difracción de rayos X, por medio de microscopía y análisis de imágenes.

En la Tabla 4.1 muestra en resumen las fases presentes en los recubrimientos estudiados, se agregan para evaluación los recubrimientos R6 y R7.

Tabla 4.1. Fases presentes en los recubrimientos.

Recubrimiento	Fases presentes en orden de importancia
R1	matriz austenita (C0.19Fe0.7Ni0.11), M_7C_3 , $M_{23}C_6$
R2	matriz austenita (Fe,C), C0.14 Fe1.86, $M_{23}C_6$, M_3C
R3	matriz martensita, M_7C_3
R4	matriz austenita (C0.19Fe0.7Ni0.11), M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_3C
R5	matriz austenita (C0.19Fe0.7Ni0.11), Mo_2C , NiCrFe, M_7C_3
R6	matriz austenita (Fe,C), $CrSi_2$, Fe0.54Mo0.73, V25Fe50Si25
R7	matriz austenita (C0.19Fe0.7Ni0.11), M_7C_3 , $M_{23}C_6$, (Fe,C)

4.2.2 Análisis metalográfico.

Las microestructuras iniciales de las aleaciones para tuberías, se representan en la Figura 4.4, se observan la micrografías de los aceros utilizados en la prueba de la planta piloto de transporte neumático, en (a) es el acero bajo carbono ASTM A106, que presenta una microestructura de fase ferrita con algunos dominios de perlita en los límites de grano, con una distribución uniforme de tamaño de grano promedio de 8.3 μm con una desviación estándar de 2 μm (tamaño 6 según la norma ASTM E112 - 88). En el (b) se tiene el acero A335 tipo P-22, el cual presenta una microestructura con una matriz de ferrita e islas de perlita, con tamaño de grano de 15 μm , con una desviación estándar de 1.5 μm (tamaño 5 según la norma ASTM E112 - 88). En el (c) se tiene el acero inoxidable AISI 304, que presenta una microestructura formada por austenita, con un tamaño de grano promedio de 58 μm con una desviación estándar de 5.5 μm (tamaño 2 según la norma ASTM E112 - 88).

En las figuras 4.4 a 4.7, se representan las microestructuras encontradas para los diferentes materiales. En especial, los recubrimientos metálicos, presentan grandes diferencias en su microestructura, a pesar de tener una composición química parecida. Lo anterior está asociado al diferente proceso de obtención.

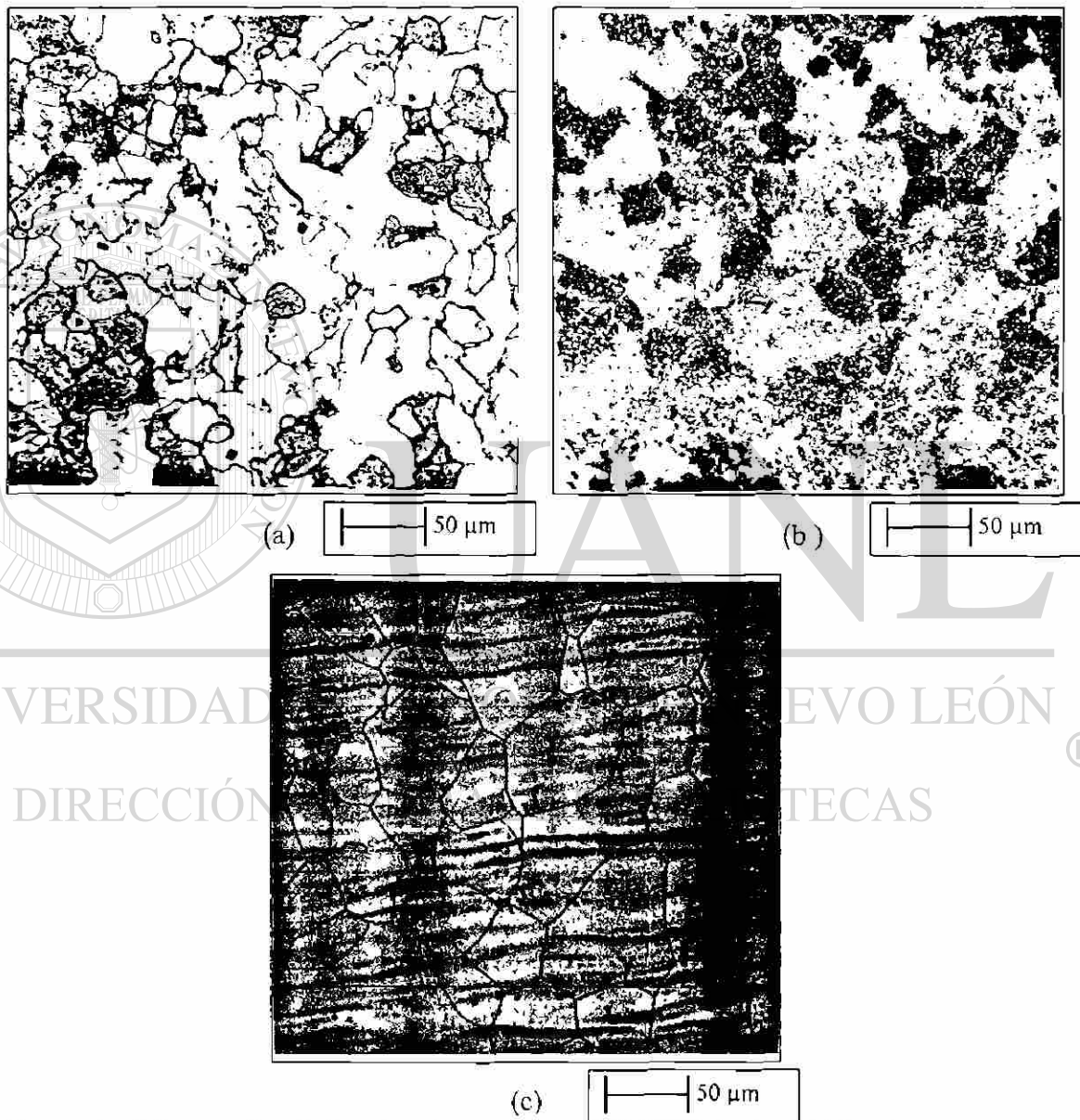
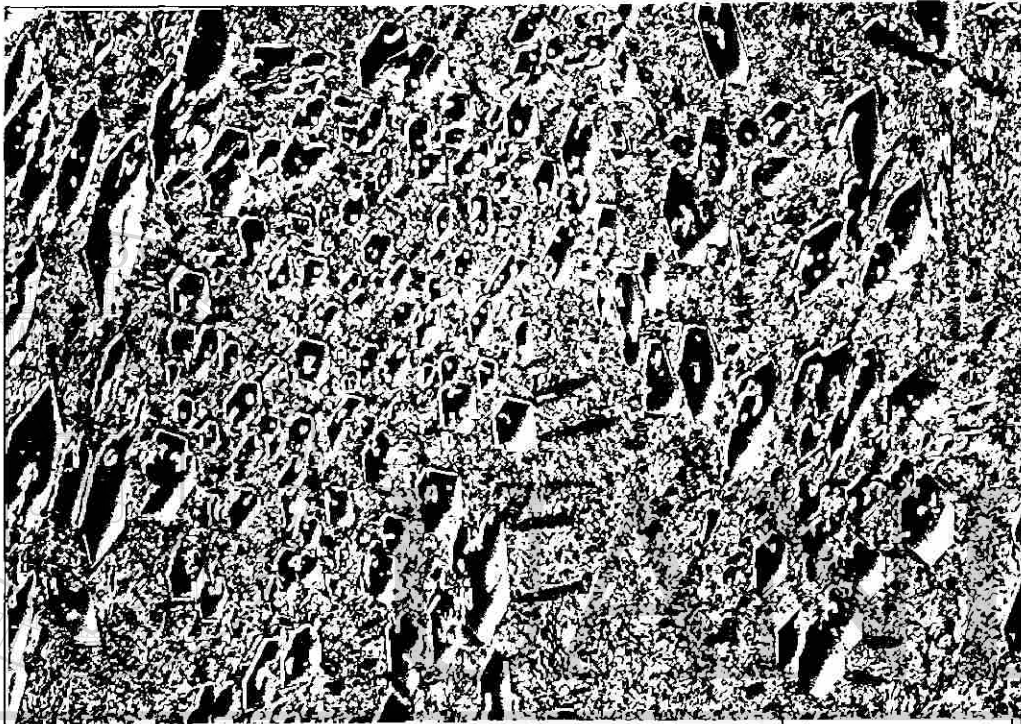


Figura 4.4 Micrografías de las aleaciones: (a) acero bajo carbono A106, microestructura de ferrita con perlita fina en la frontera, (b) acero A335 tipo P-22, presenta una microestructura con una matriz de ferrita e islas de perlita y (c) acero inoxidable AISI 304, con una microestructura de austenita, antes de desgaste.

En el caso de los recubrimientos metálicos se tienen diferentes microestructuras. Para el recubrimiento R1 se puede identificar una matriz de austenita, con carburos complejos embebidos en la matriz, ver figura 4.5.



100 μm

Figura 4.5. Micrografía de la aleación R1 que presenta una microestructura con una matriz de austenita con carburos complejos primarios y secundarios.

En la figura 4.6, se presenta la microestructura del recubrimiento metálico R2, donde se aprecia una matriz con una distribución uniforme de carburos con tamaño promedio de 6 μm . El recubrimiento R3 presenta una matriz de ferrita y zonas de martensita, con carburos primarios en forma de dendritas, ver la figura 4.7. En la figura 4.8, se observa la microestructura del recubrimiento R4, que presenta una matriz de ferrita y áreas de martensita, con una alta densidad de carburos primarios. En la figura 4.9 se observó al recubrimiento R5, donde se cuenta con una matriz de austenita con carburos complejos primarios distribuidos en la matriz.

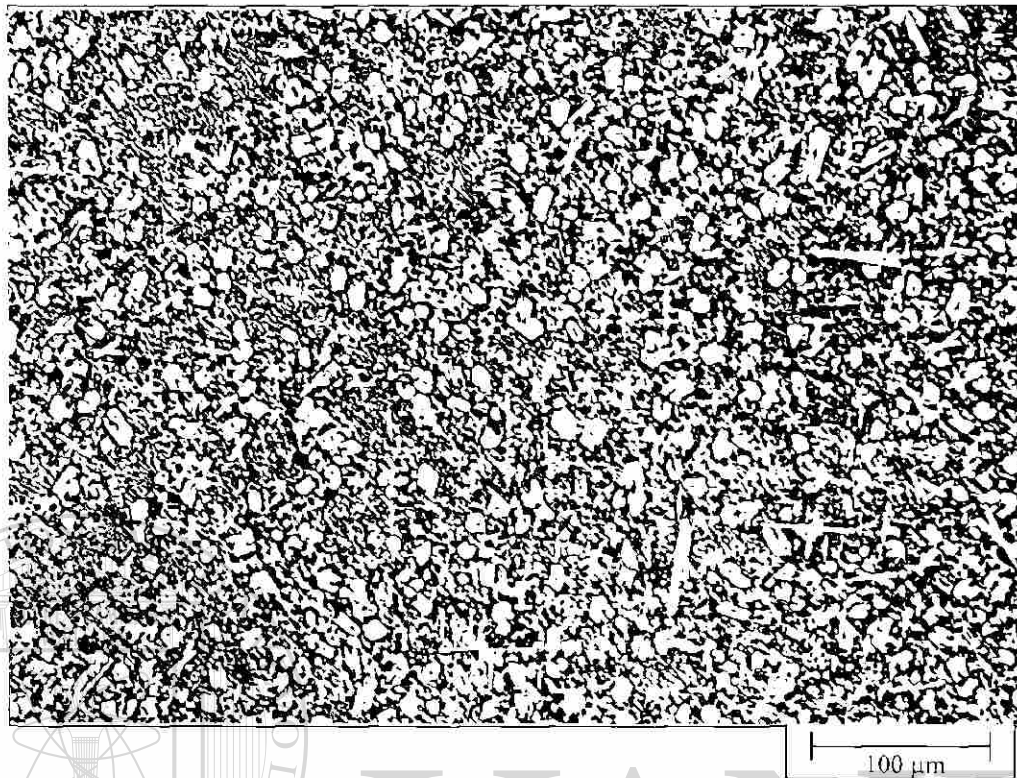


Figura 4.6. Micrografía del recubrimiento R2 que presenta una microestructura con una matriz de austenita con presencia de ferrita con carburos primarios y secundarios.

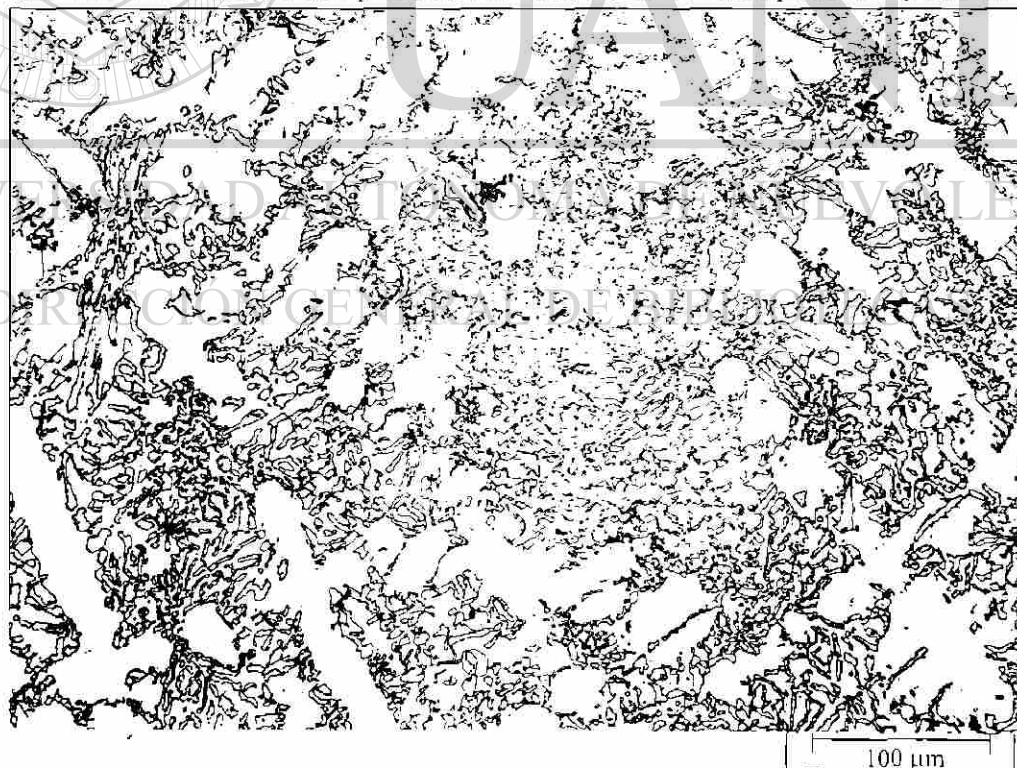


Figura 4.7. Micrografía del recubrimiento R3 que presenta una microestructura con una matriz de ferrita y zonas de martensita con carburos primarios.



Figura 4.8. Micrografía del recubrimiento R4 que presenta una microestructura con una matriz de ferrita y áreas de martensita con carburos primarios y secundarios.

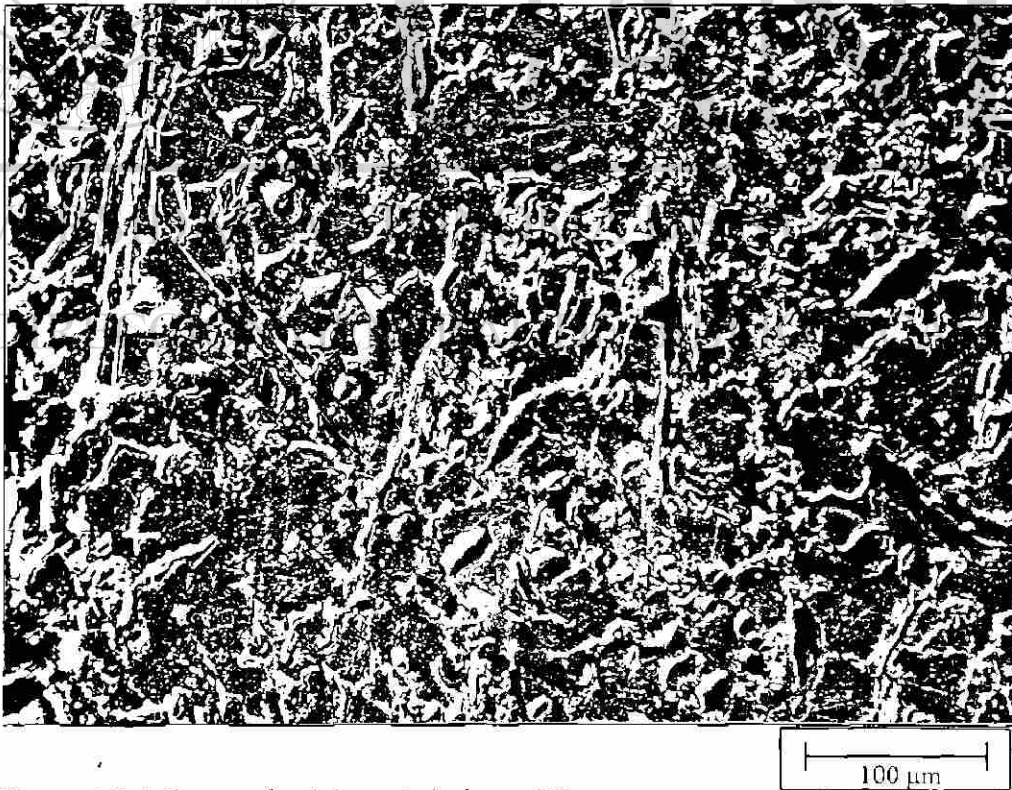


Figura 4.9. Micrografía del recubrimiento R5 que presenta una microestructura con una matriz de fase austenita con carburos complejos primarios.

4.2.3 Determinación de parámetros microestructurales.

Del análisis cuantitativo de imágenes de las diferentes microestructuras, se obtuvieron los parámetros microestructurales como son: área, porcentaje de área, número de carburos en la matriz, trayectoria media libre entre carburo - matriz y espaciamento entre carburos; la información y el análisis de datos se puede encontrar en el Apéndice B, donde también se encontrarán diferentes niveles de tamaño de carburos en las microestructuras. En la Tabla 4.2, se presentan los resultados de los principales parámetros encontrados para los recubrimientos metálicos estudiados, se agregan además las aleaciones R6 y R7 que fueron posteriormente evaluadas para validar las correlaciones encontradas en las pruebas de desgaste.

Tabla 4.2. Parámetros microestructurales de los recubrimientos metálicos.

Aleaciones	Area total de carburos	Número de carburos	Area total de carburos (μm^2)	Trayectoria media libre λ (μm)	Espacio entre Car. σ (μm)
R1	30%	226	59471	8.75	12.50
R2	30%	446	59199	14.0	20.00
R3	43%	410	94476	28.50	50.00
R4	27%	368	59123	36.50	50.00
R5	27%	310	58296	18.25	25.00
R6	32%	221	69472	32	50
R7	39%	268	84669	20	33

4.3 PLANTA PILOTO.

Las pruebas en planta piloto permitieron obtener los resultados que permitieron plantear pruebas posteriores, donde se estudiarían los mecanismos de desgaste mecánico y químico en forma separada. En esta sección se darán en forma concisa, los principales resultados de la prueba de transporte neumático en escala.

4.3.1 Medición de espesores.

En esta sección se resume la información obtenida de las lecturas de espesores y del análisis del cambio de espesor en los segmentos de tubería colocados en la línea principal de transporte de la planta piloto, en el Apéndice C se presentan los datos de espesores iniciales y finales medidos en cada acero. En la figura 4.10, observamos el comportamiento de la pérdida de espesor en las secciones descritas en la figura 3.2 en los tres aceros estudiados.

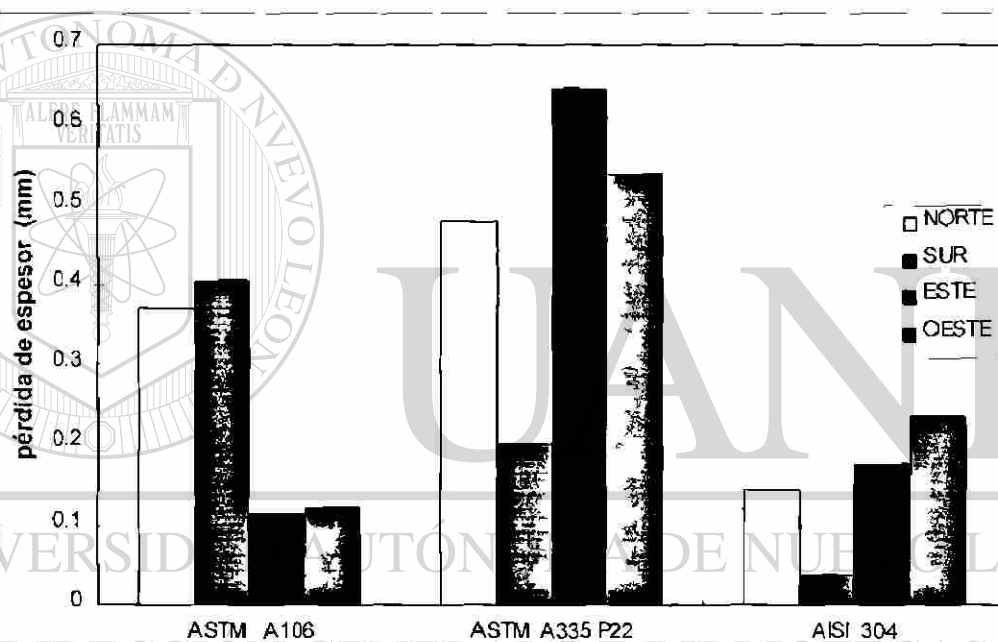


Figura 4.10. Gráfica de pérdida de espesores para los aceros estudiados en planta piloto.

En la figura 4.10 observamos que la pérdida de espesores no sigue el comportamiento encontrado en las pruebas de transporte a una temperatura de 300°, como se muestra en la sección 2.2.1. Para el acero bajo carbono A106, observamos un cambio de espesor menor en las zonas este y oeste, que para la zona sur y norte. En el acero A335 P22, el comportamiento en todas las secciones analizadas es inesperado, según la sección 2.2.1, la zona sur tiene la menor pérdida de espesor y las zonas este y oeste tiene un valor alto en pérdida de espesor. La pérdida de espesor en las cuatro secciones, para el acero inoxidable 304 es menor que los otros aceros.

4.3.2 Observación superficial de la tubería y microscópica de la microestructura.

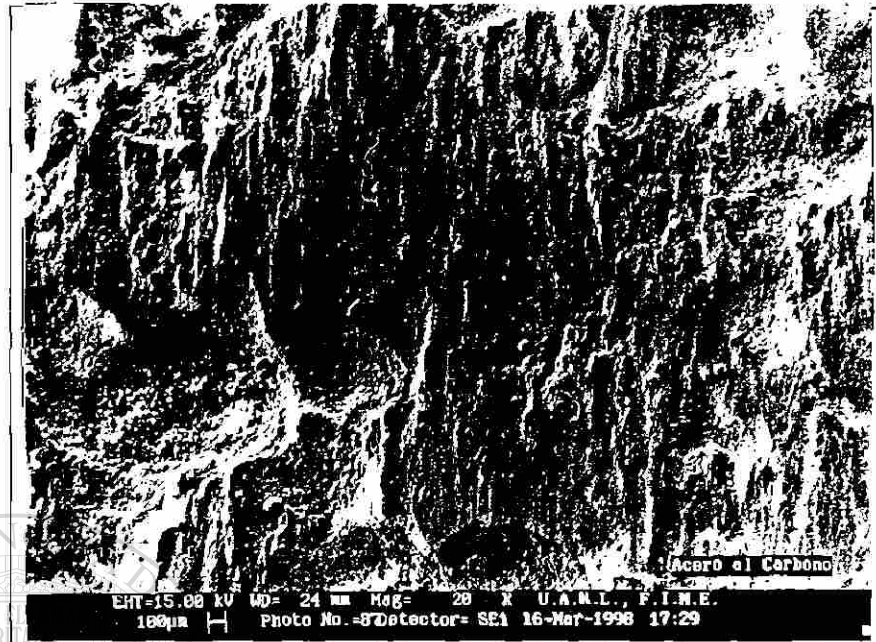
Observación superficial

De las observaciones en las superficies de las zonas estudiadas en la tubería, se seleccionaron las imágenes obtenidas en el SEM más representativas del daño encontrado, en donde se realizaron análisis químico cualitativo en la superficie, donde se determinó la presencia de fierro esponja adherida en la superficie. Además se detectó óxido de fierro en los aceros bajo carbono y P-22, En el acero inoxidable se detectó solamente el fierro esponja adherido en las huellas de deformación. En la figura 4.11, se observa el daño superficial en los tres aceros utilizados en la prueba.

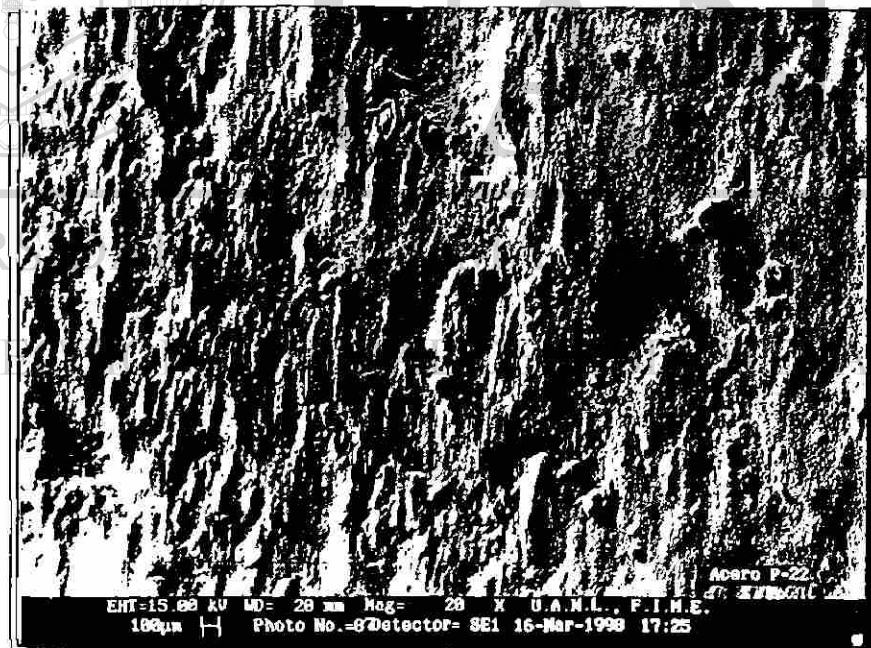
En la figura 4.11 (a) se observa la superficie de desgaste del acero bajo carbono, esta área presenta picaduras de tamaño aproximado de 500 μm . Alrededor de estas zonas se observan zonas de deformación plástica del material. En la figura 4.11 (b) se presenta al acero P-22, donde se observan al igual que el acero bajo carbono, picaduras de tamaño medio de 300 μm , también se tiene el flujo plástico en dirección del transporte de partículas, las zonas de deformación plástica se observan con un desgaste menor aparente que el acero bajo carbono. En la figura 4.11 (c) se presenta el acero inoxidable, la superficie no presenta daño por corrosión, se observa el flujo plástico del material con la aparente deformación plástica, al igual que los demás aceros.

Observación de las microestructuras

Como resultados del análisis de la microestructura en los cortes realizados en forma transversal se observó en los aceros bajo carbono y P-22 el daño en la subsuperficie, la profundidad de las picaduras y las áreas de deformación plástica, como se muestra en las figuras 4.12 y 4.13. Dentro de las picaduras se observa una capa de óxido de 10 a 20 μm de espesor. Este óxido no está uniformemente distribuido en toda la zona de desgaste. Inmediatamente después de este óxido, en algunas zonas se aprecia una película delgada, de espesor promedio de 12 μm . Esta película se identificó por análisis de EDX, ver apéndice C, como fierro esponja adherido a la superficie.

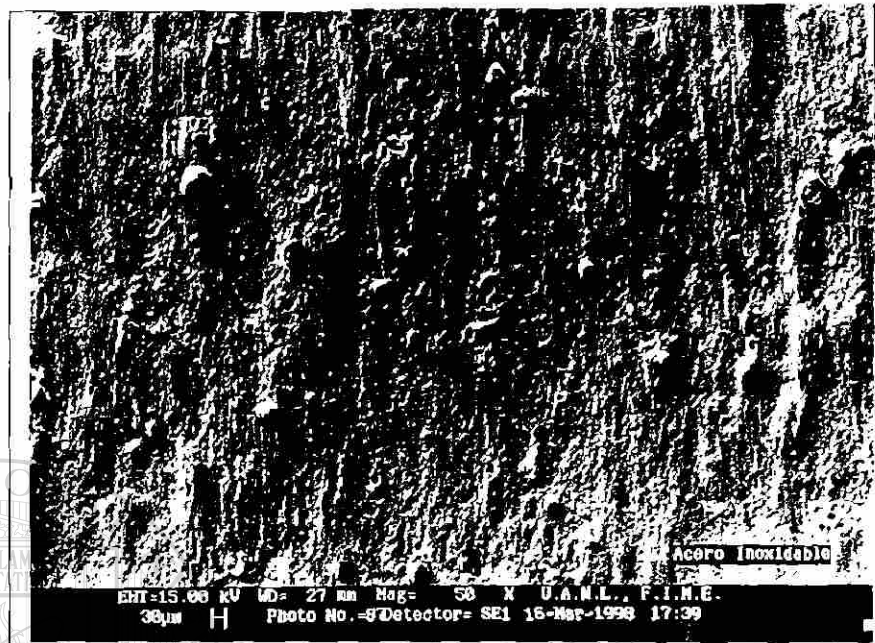


(a) Acero bajo carbono A106 - B



(b) Acero A335 P-22

Figura 4.11. (a) acero bajo carbono A106 - B, (b) acero A335 P-22, después de ser sometidos a la prueba de la planta piloto y (c) acero inoxidable AISI 304 después de ser sometidos a la prueba de la planta piloto (siguiente página).



(c) Acero inoxidable AISI 304

Figura 4.11. (a) acero bajo carbono A106 - B, (b) acero A335 P-22 y (c) acero inoxidable AISI 304 después de ser sometidos a la prueba de la planta piloto.

La figura 4.14, muestra una fotografía (SEM) del acero inoxidable 304 después de la prueba de la planta piloto. La superficie no muestra signos de ataque químico. Sin embargo, puede ser observada una capa de fierro esponja de espesor variable, sobre la superficie. La profundidad de deformación plástica en la austenita cercana a la superficie es pequeña, de tal forma que es difícil apreciar el daño mecánico en este acero a nivel microestructural.

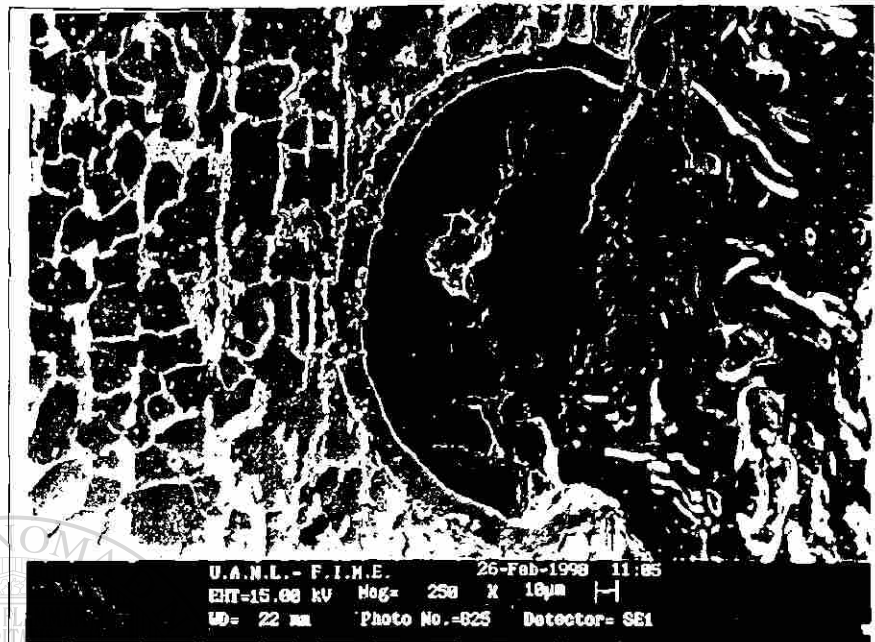


Figura 4.12. Desgaste en la microestructura del acero A106.

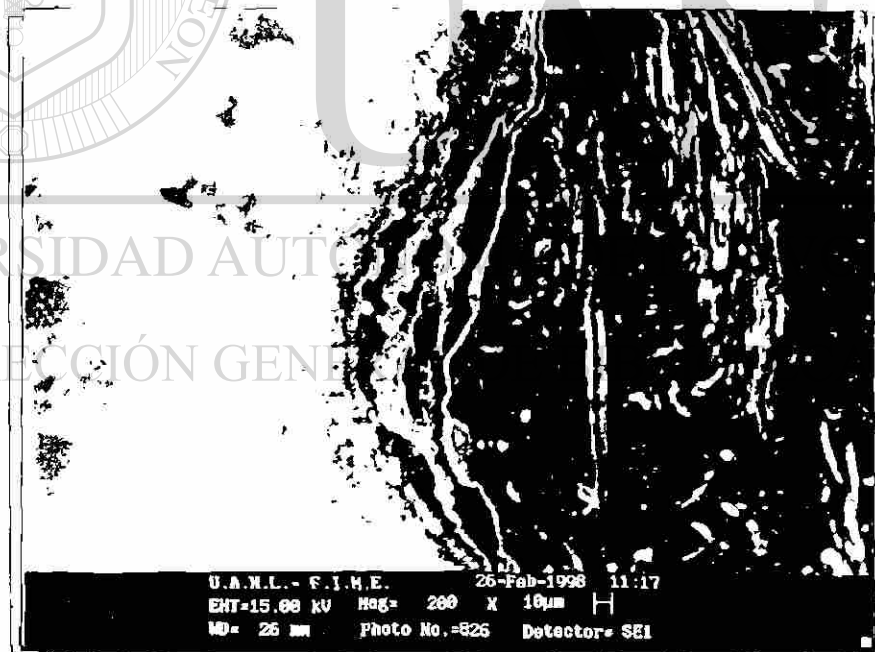


Figura 4.13. Desgaste en la microestructura del acero A335 P-22.

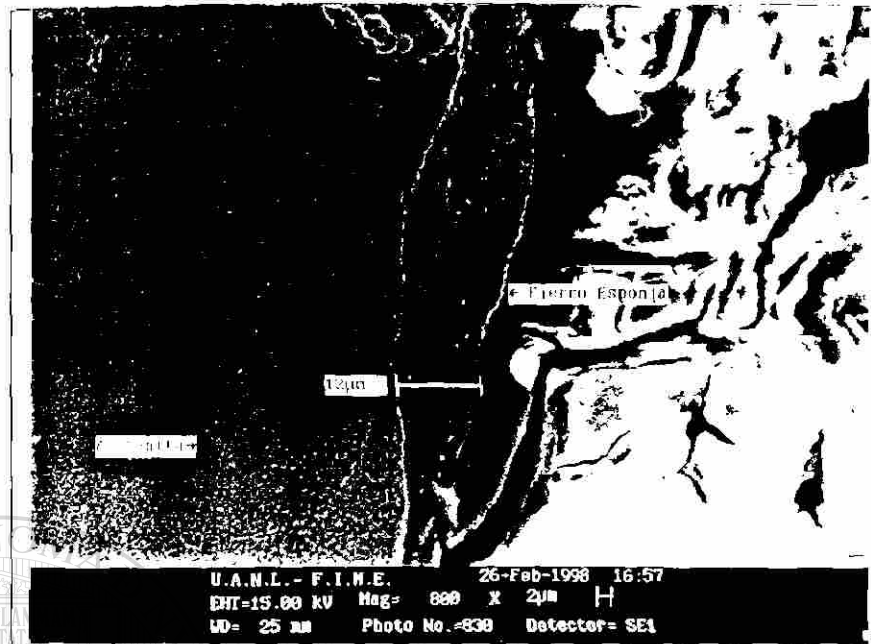
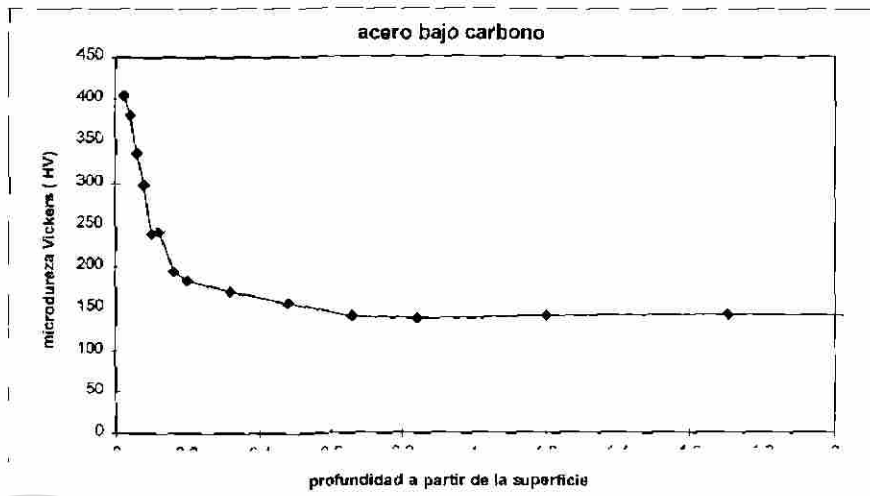


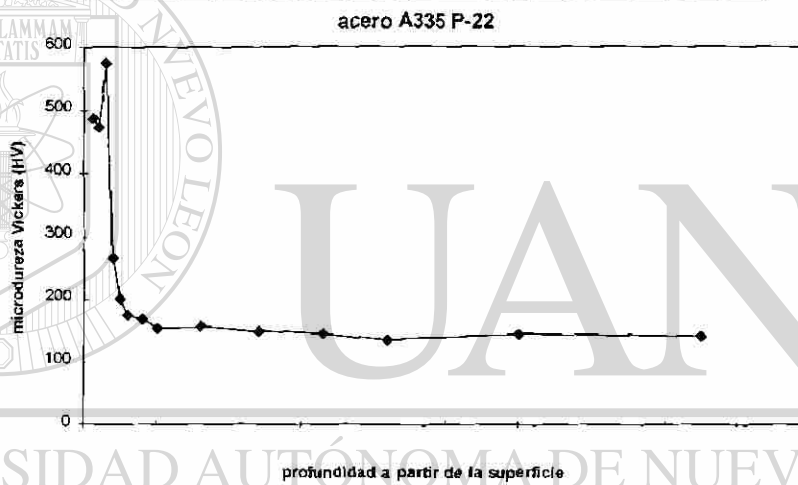
Figura 4.14. Microestructura del acero inoxidable 304, después de ser sometido a la prueba de desgaste en planta piloto.

4.3.3 Ensayo de microdureza.

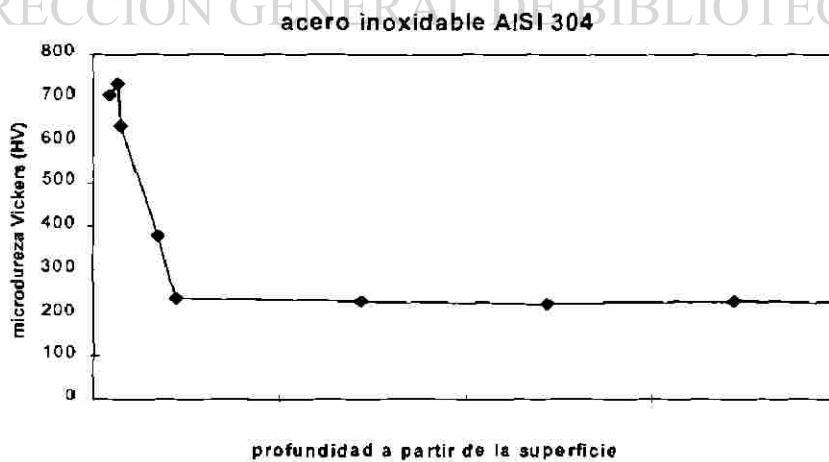
La figura 4.15 muestra los perfiles de microdureza de los aceros. en (a) observamos al acero bajo carbono, con un incremento en la micro dureza de 150 a 400 HV, a una distancia de 0.12 mm a partir de la superficie en contacto. El mismo comportamiento es observado en el acero A335 (b), en el cual el cambio de microdureza es aproximadamente de 180 a 550 HV, a una distancia 0.10 mm desde la superficie. Para el acero AISI 304 (c) el incremento es de 220 a 730 HV, a una distancia de 0.17 mm de la superficie.



(a)



(b)



(c)

Figura 4.15. Comportamiento de la micro dureza en la sub superficie de los aceros, (a) A106 grado B, (b) A335 tipo P-22 y (c) AISI 304, después de la prueba de planta piloto.

4.4 CORROSION.

Para cumplir el objetivo de estudiar el mecanismo de desgaste químico, se obtuvo la información cuantitativa de la pérdida de material en las diferentes aleaciones. Como uno de los principales resultados encontrados se tiene la evaluación de los diversos recubrimientos metálicos en diferentes atmósferas. En esta sección se darán los resultados de los aceros comerciales y del recubrimiento R1 que estuvieron sometidos a una atmósfera reductora.

4.4.1 Cambio de masa por unidad de área.

La evaluación cuantitativa fue determinada como el cambio de masa por unidad de área total de los cupones de los materiales utilizados. En la Tabla 4.3 se presentan estos resultados. Para los aceros A106 y P22 se tiene un cambio de masa mayor que para el acero inoxidable 304. El recubrimiento R1 no se ve afectado en la prueba de corrosión a la temperatura de 700°C.

Tabla 4.3. Resultados de las pruebas de corrosión.

Aleaciones	Cambio de masa por unidad de área (mg/cm ²)	Profundidad de carburización (mm)
Acero bajo carbono	-14.9	1.0
A335 grado P-22	-14.9	1.0
Acero inoxidable AISI 304	-7.4	0.75
Aleación de recubrimiento duro R1	0	0

4.4.2 Observaciones microestructurales.

La figura 4.16 muestra una fotomicrografía de una probeta de la aleación del recubrimiento duro R1 en un metal base de acero bajo carbono después de la prueba de corrosión. A la izquierda está el acero bajo carbono y a la derecha el recubrimiento. Sobre el recubrimiento no hay evidencia de daño superficial, carburización o “metal dusting”. Sin embargo, el acero bajo carbono muestra una capa de “metal dusting” alrededor de 60 μm de profundidad (en el lado izquierdo). Observaciones similares fueron encontradas en el acero P-22 y en menor grado en el acero inoxidable 304.



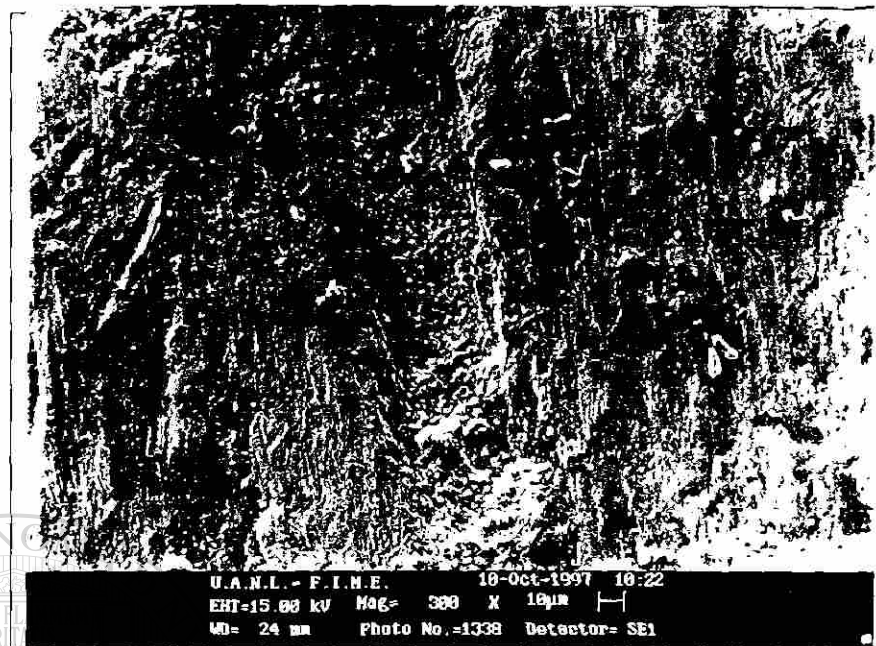
Figura 4.16 Microestructura de la unión del acero bajo carbono, izquierda, atacado químicamente, como metal base del recubrimiento metálico R1, donde no se observa desgaste químico. 200x.

4.5 MAQUINA DE DESGASTE.

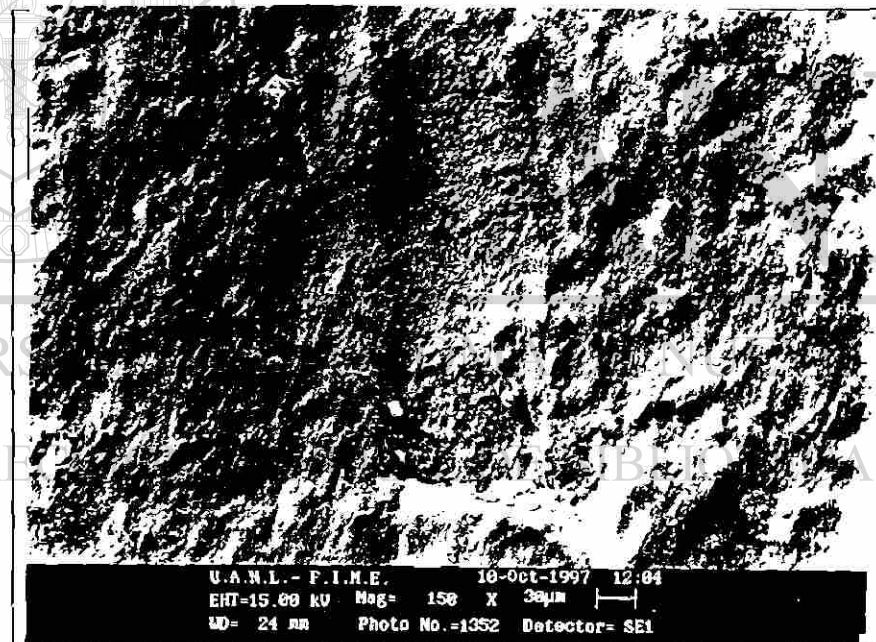
En esta prueba realizada se encontró y se evaluó el mecanismo de desgaste mecánico principal. Se determinaron correlaciones empíricas para evaluar diferentes aleaciones de recubrimientos metálicos, como opción de aplicación en el proceso de transporte neumático. En base al volumen de desgaste encontrado se realizó como primera aproximación un escalamiento a la tubería de la planta industrial.

4.5.1 Observaciones superficiales.

Como primeros resultados se obtuvieron las imágenes de las superficies sometidas a impacto a los ángulos de 0° y 30° (paralelo y con respecto al flujo de sólidos, respectivamente), donde se realiza una comparación cualitativa del daño entre los diferentes aleaciones utilizadas. En la figura 4.17, se observa al acero inoxidable 304, para el ángulo de 0° (a) y a 30° (b). En estas figuras se observa la magnitud del área dañada con una alta deformación plástica. A 0° de impacto se tiene menor daño en la superficie que para el ángulo de impacto de 30° . Para el recubrimiento R1, figura 4.18, se tiene el mismo comportamiento de desgaste, pero con menor daño. En el Apéndice D se tiene las imágenes para el resto de las aleaciones de recubrimientos metálicos, en las cuales se observa la misma tendencia en el comportamiento al desgaste mecánico de las dos primeras aleaciones mencionadas. En la figura 4.17 (a) se muestra al acero inoxidable 304 que fue colocado paralelo al flujo después de 2800 kg. de partículas impactadas. Los impactos producen surcos sobre la superficie. La dirección del flujo en el surco observado es de la parte superior a la inferior. Existe una clara evidencia de la deformación plástica al frente de la marca del surco y de material removido. En el fondo del impacto se pueden observar marcas de desgarramiento del material. La figura 4.17 (b) muestra al acero inoxidable 304 a 30° , el daño observado sobre la superficie parece ser mayor que el encontrado en la posición paralela al flujo de partículas en el mismo acero. También se observa mayor deformación plástica y marcas menores de desgarramiento.



(a)

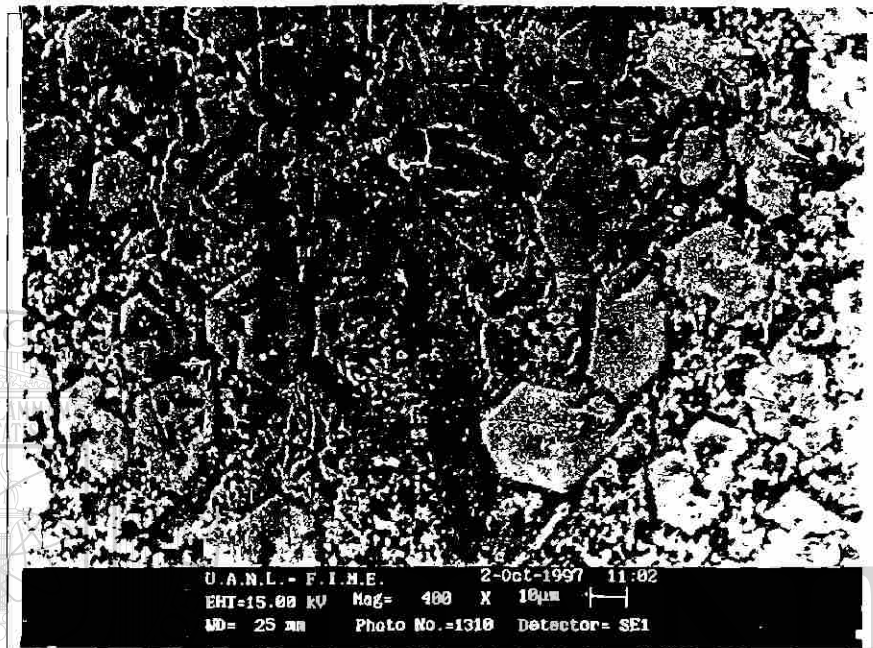


(b)

Figura 4.17. Desgaste en la superficie del acero 304 (a) a 0° paralelo al flujo de sólidos y (b) a 30° con respecto al flujo.

La figura 4.18 (a) muestra una aleación de recubrimiento duro R1, paralelo al flujo después de 11, 160 kg. de partículas impactadas. Muy poco daño fue observado y se presentó únicamente en la matriz. Los carburos primarios protegen efectivamente la superficie del desgaste. En la figura 4.18 (b) se observa la aleación de recubrimiento

duro R1 a 30° después de 11,160 kg. Puede ser observado un mayor daño en la superficie. Es claro que las partículas erosionan a la matriz suave, dejando aislados a los carburos primarios, hasta que se vuelven partículas sueltas.



(a)



(b)

Figura 4.18. Desgaste en la superficie del recubrimiento R1 (a) a 0° paralelo al flujo de sólidos y (b) a 30° con respecto al flujo.

4.5.2 Cálculo del volumen de desgaste.

A partir de la evaluación del área y profundidad promedio de desgaste, descrito en el procedimiento experimental, se determinó el volumen de desgaste normalizado en las aleaciones utilizadas a diferentes ángulos de impacto. En las Tablas 4.4 y 4.5, se dan los datos cuantitativos del área, profundidad, carga transportada y el volumen de desgaste normalizado para los diferentes ángulos de impacto. En el Apéndice E, se dan los datos y la validación estadística descrita en el procedimiento experimental.

Tabla 4.4. Valores cuantitativos del volumen de desgaste erosivo a 0°.

Aleaciones	Area de desgaste Ad (mm ²)	Profundidad hc (mm)	Volumen Vd (mm ³)	Carga transportada mt (kg)	Volumen normalizado Vd /mt X 10 ⁻⁴ (mm ³ /kg)
INOX	176.52	0.008	1.41	2800	5.04
R1	37.84	0.0026	0.098	11160	0.088
R2	89.00	0.004	0.356	2800	1.2
R3	150.00	0.0078	1.17	2800	4.17
R4	181.73	0.0059	1.07	2800	3.82
R5	24.58	0.0044	0.108	2800	0.386
R6	96.00	0.0061	0.585	960	6.1
R7	24.38	0.0047	0.114	960	1.18

Tabla 4.5. Valores cuantitativos del volumen de desgaste erosivo a 30°.

Aleaciones	Area de desgaste Ad (mm ²)	Profundidad hc (mm)	Volumen Vd (mm ³)	Carga transportada mt (kg)	Volumen normalizado Vd /mt X 10 ⁻³ (mm ³ /kg)
INOX	330.21	0.026	8.58	2800	3.06
R1	84.00	0.0075	0.63	11160	0.056
R2	104.53	0.0087	0.9	2800	0.32
R3	194.00	0.012	2.33	2800	0.832
R4	285.84	0.021	6	2800	2.14
R5	107.96	0.0095	1.02	2800	0.366
R6	344.00	0.0129	4.43	960	4.62
R7	80.29	0.0038	0.305	960	0.317

4.5.3 Relaciones de desgaste vs. parámetros microestructurales.

Una vez calculado el volumen normalizado de desgaste mecánico en la prueba de la máquina de desgaste, se determinaron las correlaciones con los parámetros de microestructura y dureza de las aleaciones especiales. Lo anterior con el fin de encontrar relaciones empíricas que expliquen la resistencia relativa al desgaste de los diferentes recubrimientos metálicos. En las figuras 4.19 y 4.20, se observan los gráficos del volumen de desgaste por carga transportada contra los parámetros microestructurales para los ángulos de 0° y 30° .

Para el ángulo de 0° (paralelo al flujo de sólidos) de impacto, figura 4.19 (a) se presenta la relación entre el volumen de desgaste contra la fracción volumétrica de carburos de las aleaciones. En esta figura se puede apreciar que no existe una relación directa con este parámetro. La distribución en la fracción volumétrica de carburos varía entre 27 y 43%, sin embargo el desgaste no tiene una correlación con este parámetro. En la figura 4.19 (b) observamos el comportamiento del desgaste contra el parámetro de la trayectoria media libre entre carburos y matriz. Se puede observar que existe una relación de orden potencial con una correlación de 0.80. En la figura 4.19 (c) tenemos el parámetro de espaciamiento entre carburos, donde observamos también una relación de potencia con el desgaste, con una correlación del 0.84. La relación entre la trayectoria media libre (λ) y el espaciamiento entre carburos (σ) es una línea recta (ver figura 2B, Apéndice B). En la figura 4.19 (d) se observa el comportamiento del desgaste con la dureza, como propiedad mecánica de los materiales. Se observa que no existe una relación directa de la resistencia al desgaste con la dureza.

La magnitud de desgaste encontrado en los materiales, a ángulos muy pequeños, es de 10^{-4} , esto es una magnitud frecuente en pruebas de desgaste erosivo para metales dúctiles [1R].

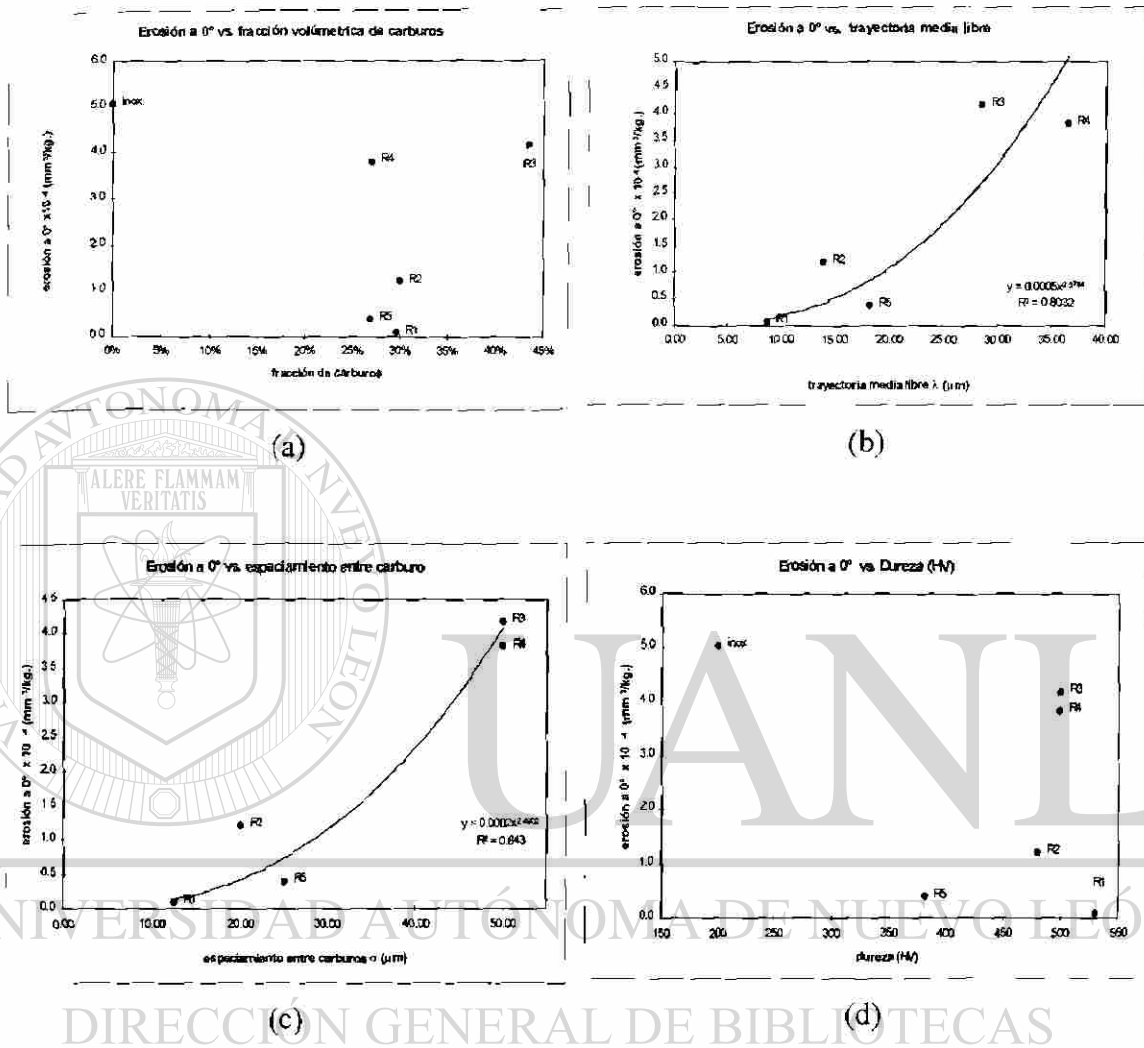


Figura 4.19. Gráficas de volumen de desgaste a 0° contra: (a) fracción volumétrica de carburos, (b) trayectoria media libre, (c) espaciamiento entre carburos y (d) dureza de los recubrimientos.

Las relaciones para el ángulo de 30°, se ven en la figura 4.20, donde se gráficas los resultados del volumen de desgaste contra: (a) fracción volumétrica de carburos, donde no existe una relación directa, al igual que el caso de erosión a 0°. Para el resto de los parámetros, observamos en (b), (c) y (d), donde se tiene el mismo comportamiento de la figura 4.19. Se observa que existen correlaciones con los parámetros de microestructura λ y σ , la magnitud del desgaste a 30° es de un orden en magnitud mayor

que el encontrado para el ángulo de 0° , como se describen los datos en las Tablas 4.4 y 4.5.

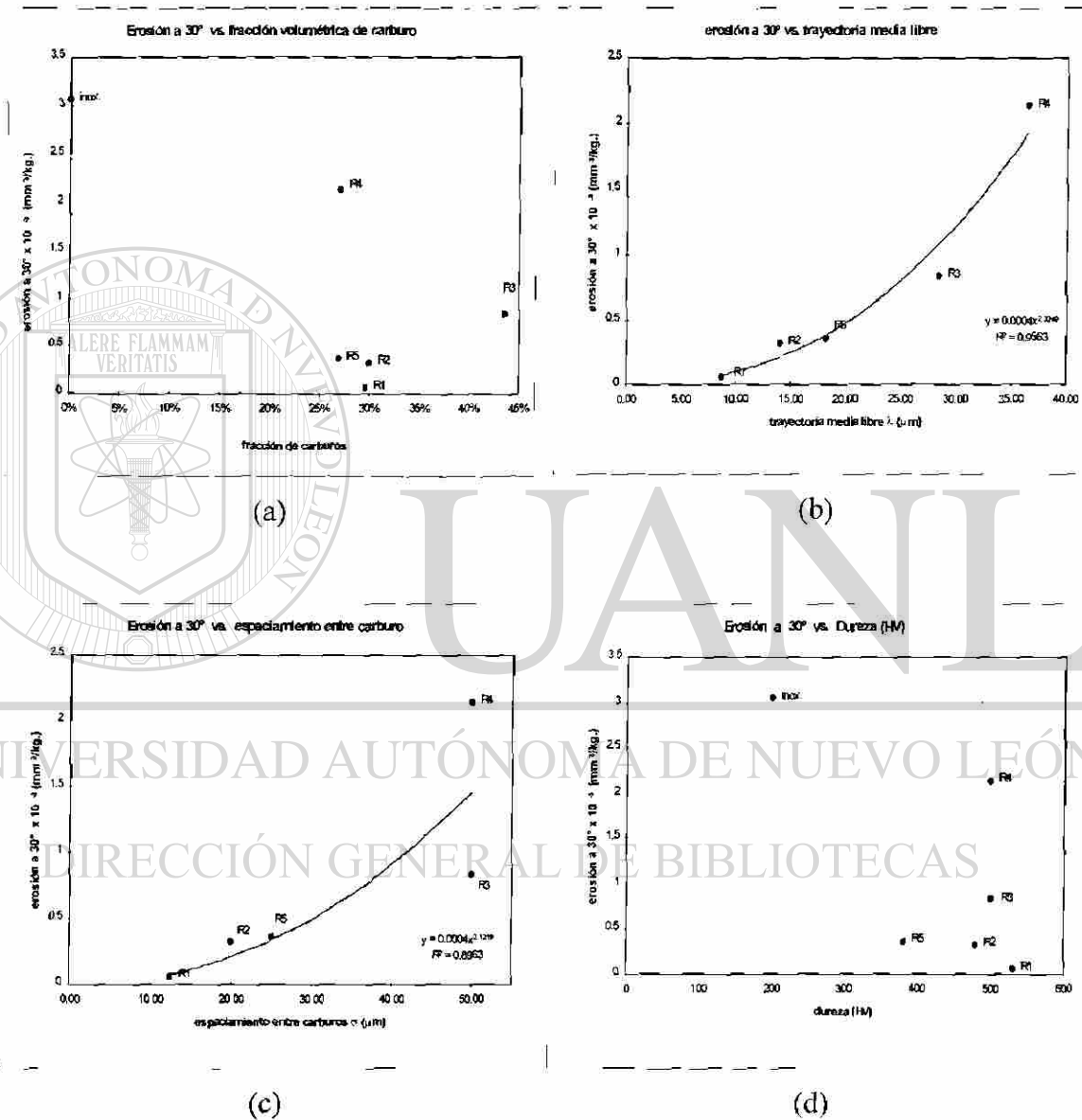


Figura 4.20. Gráficas de volumen de desgaste a 30° contra: (a) fracción volumétrica de carburos, (b) trayectoria media libre, (c) espaciamiento entre carburos y (d) dureza de los recubrimientos.

Las correlaciones del desgaste y los parámetros microestructurales fueron las siguientes:

Erosión a 0°:

$$1.- E = 0.0005 \lambda^{2.58}$$

con una correlación de: $R^2 = 0.80$

$$2.- E = 0.0002 \sigma^{2.49}$$

con una correlación de: $R^2 = 0.84$

Erosión a 30°:

$$1.- E = 0.0004 \lambda^{2.32}$$

con una correlación de: $R^2 = 0.95$

$$2.- E = 0.0004 \sigma^{2.12}$$

con una correlación de: $R^2 = 0.89$

Evaluando las correlaciones encontradas para el desgaste con los parámetros microestructurales, se probaron experimentalmente (en la máquina de desgaste, ver sección 3.5) dos aleaciones de la familia de recubrimientos metálicos (R6 y R7, los resultados experimentales se muestran en las Tablas 4.4 y 4.5) con los siguientes datos de parámetros microestructurales: para R6 se tiene $\lambda = 32 \mu\text{m}$ y $\sigma = 50 \mu\text{m}$; para R7 los parámetros son: $\lambda = 20 \mu\text{m}$ y $\sigma = 33 \mu\text{m}$. La Tabla 4.6, muestra los resultados de la experimentación y de la correlación, en la cual podemos comparar la aproximación y el margen de error de las correlaciones.

Tabla 4.6. Evaluación de la correlación de desgaste vs. parámetros microestructurales.

Aleaciones	desgaste normalizado Vd/mt EXPERIMENTAL (mm^3/kg)	desgaste normalizado CORRELACIÓN (mm^3/kg)
A 0°		
R6	6.1×10^{-4}	3.82×10^{-4}
R7	1.18×10^{-4}	1.14×10^{-4}
A 30°		
R6	4.62×10^{-3}	1.24×10^{-3}
R7	0.317×10^{-3}	0.41×10^{-3}

4.6 ESCALAMIENTO A UNA TUBERÍA DE PLANTA INDUSTRIAL.

En base a los resultados obtenidos en la prueba de máquina de desgaste y de la planta piloto, con respecto a la profundidad de desgaste por carga transportada, se realizó una primera aproximación para determinar el tiempo promedio para desgastar 2 mm de espesor de una capa de recubrimiento de 6.35 mm de espesor, en una tubería de 30 cm (12 pulgadas) de diámetro nominal, con una razón de flujo de sólidos de 80 toneladas por hora. La metodología fue descrita en el procedimiento experimental. Los datos experimentales y calculados para el acero inoxidable 304 en los diferentes ensayos se presentan en la Tabla 4.7, donde se aplican los factores de proporcionalidad.

Tabla 4.7. Valores de escalamiento de carga de transporte y tiempo de desgaste erosivo, en el acero inoxidable 304 en posición horizontal.

Aleación AISI 304	carga transportada (toneladas)			factor de proporción
	para $h_d = 0.008$ mm	para $h_d = 0.03$ mm	para $h_d = 2$ mm	
probeta en máquina de desgaste	2.8	10.5 *	700 *	1
tubo de 10.16 cm (4")	32 *	120	8000 *	11.42 veces
tubo de 30.48 cm (12")	53.6 *	201 *	13400	19.14 veces
tiempo para obtener hd en tubo de (12")	0.67 * hrs.	2.5 * hrs.	7 * días	

Tabla 4.8. Correlación entre el acero inoxidable 304 y R1 en posición horizontal.

Aleación R1 12.26 veces mayor que el AISI 304	carga transportada (toneladas)			factor de proporción
	para $h_d = 0.002$ mm	para $h_d = 0.03$ mm	para $h_d = 2$ mm	
probeta en máquina de desgaste	11.16	128.76 *	8584.61 *	1
tubo de 10.16 cm (4")	1562.5 *	18027.58 *	1201924.4 *	11.42 veces
tubo de 30.48 cm (12")	2618.76 *	30214.358 *	2014433.7 *	19.14 veces
tiempo para obtener hd en tubo de (12")	1.36* días	15.73* días	2.87* años	

hd: profundidad de desgaste. *: valores calculados. Valores resaltados son datos experimentales.

El mismo procedimiento se sigue para el resto de los recubrimientos metálicos, pero en nuestro estudio el recubrimiento R1 presenta mayor resistencia, así que se elige para realizar el escalamiento en la planta industrial.

En la figura 4.21, se representan los datos de la Tabla 4.7, donde se observan las diferentes pendientes que se obtienen en los tres ensayos realizados de transporte de peléts de HRD para el acero inoxidable. En esta gráfica podemos observar que la razón de desgaste de la máquina de erosión es mayor que para las otras pruebas de planta piloto y planta industrial. Donde podemos asegurar que el factor de proporcionalidad de la planta piloto es de 11 veces menor que la máquina de erosión y en el caso de la planta industrial de 19 veces menor.

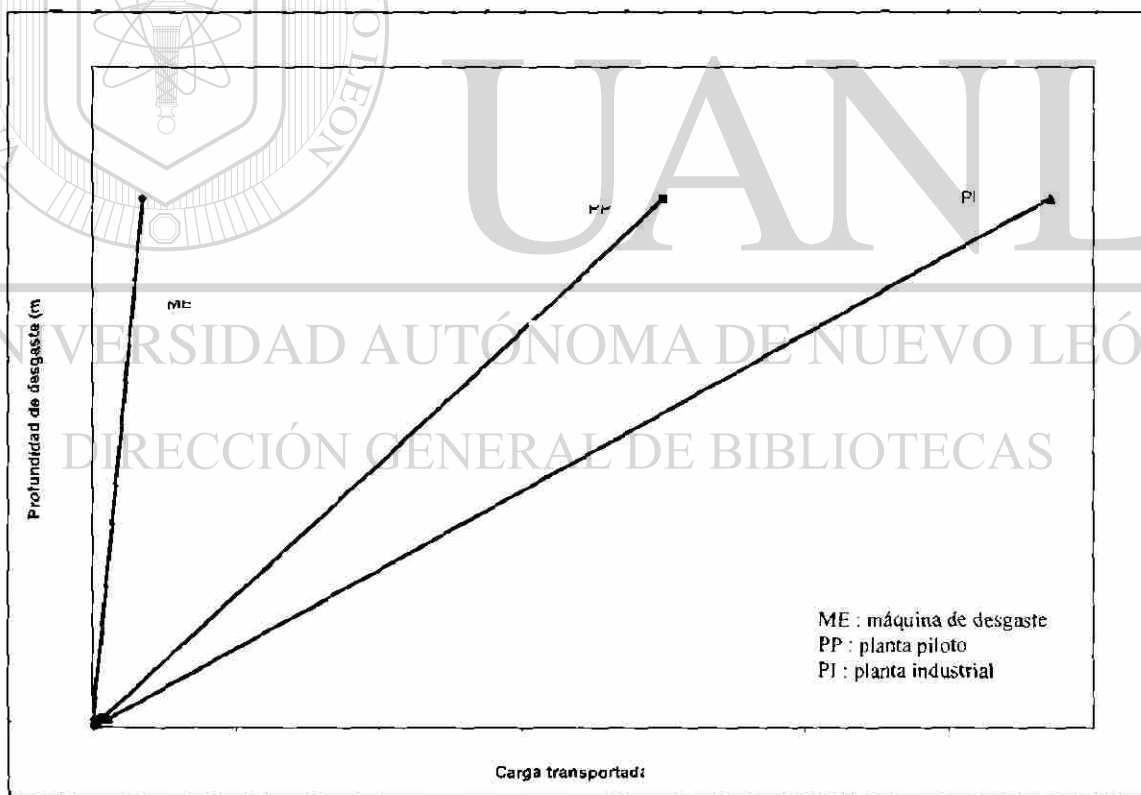


Figura 4.21. Gráfica de los valores de la profundidad de desgaste en los tres ensayos realizados con el acero inoxidable.

En la Tabla 4.7 se representan los valores experimentales con números resaltados. Se calcula la cantidad de toneladas equivalentes necesarias (valores con *) para obtener una profundidad de desgaste (hd) determinada. En la última columna se toma como valor unidad a la probeta en la máquina de desgaste y se calcula el factor de proporción. Este valor nos indica que tan severa es una prueba con respecto a la otra. Así, la máquina de desgaste es aproximadamente 10 veces más severa que la planta piloto y 20 veces más severa que la planta industrial. Así mismo, en la Tabla 4.6, en la última fila se representa el tiempo equivalente necesario para ocasionar una profundidad de desgaste (hd) determinada.

En la Tabla 4.8, se representan los valores de la correlación entre el acero inoxidable 304 y el recubrimiento R1. De la sección 4.5.2 y Tabla 4.4, se puede determinar la correlación entre estos materiales, dándonos un factor de 12.26. Es decir, para igual profundidad de desgaste, se requiere de 12.26 veces más carga transportada en el recubrimiento R1 que en el acero inoxidable 304. Este es nuestro punto de partida para el escalamiento de este recubrimiento.

De las mismas relaciones entre diferentes pruebas y aplicando la relación entre el acero inoxidable 304 y el recubrimiento R1, se construye la Tabla 4.8. En la última fila se dan los tiempos necesarios para ocasionar una profundidad de desgaste hd determinada. En conclusión, se puede apreciar que una tubería recubierta con la aleación R1, requerirá de 2 millones de toneladas transportadas para ocasionar un desgaste de profundidad igual a 2 mm. Conservando la relación de carga transportada por unidad de tiempo igual a 80 toneladas por hora, este desgaste de 2 mm ocurrirá en aproximadamente 2.9 años. En la figura 4.22 se representan los valores para el recubrimiento R1.

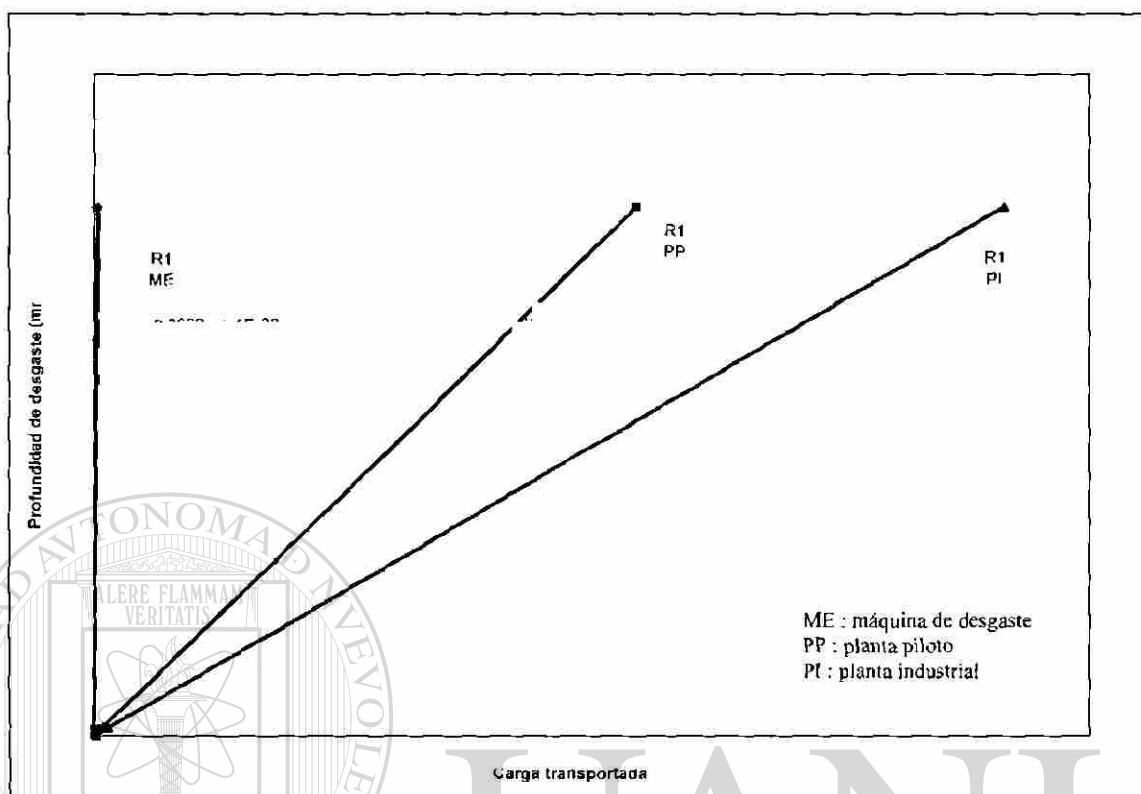


Figura 4.22. Gráfica de los valores de la profundidad de desgaste en los tres ensayos realizados para el caso del recubrimiento R1.

4.7 MODELO EROSIVO DE DESGASTE.

El mecanismo de desgaste mecánico principal encontrado en las pruebas de planta piloto y en la máquina de desgaste es el erosivo, para los materiales suaves, donde la matriz (ferrita, perlita y austenita) es dúctil, el daño es mayor, como lo observamos en los aceros de bajo carbono y en el acero inoxidable. Lo anterior concuerda con los resultados obtenidos en trabajos anteriores [1R, 2R]. Al estudiar los recubrimientos metálicos, que contienen una estructura compleja, debido a su composición química y proceso de obtención, se encontró una mayor resistencia al desgaste. A continuación se describe el modelo de erosión que actúa en estos materiales. En la figura 4.23, se esquematiza las fuerzas que actúan en una matriz dúctil con carburos complejos de diferente morfología.

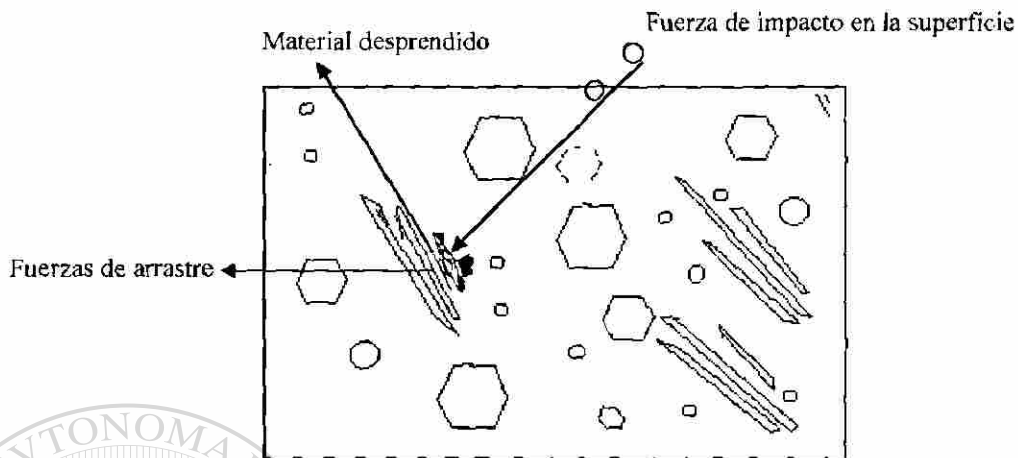


Figura 4.23. Esquema del desgaste erosivo en la estructura de recubrimientos metálicos.

El mecanismo de desgaste erosivo en estas estructura es el siguiente. Se inicia con un periodo de incubación de energía de impacto en la matriz suave, donde después se inicia la deformación plástica y ocurre un endurecimiento de la superficie del material. Al acumularse la deformación plástica y alcanzar el punto de ruptura del material, se inicia la remoción de partículas y en algunos casos desgarramiento del material en zonas localizadas. Esto dependerá del acabado de la superficie y de la heterogeneidad de la microestructura. La distribución y tamaño de carburos en la matriz influyen en la resistencia al desgaste erosivo donde el número, masa y velocidad de partículas de impacto, son las variables más importantes.

Los parámetros de microestructura, de este tipo de estructuras complejas, participan de una manera fundamental en la resistencia al desgaste. Estas limitan el flujo plástico por trabajado mecánico, donde los carburos impiden el movimiento de las dislocaciones en los planos de deslizamiento, ayudados por las fronteras de grano en la matriz. De esto, es importante la caracterización de los materiales a ser utilizados en las tuberías, ya sea como metal base o como recubrimientos. Esta correlación microestructural debe enfocarse a los parámetros aquí encontrados como son el espaciamiento entre carburos y la trayectoria media libre.

Lista de Figuras:

Figura 4.1. Difractograma del recubrimiento duro R1 (Apéndice A).

Figura 4.2. Difractogramas de los recubrimientos duros (a) R2 y (b) R3 (Apéndice A).

Figura 4.3. Difractogramas de los recubrimientos duros (a) R4 y (b) R5 (Apéndice A).

Figura 4.4. Micrografías de las aleaciones: (a) acero bajo carbono A106, microestructura de ferrita con perlita fina en la frontera, (b) acero A335 tipo P-22, presenta una microestructura con una matriz de ferrita e islas de perlita y (c) acero inoxidable AISI 304, con una microestructura de austenita, antes de desgaste.

Figura 4.5. Micrografía del recubrimiento R1 que presenta una microestructura con una matriz de austenita con carburos complejos primarios y secundarios.

Figura 4.6. Micrografía del recubrimiento R2 que presenta una microestructura con una matriz de austenita con presencia de ferrita con carburos primarios y secundarios.

Figura 4.7. Micrografía del recubrimiento R3 que presenta una microestructura con una matriz de ferrita y zonas de martensita con carburos primarios.

Figura 4.8. Micrografía del recubrimiento R4 que presenta una microestructura con una matriz de ferrita y áreas de martensita con carburos primarios y secundarios.

Figura 4.9. Micrografía del recubrimiento R5 que presenta una microestructura con una matriz de fase austenita con carburos complejos primarios y secundarios.

Figura 4.10. Gráfica de pérdida de espesores para los aceros estudiados en planta piloto.

Figura 4.11. (a) acero bajo carbono A106 - B, (b) acero A335 P-22 y (c) acero inoxidable AISI 304, después de ser sometidos a la prueba de la planta piloto.

Figura 4.12. Desgaste en la microestructura del acero A106.

Figura 4.13. Desgaste en la microestructura del acero A335 P-22.

Figura 4.14. Microestructura del acero inoxidable 304, después de ser sometido a la prueba de desgaste en planta piloto.

Figura 4.15. Comportamiento de la micro dureza en la sub superficie de los aceros, (a) A106 grado B, (b) A335 tipo P-22 y (c) AISI 304, después de la prueba de planta piloto.

Figura 4.16. Microestructura de la unión del acero bajo carbono, izquierda, atacado químicamente, como metal base del recubrimiento metálico R1 donde no se observa desgaste químico.200x.

Figura 4.17. Desgaste en la superficie del acero 304 (a) a 0° paralelo al flujo de sólidos y (b) a 30° con respecto al flujo.

Figura 4.18. Desgaste en la superficie del recubrimiento R1 (a) a 0° paralelo al flujo de sólidos y (b) a 30° con respecto al flujo.

Figura 4.19. Gráficas de volumen de desgaste a 0° contra: (a) fracción volumétrica de carburos, (b) trayectoria media libre, (c) espaciamiento entre carburos y (d) dureza de los recubrimientos.

Figura 4.20. Gráficas de volumen de desgaste a 30° contra: (a) fracción volumétrica de carburos, (b) trayectoria media libre, (c) espaciamiento entre carburos y (d) dureza de los recubrimientos.

Figura 4.21. Gráfica de los valores de la profundidad de desgaste en los tres ensayos realizados con el acero inoxidable.

Figura 4.22. Gráfica de los valores de la profundidad de desgaste en los tres ensayos realizados para el caso del recubrimiento R1.

Figura 4.23. Esquema del desgaste erosivo en la estructura de recubrimientos metálicos.

Lista de Tablas:

Tabla 4.1. Fases presentes en los recubrimientos.

Tabla 4.2. Parámetros microestructurales de los recubrimientos metálicos.

Tabla 4.3. Resultados de las pruebas de corrosión.

Tabla 4.4. Valores cuantitativos del volumen de desgaste erosivo a 0°.

Tabla 4.5. Valores cuantitativos del volumen de desgaste erosivo a 30°.

Tabla 4.6. Evaluación de la correlación de desgaste vs. parámetros microestructurales.

Tabla 4.7. Valores de escalamiento de carga de transporte y tiempo de desgaste erosivo, en el acero inoxidable y R1 en posición horizontal.

Tabla 4.8. Correlación entre el acero inoxidable 304 y R1 en posición horizontal.

REFERENCIAS

[1R] Martínez D. Dora. Tesis “Desgaste de Aceros Aleados en Sistemas de Transporte Neumático”. Septiembre 1996.

[2R] Deaquino Aguirre Esperanza. Tesis de Maestría “Desgaste en Transporte Neumático”. Septiembre de 1996.

CAPÍTULO 5

DISCUSIÓN

5.1 INTRODUCCION.

En base a los resultados obtenidos en esta investigación y de los análisis realizados, se discutirá la caracterización de los materiales, el comportamiento de los materiales en planta piloto, ataque corrosivo y máquina de desgaste, haciendo referencia a los antecedentes. Otro tema a discusión es sobre las correlaciones de desgaste, utilizadas para determinar la resistencia al desgaste de otras aleaciones de composición química similar a las estudiadas y por último, el escalamiento de desgaste realizado en la tubería de 30 cm (12 pulgadas) de diámetro de una planta industrial de transporte neumático de peléts de hierro esponja en caliente.

5.2 CARACTERIZACION DE LOS MATERIALES.

Dentro de la caracterización de materiales, se determinó la constitución de las fases presentes en las aleaciones de recubrimientos duros, donde observamos dos importantes variantes, la matriz de los recubrimientos varía en sus constituyentes y del tipo de carburos presentes en la matriz, son de diferente constitución y morfología. Estos a su vez son de gran importancia en la resistencia al desgaste. Los parámetros microestructurales presentan una correlación con el desgaste erosivo. Esto permite evaluar diferentes materiales de recubrimientos metálicos para una misma aplicación: el transporte neumático de partículas.

5.2.1 Difracción de rayos X.

La determinación de fases en la microestructura de los diferentes recubrimientos metálicos, da un análisis cualitativo de ellas, donde lo más importante es ver la intensidad de estas fases presentes en relación con la matriz del material. De esta forma se puede tener presente una matriz similar, pero con carburos compuestos primarios y secundarios diferentes, esto es, debido a la composición química y forma de obtención de la aleación. En el caso del recubrimiento R1, donde el proceso de obtención es por medio de aplicación de soldadura, el enfriamiento es relativamente rápido y se presenta una matriz austenítica con una diversidad de carburos complejos. $(Cr, Fe)_7C_3$ (estructura hexagonal compleja) estable a altas temperaturas. $Cr_{23}C_6$ (estructura cúbica centrada en las caras compleja) y Fe_3C (compuesto intersticial metaestable, donde la estructura cristalina es ortorrómbica) carburo duro, por lo tanto frágil. La intensidad para la fase M_7C_3 , es mayor que los demás carburos y por lo tanto existe una mayor proporción de este tipo de carburos en la matriz del R1, por lo que podemos esperar la estabilidad de este carburo a altas temperaturas, por su constitución química, como se observa en el diagrama de fases Fe-Cr-C, figura 5.1 [1D].

Para el recubrimiento R2, que se obtiene por soldadura aplicado a un metal base, con un enfriamiento rápido, se tiene una matriz que está formada por austenita, fase dúctil de dureza media, con la presencia de ferrita, fase de mayor ductilidad y menor dureza. Se detecta la fase martensita, con lo que podemos deducir un incremento en la fragilidad de la matriz en las zonas donde esté presente, combinado con la inestabilidad de esta fase martensita a altas temperaturas. Los diferentes carburos existentes son, de mayor a menor intensidad Fe_3C , $Mo_{12}Fe_{22}C_{10}$ y el $Cr_{23}C_6$. El carburo Fe_3C , de nuevo presentará problemas, puesto que es duro y frágil, los carburos $Mo_{12}Fe_{22}C_{10}$ y $Cr_{23}C_6$, se comportarán en forma estable a altas temperaturas.

El recubrimiento R3, es una fundición blanca con alto contenido de cromo, donde la forma de obtención de esta aleación en tubería, es por medio del proceso de centrifugación, donde el enfriamiento es más rápido que para una soldadura. Este material presenta una matriz de martensita y carburos Cr_7C_3 , en mayor intensidad. De la constitución de la matriz de este material, y por su dureza alta (500 HV) se comportará frágil al impacto, además de poseer inestabilidad a altas temperaturas.

Para el recubrimiento metálico R4, que es también una aleación de fundición blanca, con variantes en la composición química, donde presenta una matriz de austenita, con una alta cantidad de carburos Fe_3C en la matriz, por lo que, esperamos fragilidad al impacto. Se detecta los carburos de molibdeno (Mo_2C), donde estos carburos son estables a altas temperaturas y están distribuidos uniformemente en la matriz. El recubrimiento R5, es una fundición blanca con alto cromo y molibdeno, también es obtenida en el proceso de centrifugación, por lo que se retiene la fase austenita en la matriz, el carburo (Cr_7C_3) está presente con una alta intensidad, al igual que el carburo (Cr_{23}C_6), pero al compararla con el R1, se presenta en menor proporción, de hecho en todas las fases (γ , Fe_3C) ocurre lo mismo.

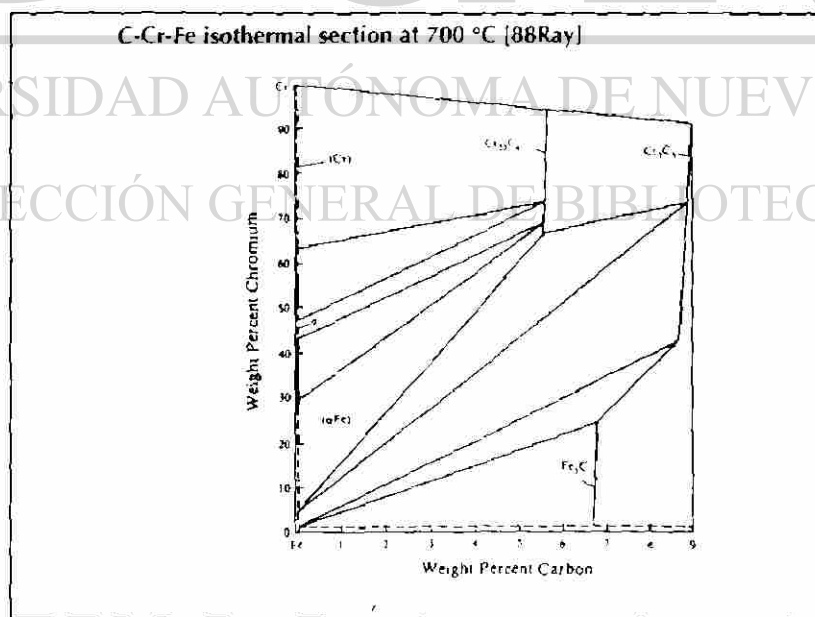


Figura 5.1. Diagrama de fases Fe - Cr - C, según [1D].

5.2.2 Análisis metalográfico.

Con las microestructuras obtenidas a diferentes magnificaciones, se observó la diferencias en la morfología, distribución, tamaños y separación entre los diferentes carburos embebidos en la matriz, ya fuera en austenita, ferrita o martensita. Con la ayuda de esta herramienta se encontró información para determinar los parámetros de microestructura de los materiales.

5.2.3 Parámetros microestructurales.

Los parámetros de estructura: fracción volumétrica de carburos, espaciamiento entre carburos y trayectoria media libre entre carburo y matriz, son relacionados en las pruebas de desgaste mecánico realizadas, donde se observó una buena correlación y se establecieron límites de validación (se discutirá en la prueba de desgaste mecánico). Los valores encontrados para los diferentes parámetros, presentan diferencias en magnitud en los recubrimientos metálicos (ver Tabla 4.2) y corresponden a las observadas en las micrografías, esto es, debido a la composición química y al proceso de obtención.

Al someter los materiales a un enfriamiento rápido, se encuentra una distribución de carburos en forma de dendritas, donde el espacio entre estos carburos es grande en comparación de carburos con una distribución más uniforme en la matriz. El tener carburos primarios y carburos secundarios finos complejos distribuidos uniformemente en la matriz, reduce la trayectoria media libre entre carburo y matriz. La morfología de los diferentes carburos juega un papel importante en la resistencia al desgaste, como se observó en la superficie de los recubrimientos metálicos.

5.3 PLANTA PILOTO.

5.3.1 Medición de espesores.

Los valores mostrados en la gráfica 4.10 y cuyo análisis se encuentra en el Apéndice C, no toman en cuenta la formación de una capa de óxido, dado que la capa no es uniforme, como se muestra en la figura 4.12, sería aventurado suponer la pérdida real de espesor a partir de una simple resta aritmética. Sin embargo, es claro que el acero inoxidable 304 sufrió menor daño, aunque los números en el Apéndice C, no muestran una diferencia significativa. Comparándolo con el comportamiento observado anteriormente [2D] para similares aleaciones comerciales a una temperatura de transporte menor (300°C), el cambio de espesor en las tuberías no sigue un patrón uniforme en las cuatro posiciones, es decir, se esperaría que ocurriera ya que el transporte de sólidos fue en fase diluida. Durante la prueba piloto ocurren cambios de presión, lo que influyen en el cambio de fase, el gran daño químico encontrado en las aleaciones de bajo carbono, es debido al efecto de transportar las partículas con una atmósfera con alto contenido de oxígeno en caliente, durante varias horas, esto ocurre ya que en la planta se prueban con diferentes combinaciones de atmósfera con el gas reductor, ya que está diseñada para experimentar con diferentes parámetros de transporte neumático. La presencia de las picaduras y la capa de óxido dentro de ellas, nos da una idea de los diferentes mecanismos de corrosión que actúan en estas aleaciones.

5.3.2 Observación superficial de la tubería y microscópica de la aleación.

El acero al bajo carbono A106 y el acero P-22 mostraron un daño extensivo, debido a la corrosión por picaduras a alta temperatura. Ver figura 4.11 (a) y (b). Este daño pudo haber borrado algo de daño mecánico (si lo hubiera), producido por las partículas, tales como surcos, deformación plástico y corte. Como esta figura muestra, también existe una capa de óxido sobre la superficie, haciendo difícil estimar la pérdida de espesor real de las paredes de los tubos. En este punto, puede considerarse que el principal daño de la tubería es debido a la corrosión por el gas a altas temperaturas. El

acero inoxidable 304 muestra algo de deformación plástica en la superficie. Como no fue observado daño por corrosión, todo el daño mecánico (erosión) está presente y se le puede suponer como el responsable del mecanismo de daño. En el caso del acero al bajo carbono A106 y el acero P-22, es posible que los granos del acero deformado presenten recuperación o recristalización a la temperatura utilizada en este estudio (580°C). La temperatura de recristalización del acero al bajo carbono es 540°C [3D]. Algunos granos muy pequeños se observan en la superficie y pueden estar relacionados al proceso de recristalización, ver figura 5.2. Las pruebas de erosión a altas temperaturas necesitan ser realizadas con cambios de dureza en ambos, material de tubería y partículas. Se necesita aún representar esta situación para entender el proceso de erosión a alta temperatura. Las ecuaciones actuales no consideran la dureza a altas temperaturas. Una ecuación que pueda representar a la dureza relativa entre partículas y superficie es aún necesaria.



Figura 5.2. Microestructura del acero A106B, con zona de deformación plástica y principio del mecanismo de recristalización.

5.3.3 Ensayo de microdureza.

El comportamiento observado de las microdurezas en los tres aceros comerciales al final de la prueba es similar, existe un incremento en la microdureza en la zona de la subsuperficie hasta una profundidad en promedio de 200 μm , debido al endurecimiento por la deformación plástica que ocurre cuando es impactado a un ángulo de 0° (o paralelamente a la superficie) por el flujo de sólidos, aunque en esta prueba el daño en la subsuperficie de los materiales es difícil de detectar debido a la magnitud de daño químico observado. En la figura 5.2 se muestra una de las zonas dañadas detectadas en la zona sur de la tubería, en ella podemos observar regiones deformadas que presentan recristalización de grano, en estas áreas se realizaron los ensayos de microdureza en los tres aceros.

Realizando una comparación con los incrementos de dureza encontrados en la prueba de transporte a 300°C [2D], existe una mayor profundidad de endurecimiento en esta prueba de transporte de 600°C , ya que se transporto más de 3 veces la cantidad de material que en la prueba a 300°C . Aunque se esperaría, debido a lo anterior, que el daño encontrado fuera de mayor magnitud en esta prueba de 600°C , esto no ocurre ya que la temperatura es una variable importante en el ablandamiento de los pellets de hierro esponja que realizan el papel de partículas erosivas.

5.4 CORROSION.

5.4.1 Cambio de masa por unidad de área.

Los resultados de la prueba de laboratorio de corrosión fueron como se esperaba. El acero bajo carbono A106 y el acero P-22 mostraron una alta pérdida de material, debido al mecanismo de “metal dusting” [4D]. El acero inoxidable 304 presentó menor daño, casi la mitad de lo mostrado por los aceros bajos carbono y P-22. La aleación del recubrimiento duro no presentó pérdida o deterioro del material, ver Tabla 4.2.

5.4.2 Observaciones microestructurales.

En la figura 4.16, se observa el daño por corrosión en atmósferas reductoras, en el acero bajo carbono, se aprecia un daño en el material con una profundidad de 60 μm , con apariencia de porosidad fina, según análisis de EDX, son productos de corrosión, grafito, partículas metálicas y carburos de hierro. En la interfase con la aleación del recubrimiento RI, no se aprecia daño químico, al igual que en la superficie del recubrimiento.

El ataque por corrosión en atmósferas reductoras a la temperatura de prueba (700°C), es debido al mecanismo de carburización catastrófica conocida como “metal dusting”, donde la actividad de carbono es más alta que la del material, $a_c > 1$. La presión parcial de oxígeno es del orden de 10^{-20} atmósferas y la presión parcial del metano con respecto al hidrogeno ($P_{\text{CH}_4}/P_{\text{H}_2}^2$) es aproximadamente 10^{-1} atmósferas a 700°C [4D]. El efecto de este tipo de corrosión es más agresivo en las aleaciones de bajo carbono, como la A106 grado B y el acero A335 tipo P-22, el mecanismo consiste en 1) una rápida saturación y supersaturación de carbono en la matriz del metal. 2) formación del carburo metaestable M_3C en la superficie y en las fronteras de grano, donde se facilita la nucleación. 3) el M_3C es únicamente estable a altas actividades de carbono y puede iniciar a descomponerse en el exterior de la superficie, por ejemplo cuando el carbono es depositado localmente de la atmósfera. Aquí la actividad de carbono disminuye a la unidad ($a_c=1$) y la cementita resulta ser inestable a estas condiciones. 4) la descomposición del carburo, $\text{M}_3\text{C} \rightarrow 3\text{M} + \text{C}$, conduce a la formación de una mezcla de carbono y partículas metálicas. Las partículas metálicas actúan como catalizadores para el depósito de carbono. 5) Los cambios de volumen asociados con estas transformaciones generan esfuerzos internos altos y subsecuentemente el resultado de la desintegración de la superficie en una mezcla de polvo de carbono con partículas metálicas [5D].

Para las aleaciones altamente aleadas, como en el caso del acero inoxidable austenítico y el recubrimiento R1, el mecanismo deberá iniciar con la falla de la película de óxido protectora y la formación de carburos estables (M_7C_3 y $M_{23}C_6$). Estos carburos internos pueden retardar el metal dusting y causar un tiempo de incubación frecuentemente observado en las aleaciones altamente aleadas. La protección depende de la habilidad de la aleación de formar y conservar la capa de cromo (Cr_2O_3). Debido a esto, el recubrimiento metálico con alto contenido de cromo y níquel, además de tener un alto porcentaje de silicio, que tiene la propiedad de formar una película de óxido de silicio (Si_2O) que presenta una alta resistencia al metal dusting [4D], presenta una alta resistencia al desgaste químico.

5.5 MAQUINA DE DESGASTE.

La principal característica de esta máquina es que puede ser utilizada para experimentar a diferentes ángulos de impacto. El ángulo de 0° fue usado para representar los tubos horizontales y el ángulo de 30° para los codos. Aunque más experimentación es necesaria para trabajar con diferentes ángulos, es posible realizar la comparación entre estos dos ángulos.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

5.5.1 Observaciones superficiales.

Ha sido aceptado que la erosión es una función del ángulo de impacto [6D]. Para metales dúctiles, una alta razón de erosión puede ser encontrada en ángulos cerca de 30° . A ángulos pequeños o ángulos cercanos a 90° se observa menor erosión. La figura 4.17, (a) y (b) muestran estas diferencias. A 30° (b) el daño superficial es más alto que a 0° . En ambos casos, surcos, deformación plástica y la pérdida de material ocurren pero, a 30° estos son mayores. Esto es debido a la naturaleza de contacto entre partículas y superficie.

5.5.2 Cálculo del volumen de desgaste.

Los valores estimados para el volumen de desgaste nos da cuantitativamente las diferencias en el comportamiento al desgaste erosivo de los materiales, en las pruebas de 0° y 30°. En la Tabla 4.4, ensayo a 0°, observamos la magnitud de desgaste del acero inoxidable, que en comparación al R1, es mayor casi 60 veces más. Esto determina la importancia de los carburos complejos embebidos en una matriz de austenita, distribuidos uniformemente y con una distribución de tamaños de carburos. La resistencia al desgaste en el resto de las aleaciones especiales, tomando como referencia al acero inoxidable, no es muy diferente en magnitud de casi todos los recubrimientos, que resisten, en promedio, 4 veces más que el acero inoxidable, a excepciones de algunas aleaciones de fundición blanca, donde el desgaste es cerca de la misma magnitud que el acero inoxidable, esto se debe a que la matriz de estos materiales es de ferrita o martensita, como primer punto ya que estas presentan una alta ductilidad y inestabilidad a altas temperaturas, respectivamente; aparte de esta variable de estructura, se encuentra la distribución y tipo de carburos.

La diferencia entre las pruebas de 0° a 30°, es de un orden de magnitud mayor para el caso del acero inoxidable, R1, R4, R5 y R6, donde la relación entre el desgaste del acero inoxidable (a 30°) y el recubrimiento R1, sigue conservando la razón cercana a 55 veces más desgaste, la explicación de la resistencia al desgaste de este recubrimiento es debida a su constitución en estructura y tipo de carburos complejos embebidos en la matriz. El recubrimiento R5 presenta una buena resistencia en los ensayos de 0° y 30°. Los carburos que protegen efectivamente esta matriz son del tipo de carburos M_7C_3 , los cuales han demostrado ser los que dan más resistencia a la erosión (R1). Los recubrimientos R2 y R7, tienen valores similares en ambos ensayos, a pesar de ser obtenidos en forma distinta (por soldadura y fundición enfriada al aire, respectivamente) pero se tiene carburos de constitución y distribución similares.

Los recubrimientos metálicos R3, R4 y R6 presentan un alto desgaste, casi comparable con el acero inoxidable AISI 304, en ambas pruebas, donde existe una alta densidad de Fe_3C y presencia de martensita en la matriz, como lo mencionamos, no son fases estables a altas temperaturas, que al disminuir la dureza de éstas, dejan de brindar protección a la matriz. El recubrimiento R6, no tiene una buena resistencia al desgaste, como lo muestran los valores cuantitativos y las observaciones de la superficie, un parámetro de importancia en este material, es la presencia de una alta densidad de poros (fundición) los cuales influyen al incrementar el área de desgaste y la profundidad en las huellas de impacto.

5.5.3 Validación estadística.

En cada evaluación de datos, para la obtención del volumen de desgaste de todas las aleaciones, como la información de áreas y profundidad de desgaste, se obtuvieron las desviaciones estándar, donde se aplica la distribución t para el análisis de la sensibilidad de la cuantificación de áreas, donde obtenemos en promedio un error del 20%, según las curvas de operación consultadas. La comparación de las diferentes aleaciones fue justificada con los resultados de las pruebas F y t, (Apéndice E). Los materiales presentan valores de volumen diferentes en cada ensayo, sin embargo, existen algunas excepciones, por lo que se optó por realizar pruebas de intervalo de confianza, con lo que aseguramos que, para esos casos, se puede decidir utilizar cualquier aleación en el proceso, por presentar similar comportamiento al desgaste.

5.5.4 Relaciones de desgaste vs. parámetros microestructurales.

Las correlaciones obtenidas en esta sección, demuestran lo observado en las superficies de los materiales y los resultados obtenidos de desgaste erosivo, que además de la composición química y dureza, los parámetros de microestructura son de suma importancia en la resistencia al desgaste, el espaciamiento entre carburos y la trayectoria

media libre entre matriz y carburo, pueden permitir que exista mayor o menor magnitud en la deformación plástica en la matriz, esto es, los carburos actúan como barreras al desplazamiento de las dislocaciones, en conjunto con las fronteras de grano y, por lo tanto, a la deformación que se lleva a cabo al existir el flujo plástico del material. De esta forma, la densidad de carburos es importante en la matriz de los recubrimientos metálicos, pero la distribución de ellos es aún más importante, las correlaciones encontradas en los ensayos realizados a 0° y 30° , describen lo anterior, para ambos casos se encontró la relación de los parámetros con el desgaste erosivo evaluado, presentan una función de potencia. No existe una relación directa del desgaste con la fracción volumétrica de carburos o con la dureza, sin embargo, las gráficas nos dan una idea de los intervalos útiles de estas propiedades de los materiales para condiciones de trabajo realizadas en esta prueba.

Las relaciones de desgaste vs. los parámetros de la trayectoria media libre (λ) y el espaciamiento entre carburos (σ), se comportan como una función de potencia, aproximadamente de orden 2, parábola, para el ensayo de 0° , donde el desgaste erosivo es función de λ y σ . Así, al tener un material que posea un espaciamiento entre partículas pequeño, casi cero, implica tener una fase o capa continua de carburos, según esta función, el desgaste erosivo sería casi nulo, en el caso contrario de tener un mayor espaciamiento, el desgaste se incrementaría rápidamente, como lo observamos en las gráficas (b) y (c) de la figura 4.19. Lo anterior es debido a que los parámetros de λ y σ permitirán que el área expuesta de la matriz entre en contacto con el flujo de partículas de impacto, las cuales provocarán la deformación plástica y al final el desgaste del material.

Para el ensayo de 30° , el desgaste es una función de potencia de orden 2 (parábola) de los parámetros λ y σ . donde se observa similar comportamiento que en el ensayo a 0° (ver (b) y (c) de la figura 4.20). Aquí, la rapidez de desgaste es mayor debido a la naturaleza de contacto de las partículas con el material. Lo anterior explica la curva obtenida, donde el desgaste erosivo es mayor.

La aplicación de las correlaciones encontradas con dos recubrimientos metálicos, concuerdan estrechamente. El error encontrado es de aproximadamente 1% para el material R7, sin embargo, el error para el R6 es de un 3%. Lo anterior se atribuye a una alta porosidad del material que contribuye a incrementar el volumen de desgaste, además se puede pensar en que la correlación tenga límites de aplicación, es decir, si se trabaja con materiales con valores de λ y σ grandes, el comportamiento del desgaste erosivo cambiaría, probablemente en forma lineal.

5.6 ESCALAMIENTO A UNA TUBERÍA DE PLANTA INDUSTRIAL.

Aunque el realizar un escalamiento de desgaste a una planta industrial involucra considerar los parámetros de operación y las propiedades de los materiales, se puede considerar como una primera aproximación de desgaste el escalamiento propuesto en este trabajo. Tomando en cuenta que no va existir desgaste químico en los materiales y que las condiciones de transporte neumático de peléts de fierro esponja sean similares a las estudiadas aquí. Los valores obtenidos del tiempo de desgaste para 2 mm de espesor de pared en el escalamiento realizado, son predicciones con datos obtenidos de una prueba con condiciones de desgaste acelerado, es decir, los parámetros de operación de la prueba de la máquina de desgaste son los más severos, dado el tiempo limitado para evaluar los materiales. Debido a esta razón los tiempos de desgaste son altos, considerando que un paro en la industria para dar mantenimiento se realiza aproximadamente cada 6 meses. Sin embargo, podemos utilizar estos datos para determinar que aleaciones son óptimas, considerando un balance en la resistencia al desgaste erosivo y su costo.

Lista de Figuras:

Figura 5.1. Diagrama de fases Fe - Cr - C.

Figura 5.2. Microestructura del acero A106B, con zona de deformación plástica y principio del mecanismo de recristalización.

REFERENCIAS

[1D] Alloy Phase Diagrams. ASM Handbook. Volume 3. 1990.

[2D] Martínez D. Dora. Tesis de Maestría "Desgaste de Aceros Aleados en Sistemas de Transporte Neumático". Septiembre 1996.

[3D] Guy A. G. Elements of Physical Metallurgy. 2nd Edit Addison Wesley. MA, USA 1959.

[4D] Lai George Y. High Temperature Corrosion of Engineering Alloys. Carburization and Metal Dusting, Cap. 4. 1989.

[5D] Grabke H. J. Metal Dusting of Low and High Alloy Steels. Corrosion Science Vol. 51, No. 9, 1995 pg. 711 - 719.

[6D] Hutchings I. M. Tribology, Friction and Wear of Engineering Materials. Edited by Edward Arnold. London U. K. 1992.

CAPÍTULO 6

COMENTARIOS, CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

6.1 Comentarios.

- Los recubrimientos metálicos presentan estructuras heterogéneas complejas, con una alta densidad de carburos complejos, los cuales dan una alta dureza a las aleaciones que demuestran ser resistentes al desgaste erosivo y químico. Existen diferencias en las microestructuras de estos materiales, principalmente en el espaciamiento y trayectoria media libre entre carburos y matriz, a pesar de tener una composición química similar.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

- La experimentación en planta piloto mostró que después de varios días de trabajo, el acero bajo carbono y el acero P-22 sufrieron daños considerables debido a la corrosión por picadura a alta temperatura. Es difícil de estimar la pérdida de espesor en los aceros, debido al extensivo daño por corrosión en los aceros bajo carbono y tipo P-22, además de la formación de la capa de óxido en la superficie y de una capa de hierro esponja adherida en algunas zonas.
- El acero inoxidable 304 no presentó daño por corrosión. Únicamente presentó daño mecánico tipo erosión y deformación plástica en la superficie. En el caso del acero al

bajo carbono y el acero P-22, es posible que los granos del acero deformado presenten recuperación o recristalización a la temperatura utilizada en este estudio (580°C). Se observa en la superficie algunos granos muy pequeños, que pueden ser relacionados al proceso de recristalización. Existe endurecimiento por deformación plástica al erosionar la superficie de los tres aceros utilizados en la prueba de planta piloto, está ocurre en la subsuperficie hasta una profundidad promedio de 200 μm .

- Las pruebas de corrosión a alta temperatura mostraron que la aleación de recubrimiento duro Cr - Ni - Mo - C es más resistente que los aceros: inoxidable 304, P-22 y acero bajo carbono, en ese orden de jerarquía. El mecanismo de corrosión actuando en los aceros bajo carbono, P-22 y el acero inoxidable, es “metal dusting”, que se caracteriza por la formación de carburos metaestables.
- La máquina de erosión en caliente permitió pruebas comparativas para diferentes materiales a diferentes ángulos de impacto. A 30° el daño superficial es más alto que a 0°. En ambos casos, surcos, deformación plástica y la pérdida de material ocurren pero, a 30° estos son mayores. Esto es debido a la naturaleza de contacto entre partículas y superficie. En el ensayo a 0°, la magnitud de desgaste volumétrico del acero inoxidable, en comparación al recubrimiento R1, es casi 60 veces mayor. Los recubrimientos restantes resisten en promedio 4 veces más que el acero inoxidable, a excepciones de algunas aleaciones de fundición blanca, donde el desgaste da la misma magnitud que el acero inoxidable. La diferencia entre las pruebas de 0° a 30° es de un orden de magnitud mayor para el caso del acero inoxidable, R1, R4, R5 y R6. La relación entre el desgaste en el acero inoxidable (a 30°) y en el recubrimiento R1 conservando una razón cercana a 55 veces más desgaste.
- Los recubrimientos metálicos R3, R4 y R6 presentan un alto desgaste, casi comparable con el acero inoxidable AISI 304 en ambas pruebas. Ellos se caracterizan por una alta densidad de Fe_3C y presencia de la fase martensita en la matriz.

- Los parámetros de microestructura son de suma importancia en la resistencia al desgaste, el espaciamiento entre carburos y la trayectoria media libre entre matriz y carburo, permiten que exista mayor o menor magnitud en la deformación plástica en la matriz. No existe una relación directa entre la fracción volumétrica de carburos y dureza con el desgaste erosivo. El desgaste erosivo es función de la trayectoria media libre (λ) y el espaciamiento entre carburos (σ), la relación del desgaste erosivo vs. los parámetros de λ y σ , se comportan como una función de potencia, aproximadamente de orden 2, parábola, en los ensayos a 0° y 30° . El desgaste en esta última condición es prácticamente un orden de magnitud mayor.

- Los valores obtenidos del tiempo de desgaste para 2 mm de profundidad en el escalamiento realizado para el acero inoxidable y la aleación R1 son altos, Sin embargo, podemos utilizar este escalamiento para determinar que aleación es óptima, considerando un balance en la resistencia al desgaste erosivo y su costo.

- En el modelo de desgaste erosivo, se determina que la propiedad mecánica de dureza del material, no participa en forma directa con la resistencia al desgaste, se encuentra que los parámetros microestructurales son las principales variables que participan en la resistencia al desgaste.

6.2 Conclusiones.

Las siguientes conclusiones pueden ser obtenidas de los resultados de la investigación sobre el desgaste erosivo de aleaciones en el proceso de transporte neumático de hierro esponja en caliente.

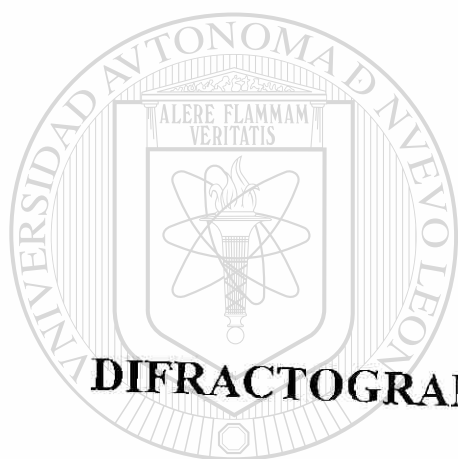
- Se encontró una correlación cualitativa y cuantitativa entre los parámetros microestructurales, trayectoria media libre y espaciamento entre carburos con el mecanismo de erosión. Lo anterior permitió utilizar materiales más avanzados que presentan microestructuras más adecuadas que los materiales convencionales, tales como el acero inoxidable AISI 304.
 - Se desarrollo una metodología para la evaluación de los parámetros microestructurales, la cual permite evaluar en forma directa estos parámetros (trayectoria media libre y espaciamento entre carburos) y son utilizados como herramienta predictiva para la evaluación del comportamiento tribologico del material en cuestión.
-
- Con la información generada en las diferentes pruebas, es posible escalar la tasa de erosión a tuberías industriales.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

6.3 Recomendaciones.

Las siguientes recomendaciones son de gran importancia para ampliar el conocimiento del fenómeno de desgaste presente en líneas de tubería bajo condiciones de transporte industrial de HRD.

- Trabajar con una línea de tubería industrial, donde se pueda evaluar las correlaciones realizadas para diferentes materiales con opción a ser utilizados y encontrar la ecuación del modelo de desgaste erosivo, que involucre estas correlaciones y los principales parámetros del proceso de transporte neumático.
- La construcción de un mapa de desgaste del acero inoxidable, bajo condiciones de operación del proceso, sería un gran logro para la aplicación de este material en secciones de la línea de transporte neumático (líneas verticales y líneas horizontales para descarga del reactor de enfriamiento), ya que existe menor contacto con el flujo de sólidos y las temperaturas son menores, lo que afectaría al material.
- Al recomendar una aleación de recubrimiento metálico, se investigaría su evolución microestructural, estudiando el efecto de envejecimiento en el material y ver su comportamiento con el desgaste mecánico, estableciendo de esta forma, el tiempo útil del funcionamiento de un material complejo, como es un recubrimiento duro. Al igual que el acero inoxidable, se puede construir el mapa de desgaste - evolución de microestructura, para diferentes condiciones de proceso.



APÉNDICE

A

DIFRACTOGRAMAS DE LOS RECUBRIMIENTOS

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

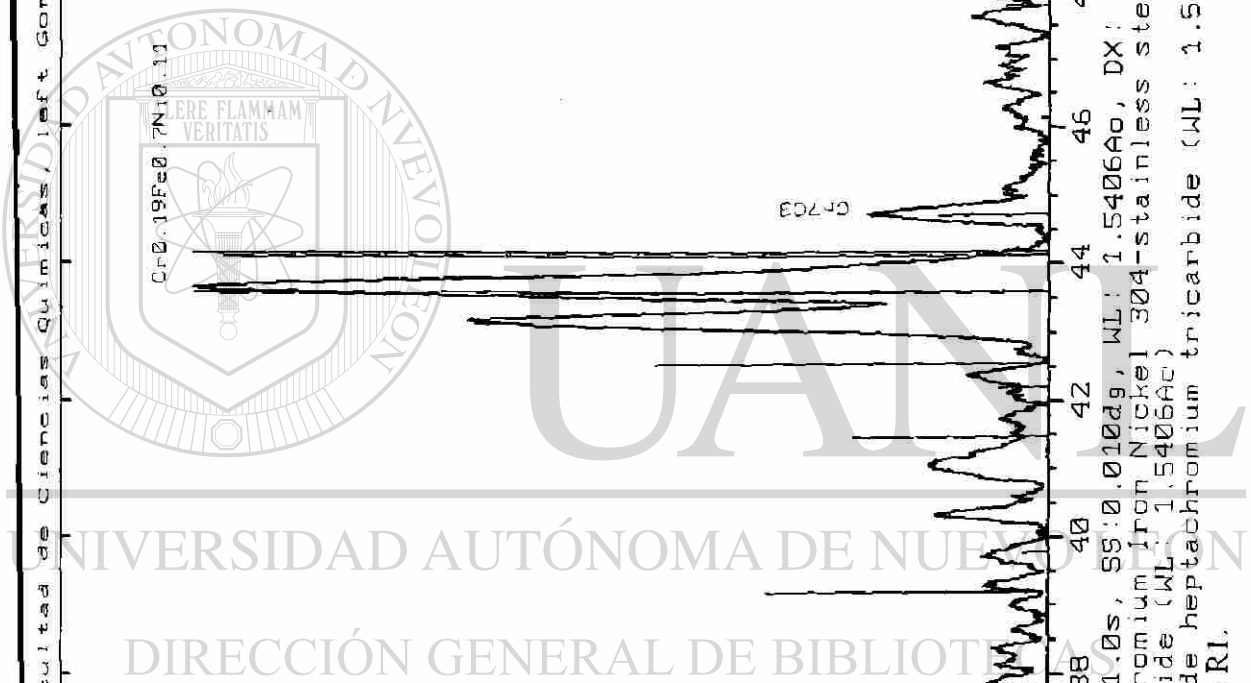


2-Theta - Scale UANL-Facultad de Ciencias Químicas Left Goniometer 01-Oct-1999 11:30



C:\USERDATA\ACT.RAW ACT (CT: 1.0s, SS:0.010dg, WL: 1.5406Å, DX: .000, TC : Room)
33-0397 * Cr0.19Fe0.7Ni0.11 Chromium Iron Nickel 304-stainless steel (WL: 1.5406Å)
35-0783 * Cr23C6 Chromium Carbide (WL: 1.5406Å)
36-1482 * Cr7C3 Chromium Carbide heptachromium trisulfide (WL: 1.5406Å)

Figura 4.1. Difractograma del recubrimiento RI.



2-theta - Scale UANL-Facultad de Ciencias Químicas, left Gonimeter 01-Oct-1999 10:19



Figura 4.2. (a) Difractograma del recubrimiento R2.

FACULTAD DE CIENCIAS QUIMICAS, UANL. 01-Oct-1999 11:06

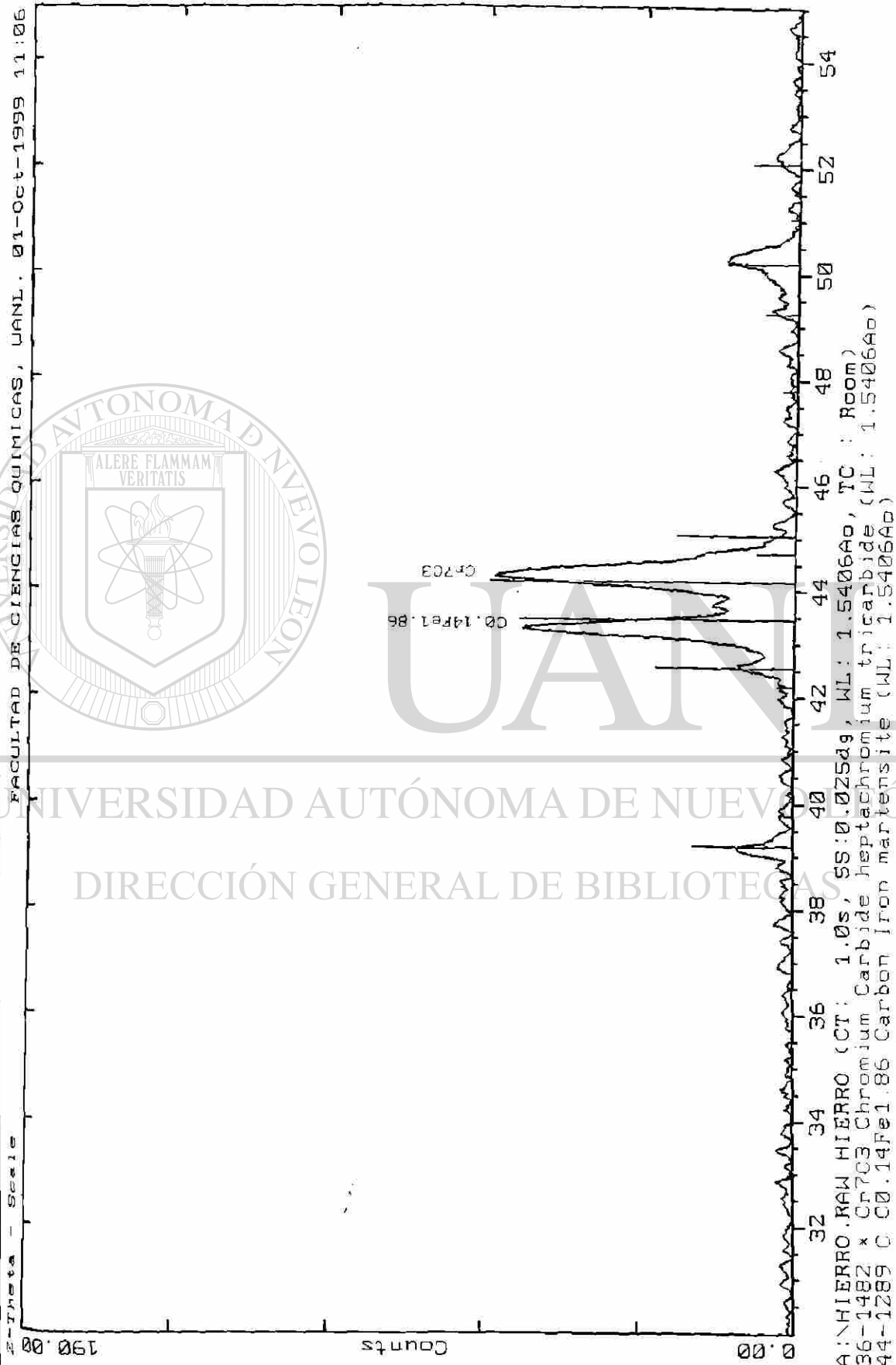


Figura 4.2. (b) Difractograma del recubrimiento R3.

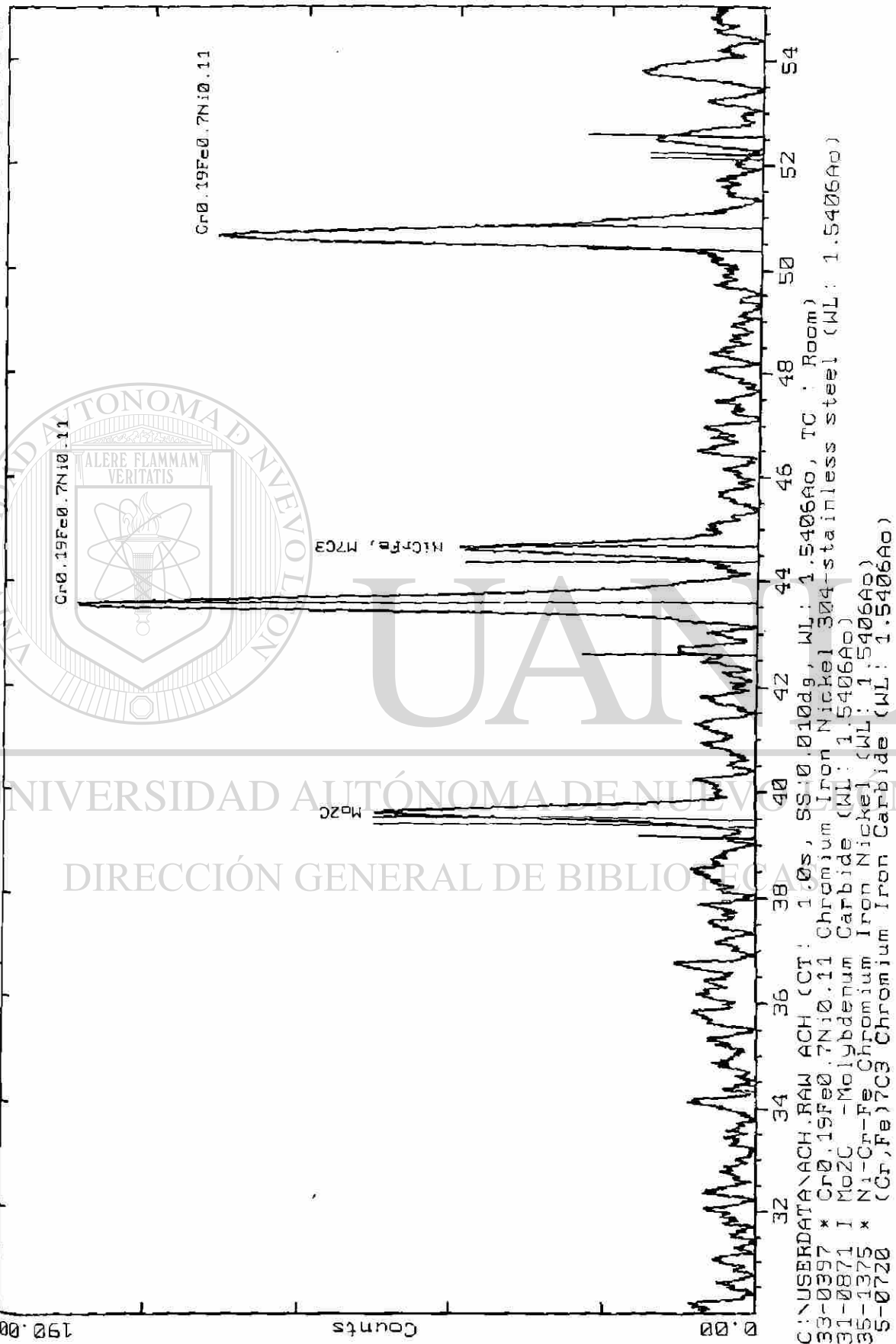


Figura 4.3. (a) Difractograma del recubrimiento R4.

Z-Theta - Scale UANL-Facultad de Ciencias Químicas, Left Goniometer 01-Oct-1999 11:36



Figura 4.3. (b)Difractograma del recubrimiento R5.

UANL - Facultad de Ciencias Químicas, left Goniometer 01-Oct-1999 11:40

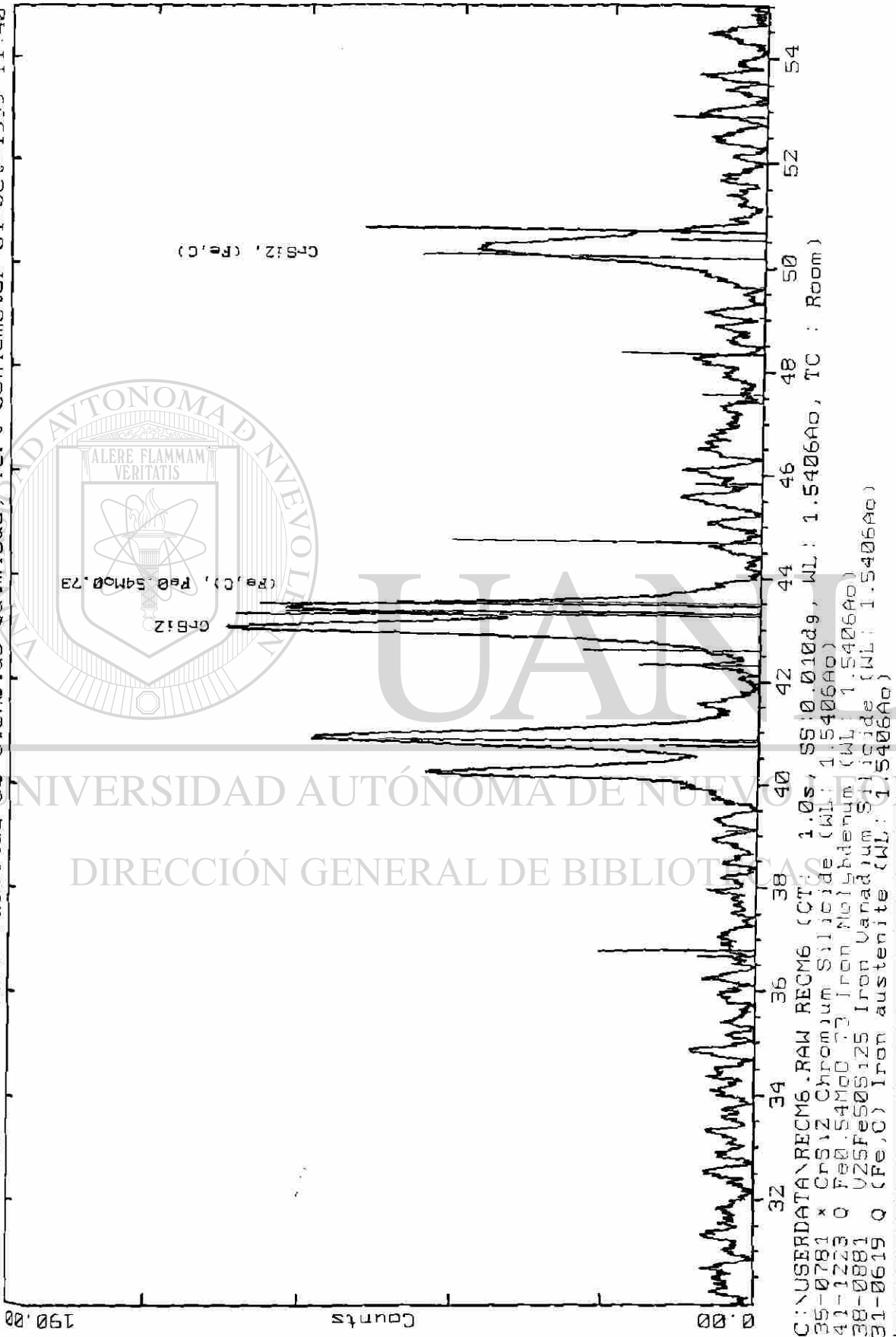


Figura 4.4. Difractograma del recubrimiento R6.

2-Theta - Scale UANL-Facultad de Ciencias Químicas, left Goniometer 01-Oct-1999 11:44

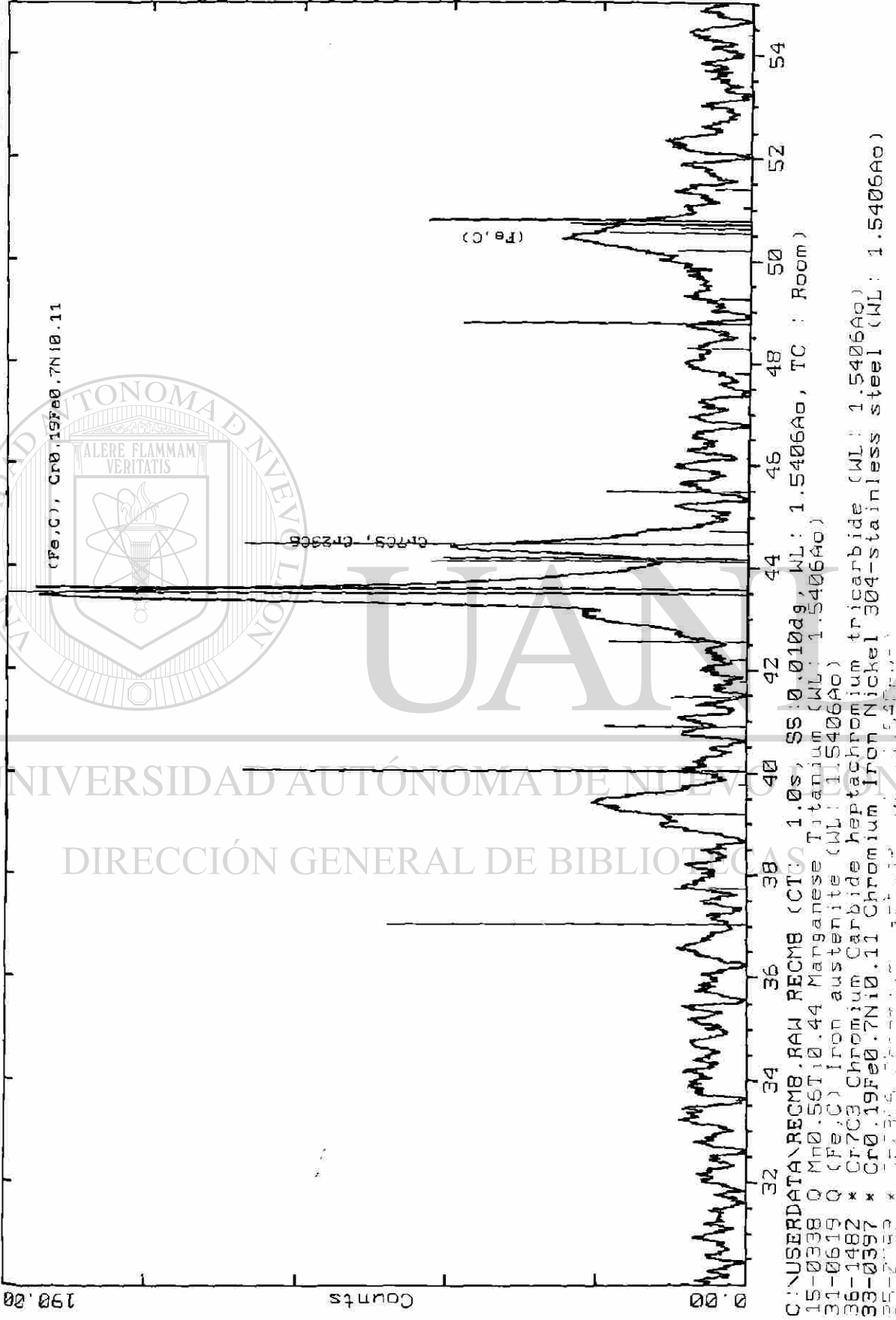
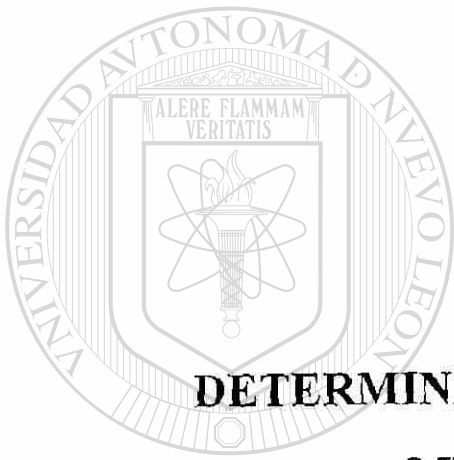


Figura 4.5. Difractograma del recubrimiento R7. ®



APÉNDICE

B

DETERMINACIÓN DE PARÁMETROS DE MICROESTRUCTURA

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Los parámetros de microestructura: espaciamiento entre carburos y trayectoria media libre entre carburos y matriz, se determinaron indirectamente por medio de las siguientes relaciones [2E]:

$$\lambda = (1 - V_v) / N_L$$

$$\sigma = 1 / N_L$$

donde: λ = es la trayectoria media libre entre carburos y matriz

σ = es el espacio entre carburos

$V_v = A_A = L_L$ = fracción volumétrica de carburos

$N_L = N_i / L$,

L = longitud estándar (100 μm)

N_i = número de intercepciones por la longitud estándar

donde los datos de V_v promedio, para todos los recubrimientos metálicos fueron los siguientes:

	R1		
	AREA	%AREA	NUM.
1	83341	0.384	647
2	47860	0.22	673
3	8088.9	0.373	237
4	47521	0.219	125
5	61045	0.281	228
6	63234	0.291	155
7	108000	0.501	135
8	54367	0.25	279
9	75420	0.347	172
10	67318	0.31	133
11	46192	0.213	115
12	57755	0.266	158
13	59988	0.276	127
14	60857	0.28	102
15	51077	0.235	103
PROM	59471	0.2964	225.93
DESEST	21469	0.0778	183.68
VAR	5E+08	0.0061	33737

	R2		
	AREA	%AREA	NUM.
1	60698	0.28	560
2	86385	0.4	698
3	64399	0.3	497
4	49324	0.23	459
5	67592	0.31	459
6	82500	0.38	465
7	60916	0.28	409
8	56907	0.26	522
9	40635	0.19	290
10	22848	0.11	228
11	44317	0.2	401
12	31356	0.14	267
13	57740	0.27	428
14	62504	0.29	270
15	99868	0.46	737
PROM	59199	0.273	446
DESEST	2038.4	0.094	148.53
VAR	4E+06	0.005	22061

R3				R4			
	AREA	%AREA	NUM.		AREA	%AREA	NUM.
1	79540	0.366	349	1	65072	0.3	365
2	102000	0.469	400	2	57061	0.263	353
3	96525	0.445	275	3	54531	0.251	315
4	77855	0.359	613	4	50836	0.234	294
5	91304	0.421	456	5	46874	0.216	319
6	99516	0.458	384	6	52393	0.241	277
7	102000	0.469	440	7	62939	0.29	362
8	90311	0.416	381	8	59628	0.275	364
9	96503	0.445	368	9	62874	0.29	330
10	104000	0.477	375	10	61080	0.281	364
11	95106	0.438	445	11	62971	0.29	433
12	99419	0.458	404	12	59347	0.273	450
13	88381	0.407	618	13	68181	0.314	400
14	104000	0.478	232	14	63019	0.29	515
15	90682	0.418	396	15	60043	0.277	372
PROM	94476	0.4349	409.07	PROM	59123	0.2723	367.53
DESEST	8156.8	0.0372	102.53	DESEST	5796.4	0.0268	62.283
VAR	7E+07	0.0014	10512	VAR	3E+07	0.0007	3879.1

R5							
	AREA	%AREA	NUM.		AREA	%AREA	NUM.
1	59116	0.272	307	10	63724	0.294	301
2	54155	0.25	405	11	49592	0.229	303
3	61517	0.283	309	12	53523	0.247	320
4	73228	0.337	275	13	67470	0.311	266
5	64317	0.296	300	14	59502	0.274	321
6	56635	0.261	331	15	64986	0.299	134
7	53299	0.246	366	16	61459	0.283	263
8	46936	0.216	406	17	50801	0.234	355
9	46434	0.214	299				
PROM	58296	0.2686	309.53				
DESEST	7761.1	0.0356	63.546				
VAR	6E+07	0.0013	4038.1				

R6			
	AREA	%AREA	NUM.
1	30188	0.373	240
2	32015	0.361	207
3	31622	0.363	217
PROM	31275	0.36	221
DESEST	785.19	0.05	13.82
VAR	6E+07	0.0003	190.9

R7			
	AREA	%AREA	NUM.
1	50889	0.4	278
2	47337	0.414	240
3	45693	0.364	287
PROM	47973	0.396	268
DESEST	2169	0.026	20.37
VAR	6E+07	0.004	414

La variable N_L ($N_L = N_i/L$) se obtuvo, con una longitud estándar = 100 micras, de los siguientes datos:

R6	
número	intersecciones
1	3
2	1
3	2
4	3
5	5
6	3
7	1
8	2
prom.	2.19
desv.	1.29

R7	
número	intersecciones
1	4
2	3
3	4
4	2
5	3
6	2
7	3
8	3
prom.	3
desv.	0.9

Aleaciones	fracción de área (A_A) %Area	número de carburos	área total de carburos
R1	30%	226	59471
R2	30%	446	59199
R3	43%	410	94476
R4	27%	368	59123
R5	27%	310	58296

La gráfica figura 1B, describe la fracción volumétrica de carburos en los diferentes recubrimientos metálicos.

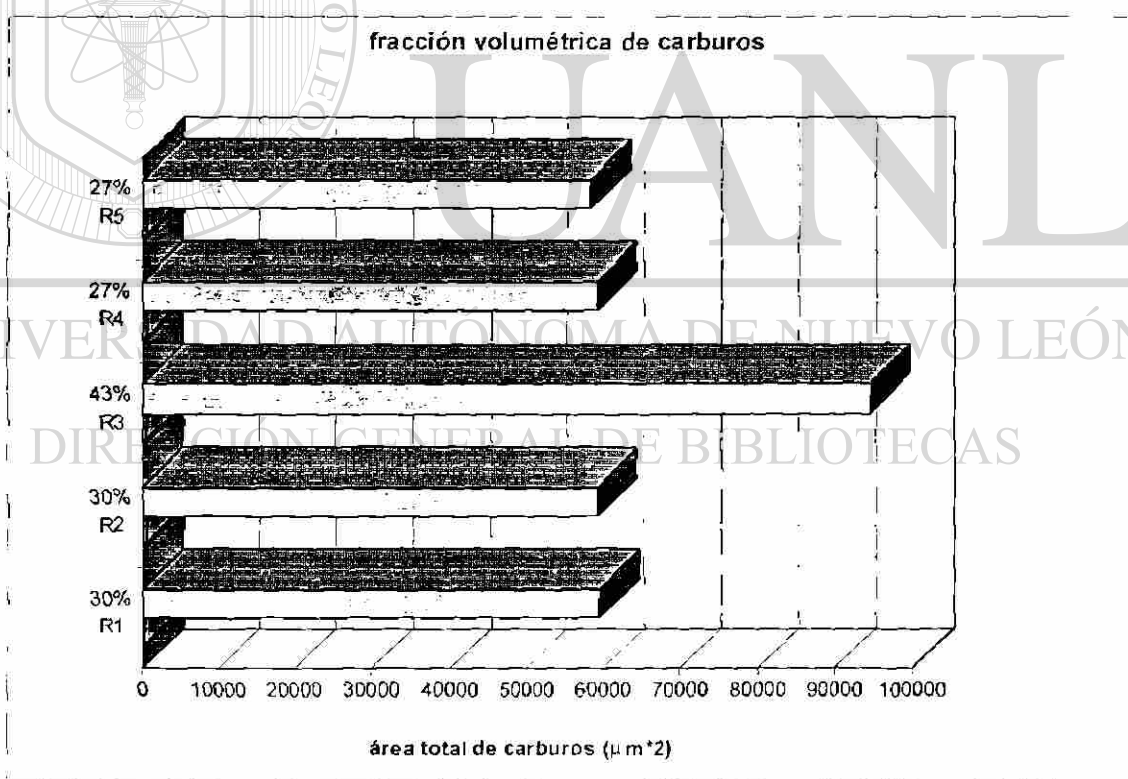


Figura 1B. Fracción volumétrica de carburos de diferentes recubrimientos metálicos.

En la figura 1B se observan los porcentajes de área promedio que ocupan los carburos en una área de $2.171 \times 10^{-5} \mu\text{m}^2$, un campo de imagen a una magnificación de 100x.

La variable N_L ($N_L = N/L$) se obtuvo, con una longitud estándar = 100 micras, de los siguientes datos:

R1	
número	intersecciones
1	9
2	10
3	9
4	9
5	6
6	4
7	11
8	13
9	8
10	9
11	8
12	4
13	5
14	7
15	10
prom.	8.133
desv.	2.56

R2	
número	intersecciones
1	4
2	5
3	3
4	4
5	4
6	9
7	2
8	7
9	2
10	6
11	3
12	2
13	4
14	9
15	4
prom.	4.6
desv.	2.04

R3	
número	intersecciones
1	4
2	3
3	2
4	3
5	2
6	3
7	1
8	2
9	2
10	3
11	1
12	1
13	2
14	2
15	1
prom.	2.11
desv.	0.85

R4	
número	intersecciones
1	3
2	2
3	3
4	1
5	2
6	3
7	2
8	3
9	2
10	4
11	3
12	4
13	1
14	2
15	2
prom.	2
desv.	0.5

R5	
número	intersecciones
1	3
2	6
3	3
4	2
5	4
6	5
7	5
8	3
9	3
10	4
11	3
12	4
13	5
14	4
15	3
prom.	4
desv.	0.5

R1	R2	R3	R4	R5	R6	R7
$N_L = 8/100$	$N_L = 5/100$	$N_L = 2/100$	$N_L = 2/100$	$N_L = 4/100$	$N_L = 2/100$	$N_L = 2/100$
$N_L = 0.08$	$N_L = 0.05$	$N_L = 0.02$	$N_L = 0.02$	$N_L = 0.04$	$N_L = 0.02$	$N_L = 0.02$
$\lambda (\mu\text{m}) =$ 1 - 0.3/0.08	$\lambda (\mu\text{m}) =$ 1 - 0.3/0.05	$\lambda (\mu\text{m}) =$ 1 - 0.43/0.02	$\lambda (\mu\text{m}) =$ 1 - 0.27/0.02	$\lambda (\mu\text{m}) =$ 1 - 0.27/0.04	$\lambda (\mu\text{m}) =$ 1 - 0.32/0.02	$\lambda (\mu\text{m}) =$ 1 - 0.39/0.02
$\lambda = 8.75$	$\lambda = 14$	$\lambda = 28.5$	$\lambda = 36.5$	$\lambda = 18.25$	$\lambda = 32$	$\lambda = 20$
$\sigma = 12.5$	$\sigma = 20$	$\sigma = 50$	$\sigma = 50$	$\sigma = 25$	$\sigma = 50$	$\sigma = 33$

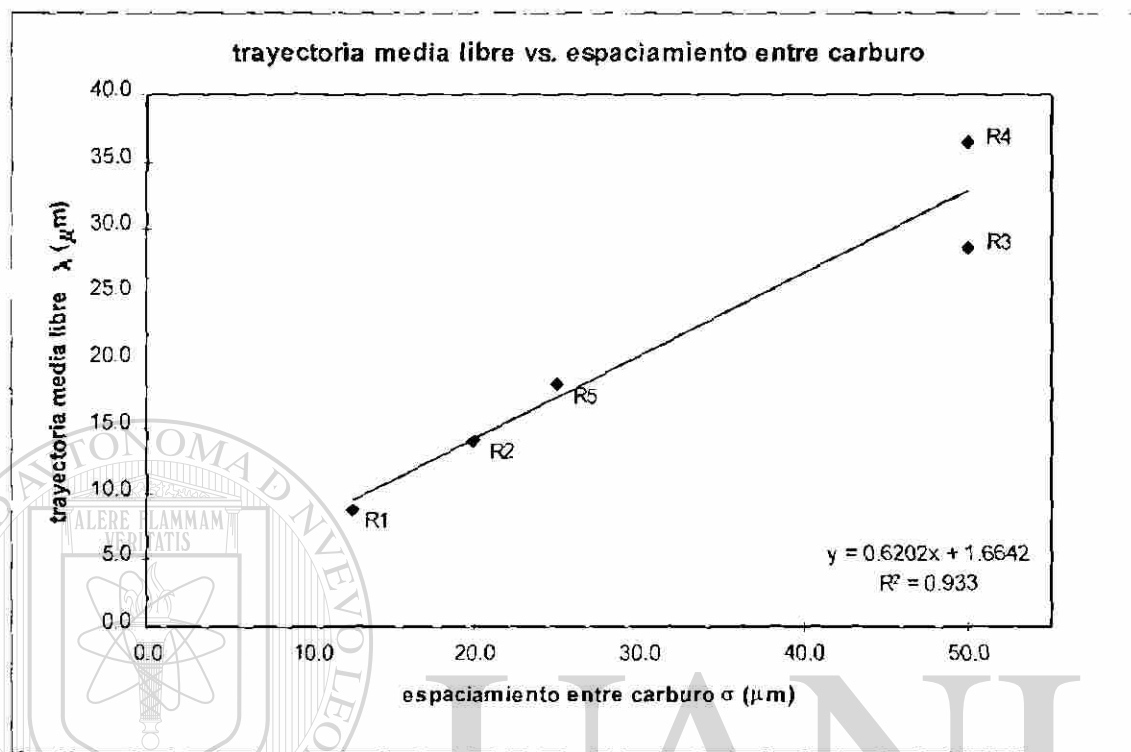
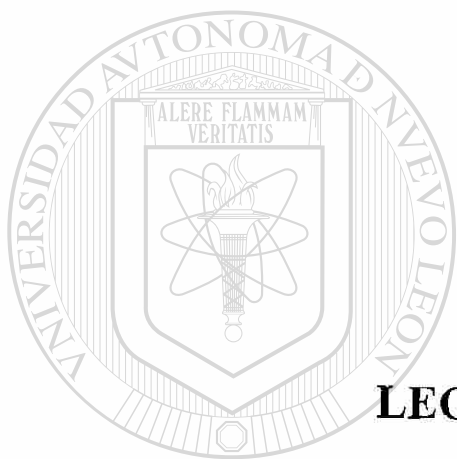


Figura 2B. Relación entre la trayectoria media libre vs. espaciamento entre carburo.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



APÉNDICE

C

LECTURA DE ESPESORES

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



Acero al carbono

lecturas iniciales realizadas el 18 marzo de 1996 en 10 posiciones diferentes

cada 5 cm. Espesor en milésimas de pulgadas.

En coordenadas cardinales

Velocidad del ultra sonido 6164 cm/seg.

Lado inferior (sur)

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	0.239	0.239	0.239	0.239	0.239	0.239	0.239	0.239	0.239	0.243
2	0.239	0.239	0.243	0.243	0.243	0.239	0.239	0.243	0.243	0.243
3	0.243	0.239	0.239	0.239	0.243	0.243	0.239	0.243	0.239	0.239
4	0.239	0.239	0.239	0.239	0.243	0.239	0.243	0.239	0.239	0.239
5	0.239	0.239	0.239	0.243	0.239	0.243	0.239	0.239	0.239	0.243
6	0.239	0.239	0.239	0.239	0.243	0.239	0.239	0.239	0.239	0.239
Pro.	0.23967	0.239	0.23967	0.24033	0.24167	0.24033	0.23967	0.24033	0.23967	0.241
Desv.	0.00163	4.7E-09	0.00163	0.00207	0.00207	0.00207	0.00163	0.00207	0.00163	0.00219
Var.	2.7E-06	2.2E-17	2.7E-06	4.3E-06	4.3E-06	4.3E-06	2.7E-06	4.3E-06	2.7E-06	4.8E-06

Lado Este

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	0.239	0.243	0.243	0.247	0.243	0.243	0.243	0.243	0.243	0.243
2	0.243	0.243	0.247	0.247	0.247	0.243	0.247	0.243	0.243	0.243
3	0.243	0.243	0.243	0.243	0.243	0.243	0.243	0.247	0.247	0.247
4	0.243	0.247	0.247	0.247	0.247	0.247	0.247	0.243	0.247	0.247
5	0.243	0.247	0.243	0.247	0.247	0.251	0.247	0.251	0.243	0.243
6	0.243	0.247	0.247	0.247	0.247	0.247	0.247	0.247	0.247	0.247
Pro.	0.24233	0.245	0.245	0.24633	0.24567	0.24567	0.24567	0.24567	0.245	0.245
Desv.	0.00163	0.00219	0.00219	0.00163	0.00207	0.00327	0.00207	0.00327	0.00219	0.00219
Var.	2.7E-06	4.8E-06	4.8E-06	2.7E-06	4.3E-06	1.1E-05	4.3E-06	1.1E-05	4.8E-06	4.8E-06

Lado Superior (Norte)

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	0.243	0.247	0.243	0.243	0.243	0.243	0.243	0.243	0.243	0.243
2	0.243	0.243	0.243	0.239	0.243	0.243	0.243	0.243	0.243	0.247
3	0.243	0.243	0.243	0.239	0.243	0.239	0.243	0.243	0.243	0.243
4	0.243	0.243	0.243	0.243	0.243	0.243	0.243	0.243	0.243	0.243
5	0.243	0.243	0.243	0.243	0.243	0.243	0.239	0.243	0.243	0.243
6	0.243	0.243	0.243	0.243	0.239	0.243	0.239	0.239	0.243	0.239
Pro.	0.243	0.24367	0.243	0.24167	0.24233	0.24233	0.24167	0.24233	0.243	0.243
Desv.	4.7E-09	0.00163	4.7E-09	0.00207	0.00163	0.00163	0.00207	0.00163	4.7E-09	0.00253
Var.	2.2E-17	2.7E-06	2.2E-17	4.3E-06	2.7E-06	2.7E-06	4.3E-06	2.7E-06	2.2E-17	6.4E-06

Lado Oeste

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	0.255	0.251	0.251	0.251	0.251	0.255	0.251	0.251	0.247	0.251
2	0.251	0.251	0.251	0.251	0.251	0.251	0.251	0.251	0.251	0.255
3	0.251	0.251	0.251	0.251	0.255	0.251	0.251	0.251	0.251	0.251
4	0.251	0.255	0.255	0.251	0.251	0.255	0.251	0.251	0.251	0.251
5	0.255	0.251	0.255	0.251	0.255	0.255	0.251	0.251	0.251	0.251
6	0.255	0.255	0.251	0.251	0.251	0.251	0.255	0.251	0.251	0.251
Pro.	0.253	0.25233	0.25233	0.251	0.25233	0.253	0.25167	0.251	0.25033	0.25167
Desv.	0.00219	0.00207	0.00207	3.3E-09	0.00207	0.00219	0.00163	3.3E-09	0.00163	0.00163
Var.	4.8E-06	4.3E-06	4.3E-06	1.1E-17	4.3E-06	4.8E-06	2.7E-06	1.1E-17	2.7E-06	2.7E-06

Acero al carbono

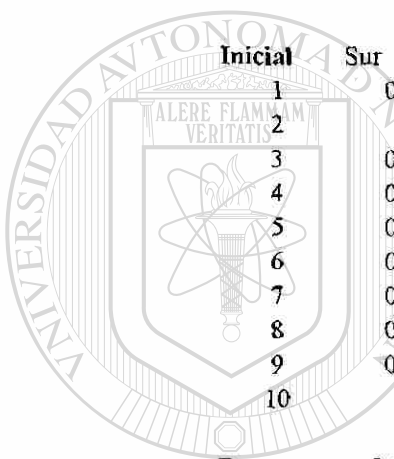
lecturas finales realizadas el 23 de Diciembre de 1996 en 10 posiciones diferentes

cada 5 cm. Espesor en en milésimas de pulgadas.

En coordenadas cardinales

	Sur	Este	Oeste	Norte
1	0.239	0.251	0.226	0.239
2	0.239	0.247	0.23	0.247
3	0.243	0.247	0.234	0.251
4	0.243	0.23	0.234	0.251
5	0.239	0.247	0.23	0.247
Pro.	0.2406	0.2444	0.2308	0.247
Des. Est.	0.002191	0.008234	0.003347	0.004899
Var.	4.8E-06	6.78E-05	1.12E-05	2.4E-05

Inicial	Sur	Este	Oeste	Norte
1	0.2397	0.2423	0.253	0.243
2	0.239	0.245	0.25233	0.24367
3	0.2397	0.245	0.25233	0.243
4	0.2403	0.2463	0.251	0.24167
5	0.2417	0.2457	0.25233	0.24233
6	0.2403	0.2457	0.253	0.24233
7	0.2397	0.2457	0.25167	0.24167
8	0.2403	0.2457	0.251	0.24233
9	0.2397	0.245	0.25033	0.243
10	0.241	0.245	0.25167	0.243
Pro.	0.24014	0.24514	0.251866	0.2426
Des. Est.	0.000769	0.001093	0.000892	0.000644
Var.	5.92E-07	1.19E-06	7.95E-07	4.15E-07



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

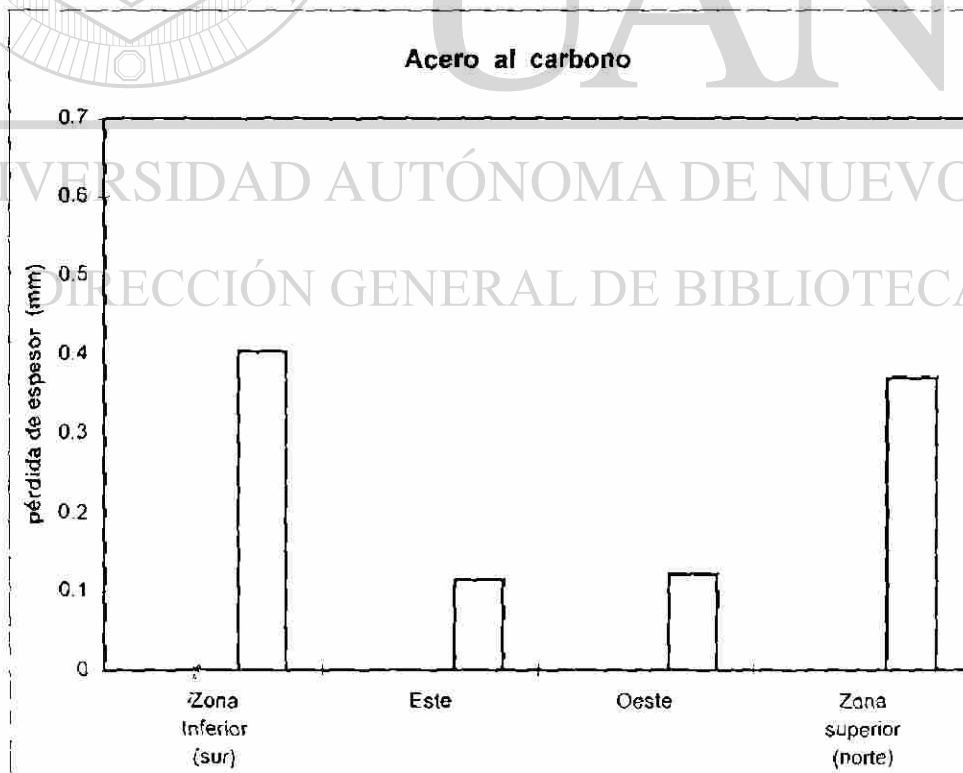


DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Acero al Carbono. Pérdida de Espesor en pulgadas.

	Inicial	-	Final	=	
Zona Inferior (sur)	240.14		224.2		0.0159
Este	245.14		240.6		0.00454
Oeste	251.8		247		0.0048
Zona superior (norte)	242.6		228		0.0146

ACERO AL CARBONO	in	mm
Zona Inferior (sur)	0.0159	0.4039
Este	0.0045	0.1143
Oeste	0.0048	0.1219
Zona superior (norte)	0.0146	0.3708



Acero Inoxidable AISI 304

lecturas iniciales realizadas el 18 marzo de 1996 en 10 posiciones diferentes

cada 5 cm. Espesoren en milésimas de pulgadas.

En coordenadas cardinales

Velocidad del ultra sonido 5953 cm/seg.

Lado inferior (sur)

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	0.234	0.23	0.23	0.23	0.23	0.234	0.23	0.23	0.23	0.234
2	0.234	0.234	0.234	0.23	0.23	0.234	0.23	0.23	0.23	0.23
3	0.23	0.234	0.234	0.23	0.23	0.23	0.23	0.23	0.23	0.23
4	0.23	0.23	0.23	0.234	0.23	0.23	0.23	0.23	0.23	0.234
5	0.23	0.23	0.23	0.23	0.23	0.23	0.23	0.23	0.23	0.23
6	0.23	0.23	0.23	0.234	0.23	0.23	0.23	0.23	0.23	0.23
Pro.	0.23133	0.23133	0.23133	0.23133	0.23	0.23133	0.23	0.23	0.23	0.23133
Desv.	0.00207	0.00207	0.00207	0.00207	0	0.00207	0	0	0	0.00207
Var.	4.3E-06	4.3E-06	4.3E-06	4.3E-06	0	4.3E-06	0	0	0	4.3E-06

Lado Este

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	0.242	0.242	0.246	0.242	0.242	0.242	0.242	0.242	0.242	0.242
2	0.242	0.242	0.242	0.242	0.242	0.242	0.246	0.242	0.242	0.242
3	0.242	0.242	0.246	0.242	0.246	0.242	0.242	0.242	0.242	0.242
4	0.242	0.246	0.242	0.242	0.242	0.242	0.242	0.242	0.242	0.242
5	0.242	0.242	0.242	0.242	0.242	0.242	0.242	0.242	0.242	0.242
6	0.242	0.242	0.242	0.242	0.242	0.242	0.242	0.242	0.242	0.242
Pro.	0.242	0.24267	0.24333	0.242	0.24267	0.242	0.24267	0.242	0.242	0.242
Desv.	0	0.00163	0.00207	0	0.00163	0	0.00163	0	0	0
Var.	0	2.7E-06	4.3E-06	0	2.7E-06	0	2.7E-06	0	0	0

Lado Superior (Norte)

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	0.254	0.254	0.254	0.254	0.254	0.254	0.254	0.254	0.254	0.254
2	0.258	0.254	0.254	0.254	0.258	0.254	0.258	0.258	0.258	0.258
3	0.258	0.258	0.258	0.258	0.258	0.258	0.258	0.254	0.258	0.258
4	0.254	0.254	0.254	0.254	0.246	0.254	0.254	0.254	0.254	0.246
5	0.254	0.254	0.254	0.254	0.246	0.254	0.246	0.246	0.254	0.254
6	0.258	0.258	0.258	0.254	0.258	0.254	0.258	0.258	0.254	0.254
Pro.	0.256	0.25533	0.25533	0.25467	0.25333	0.25467	0.25467	0.254	0.25533	0.254
Desv.	0.00219	0.00207	0.00207	0.00163	0.00589	0.00163	0.00468	0.00438	0.00207	0.00438
Var.	4.8E-06	4.3E-06	4.3E-06	2.7E-06	3.5E-05	2.7E-06	2.2E-05	1.9E-05	4.3E-06	1.9E-05

Lado Oeste

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	0.246	0.246	0.246	0.246	0.246	0.246	0.246	0.246	0.246	0.246
2	0.246	0.246	0.254	0.246	0.246	0.246	0.246	0.254	0.246	0.246
3	0.254	0.246	0.246	0.246	0.246	0.246	0.246	0.246	0.246	0.246
4	0.246	0.246	0.246	0.246	0.246	0.246	0.246	0.246	0.254	0.254
5	0.246	0.246	0.246	0.246	0.246	0.246	0.246	0.246	0.246	0.246
6	0.246	0.246	0.246	0.246	0.246	0.246	0.254	0.246	0.246	0.246
Pro.	0.24733	0.246	0.24733	0.246	0.246	0.246	0.24733	0.24733	0.24733	0.24733
Desv.	0.00327	0	0.00327	0	0	0	0.00327	0.00327	0.00327	0.00327
Var.	1.1E-05	0	1.1E-05	0	0	0	1.1E-05	1.1E-05	1.1E-05	1.1E-05

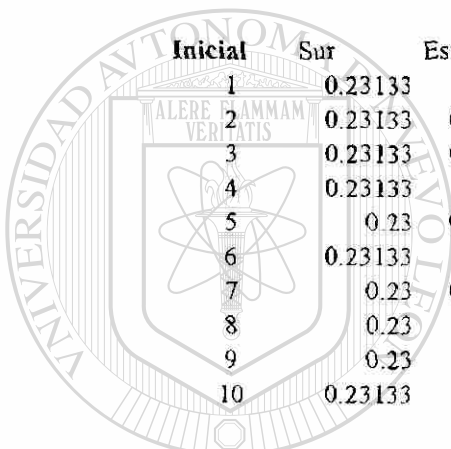
Acero Inoxidable AISI 304

lecturas finales realizadas el 23 de Diciembre de 1996 en 10 posiciones diferentes
cada 5 cm. Espesoren en milésimas de pulgadas.

En coordenadas cardinales

	Sur	Este	Oeste	Norte
1	0.226	0.23	0.234	0.254
2	0.222	0.23	0.234	0.254
3	0.226	0.234	0.238	0.254
4	0.226	0.234	0.238	0.254
5	0.226	0.23	0.234	0.246
Pro.	0.2252	0.2316	0.2356	0.2524
Des. Est.	0.001789	0.002191	0.002191	0.003578
Var.	3.2E-06	4.8E-06	4.8E-06	1.28E-05

Inicial	Sur	Este	Oeste	Norte
1	0.23133	0.242	0.24733	0.256
2	0.23133	0.24267	0.246	0.25533
3	0.23133	0.24333	0.24733	0.25533
4	0.23133	0.242	0.246	0.25467
5	0.23	0.24267	0.246	0.25333
6	0.23133	0.242	0.246	0.25467
7	0.23	0.24267	0.24733	0.25467
8	0.23	0.242	0.24733	0.254
9	0.23	0.242	0.24733	0.25533
10	0.23133	0.242	0.24733	0.254
Pro.	0.230798	0.242334	0.246798	0.254733
Des. Est.	0.000687	0.000471	0.000687	0.000798
Var.	4.72E-07	2.22E-07	4.72E-07	6.37E-07



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Acero Inoxidable AISI 304. Pérdida de Espesor en pulgadas.

Zona Inferior (sur)	Inicial 230.7	-	Final 229	=	0.0015
Este	242.3		235	=	0.0069
Oeste	246.7		237	=	0.0093
Zona superior (norte)	254.7		249	=	0.0057

AISI 304

Zona Inferior (sur)

Este

Oeste

Zona superior (norte)

in

0.002

0.007

0.009

0.006

mm

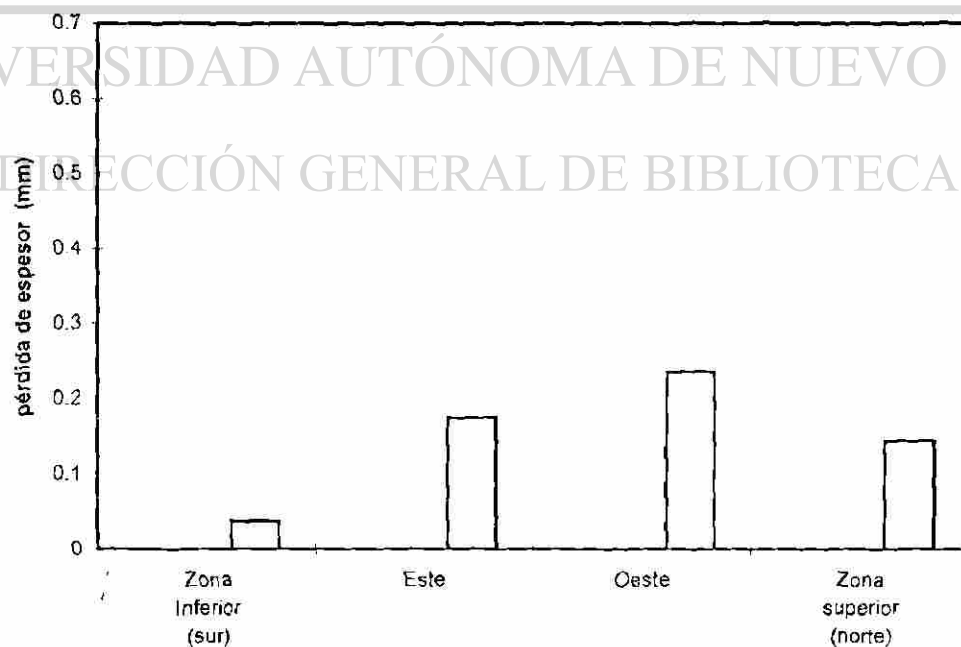
0.0381

0.17526

0.23622

0.14478

Acero Inoxidable AISI 304



Acero A335 tipo P22

lecturas iniciales realizadas el 18 marzo de 1996 en 10 posiciones diferentes

cada 5 cm. Espesoren en milésimas de pulgadas.

En coordenadas cardinales

Velocidad del ultra sonido 6042 cm/seg.

Lado inferior (sur)

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	0.266	0.266	0.266	0.27	0.266	0.266	0.266	0.266	0.27	0.266
2	0.27	0.266	0.266	0.266	0.266	0.27	0.266	0.27	0.266	0.266
3	0.266	0.27	0.266	0.266	0.266	0.266	0.27	0.266	0.266	0.266
4										
5										
6										
Pro.	0.26733	0.26733	0.266	0.26733	0.266	0.26733	0.26733	0.26733	0.26733	0.266
Desv.	0.00231	0.00231	3.7E-09	0.00231	3.7E-09	0.00231	0.00231	0.00231	0.00231	3.7E-09
Var.	5.3E-06	5.3E-06	1.4E-17	5.3E-06	1.4E-17	5.3E-06	5.3E-06	5.3E-06	5.3E-06	1.4E-17

Lado Este

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	0.262	0.262	0.262	0.262	0.258	0.262	0.262	0.262	0.262	0.262
2	0.258	0.262	0.262	0.258	0.262	0.262	0.258	0.262	0.262	0.262
3	0.262	0.262	0.262	0.262	0.258	0.262	0.258	0.262	0.262	0.258
4										
5										
6										
Pro.	0.26067	0.262	0.262	0.26067	0.25933	0.262	0.25933	0.262	0.262	0.26067
Desv.	0.00231	3.7E-09	3.7E-09	0.00231	0.00231	3.7E-09	0.00231	3.7E-09	3.7E-09	0.00231
Var.	5.3E-06	1.4E-17	1.4E-17	5.3E-06	5.3E-06	1.4E-17	5.3E-06	1.4E-17	1.4E-17	5.3E-06

Lado Superior (Norte)

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	0.27	0.27	0.27	0.27	0.27	0.274	0.27	0.27	0.27	0.274
2	0.27	0.274	0.274	0.27	0.274	0.27	0.27	0.274	0.274	0.27
3	0.274	0.274	0.274	0.274	0.274	0.274	0.274	0.274	0.27	0.274
4										
5										
6										
Pro.	0.27133	0.27267	0.27267	0.27133	0.27267	0.27267	0.27133	0.27267	0.27133	0.27267
Desv.	0.00231	0.00231	0.00231	0.00231	0.00231	0.00231	0.00231	0.00231	0.00231	0.00231
Var.	5.3E-06	5.3E-06	5.3E-06	5.3E-06	5.3E-06	5.3E-06	5.3E-06	5.3E-06	5.3E-06	5.3E-06

Lado Oeste

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	0.278	0.278	0.278	0.278	0.278	0.278	0.278	0.278	0.278	0.282
2	0.278	0.278	0.278	0.278	0.278	0.282	0.278	0.278	0.278	0.278
3										
4										
5										
6										
Pro.	0.278	0.278	0.278	0.278	0.278	0.28	0.278	0.278	0.278	0.28
Desv.	0	0	0	0	0	0.00283	0	0	0	0.00283
Var.	0	0	0	0	0	8E-06	0	0	0	8E-06

Acero A335 tipo P22

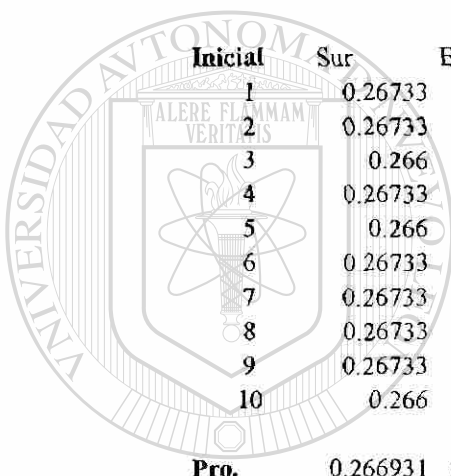
lecturas finales realizadas el 23 de Diciembre de 1996 en 10 posiciones diferentes

cada 5 cm. Espesor en milésimas de pulgadas.

En coordenadas cardinales

	Sur	Este	Oeste	Norte
1	0.258	0.234	0.258	0.25
2	0.258	0.238	0.258	0.25
3	0.262	0.234	0.25	0.258
4	0.262	0.238	0.262	0.25
5	0.258	0.234	0.258	0.258
Pro.	0.2596	0.2356	0.2572	0.2532
Des. Est.	0.002191	0.002191	0.004382	0.004382
Var.	4.8E-06	4.8E-06	1.92E-05	1.92E-05

Inicial	Sur	Este	Oeste	Norte
1	0.26733	0.26067	0.278	0.27133
2	0.26733	0.262	0.278	0.27267
3	0.266	0.262	0.278	0.27267
4	0.26733	0.26067	0.278	0.27133
5	0.266	0.25933	0.278	0.27267
6	0.26733	0.262	0.28	0.27267
7	0.26733	0.25933	0.278	0.27133
8	0.26733	0.262	0.278	0.27267
9	0.26733	0.262	0.278	0.27133
10	0.266	0.26067	0.28	0.27267
Pro.	0.266931	0.261067	0.2784	0.272134
Des. Est.	0.000642	0.001098	0.000843	0.000692
Var.	4.13E-07	1.21E-06	7.11E-07	4.79E-07



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

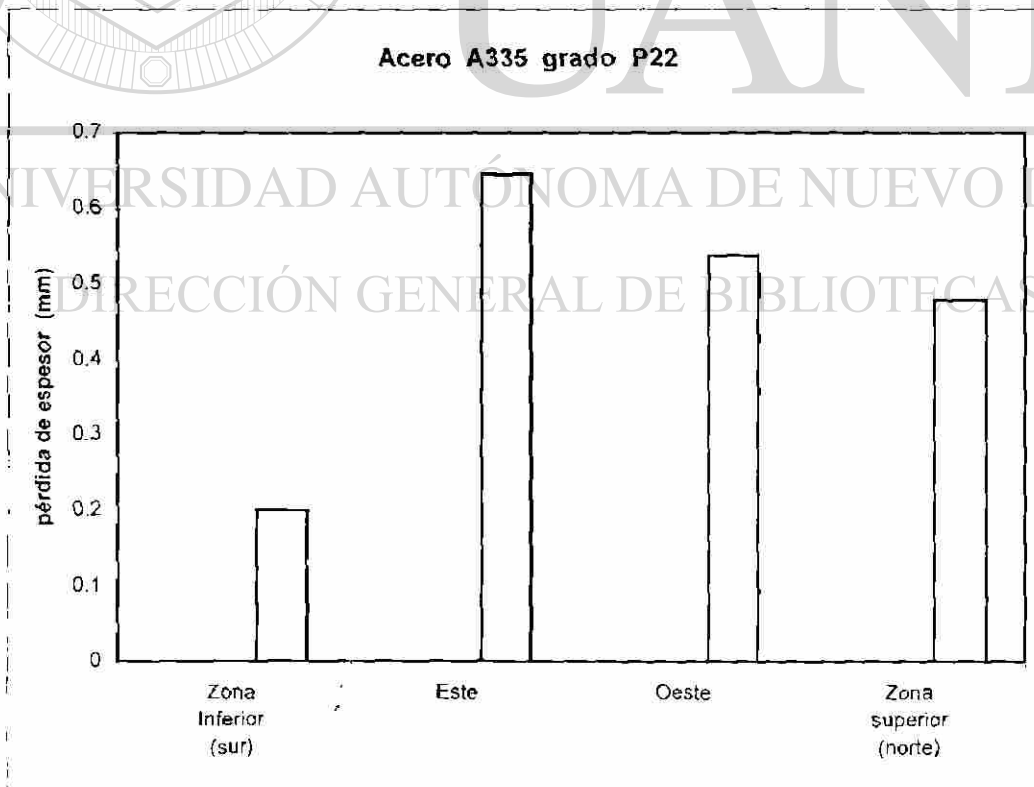


DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Acero A335 Grado P-22. Pérdida de Espesor en pulgadas.

	Inicial	-	Final	=	
Zona Inferior (sur)	266.9		259	=	0.0079
Este	261		235.6	=	0.0254
Oeste	278.4		257.2	=	0.0212
Zona superior (norte)	272.1		253.2	=	0.0189

A335 P22	in	mm
Zona Inferior (sur)	0.0079	0.2006
Este	0.0254	0.64516
Oeste	0.0212	0.53848
Zona superior (norte)	0.0189	0.48006



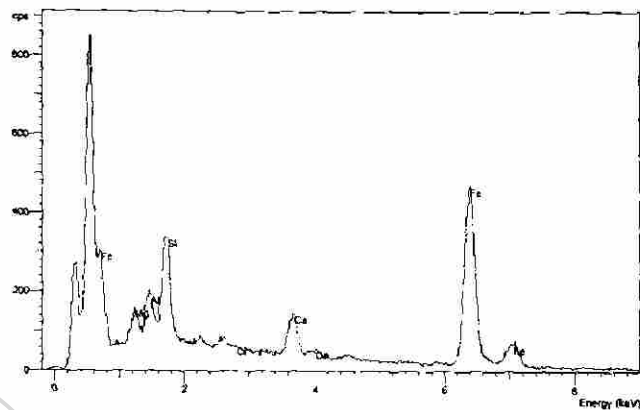
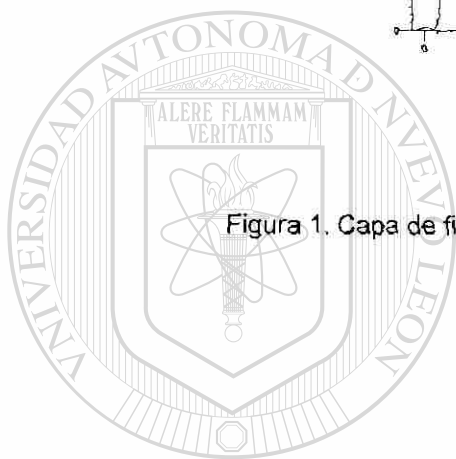


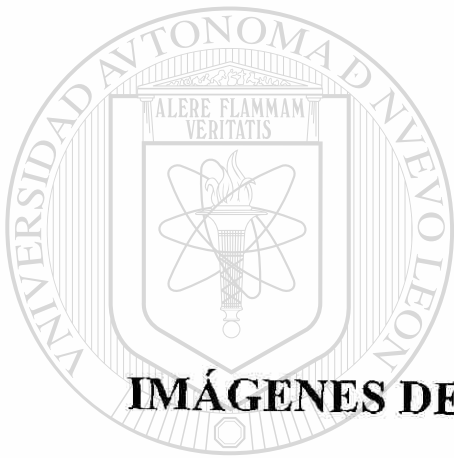
Figura 1. Capa de fierro esponja, adherida a la superficie del acero bajo carbono.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



APÉNDICE

D

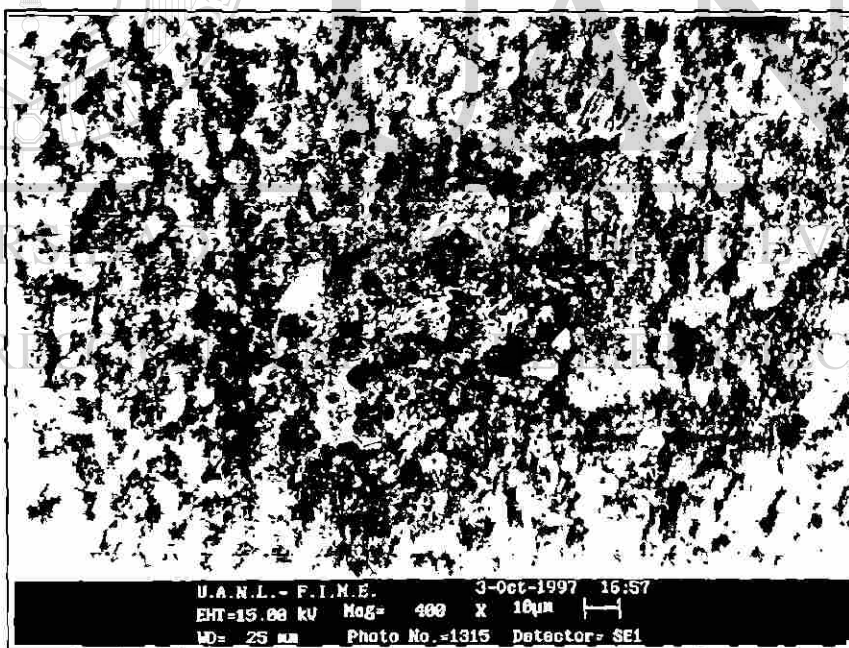
IMÁGENES DE ÁREAS DE DEGASTE DE LOS RECUBRIMIENTOS

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

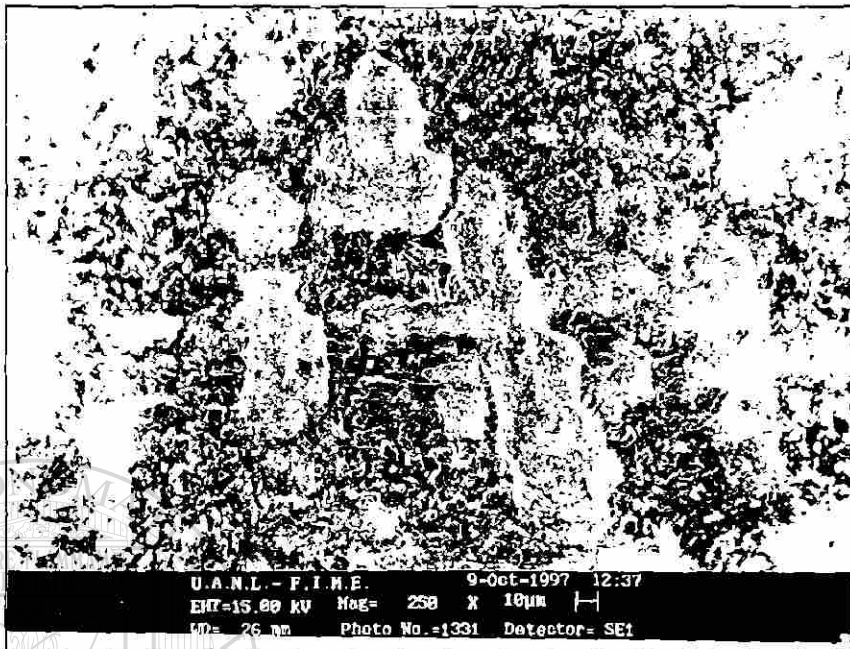


a)

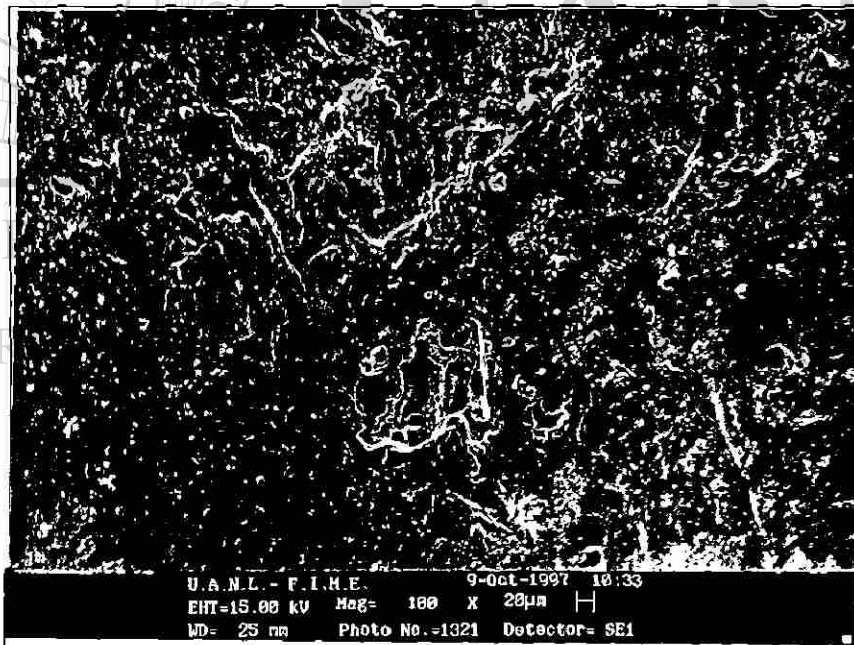


b)

Figura 1. Desgaste en la superficie del recubrimiento R2 a) a 0° paralelo al flujo de sólidos y b) a 30° con respecto al flujo.

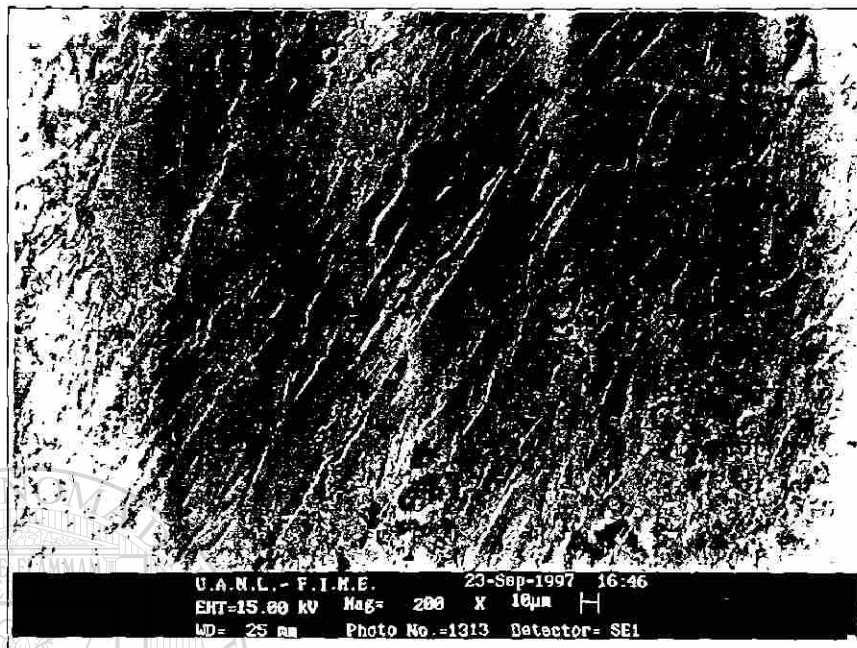


a)

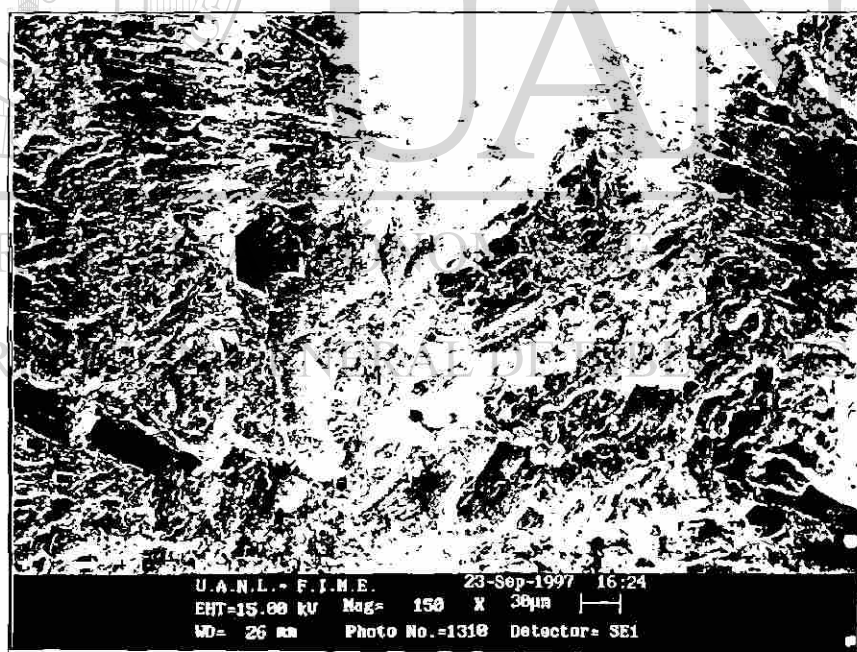


b)

Figura 2. Desgaste en la superficie del recubrimiento R3 a) a 0° paralelo al flujo de sólidos y b) a 30° con respecto al flujo.

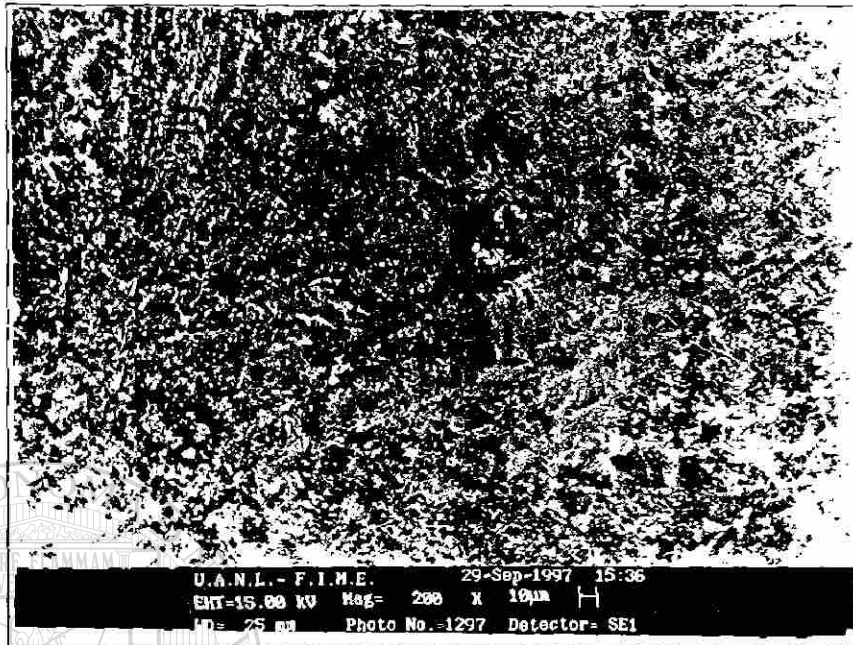


a)

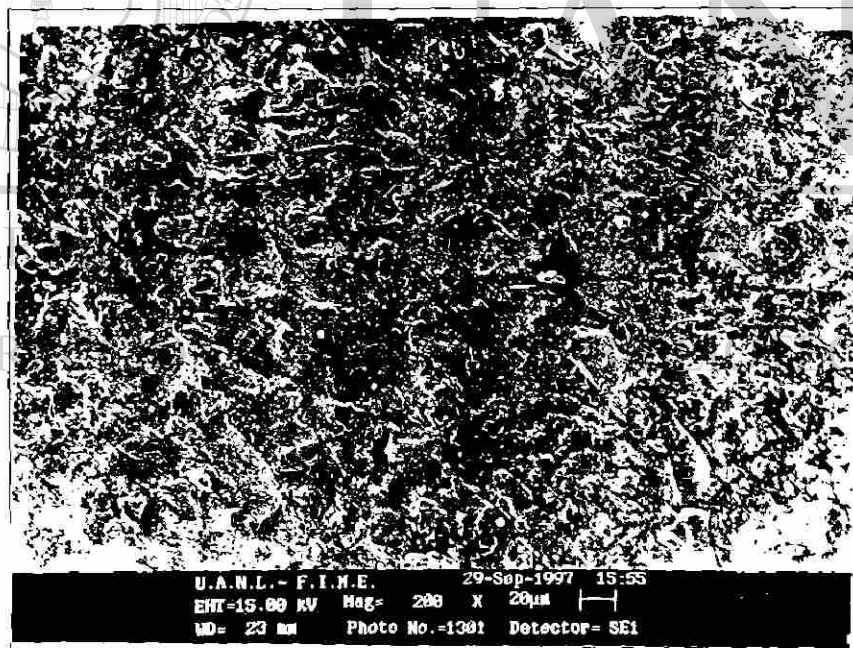


b)

Figura 3. Desgaste en la superficie del recubrimiento R4 a) a 0° paralelo al flujo de sólidos y b) a 30° con respecto al flujo.

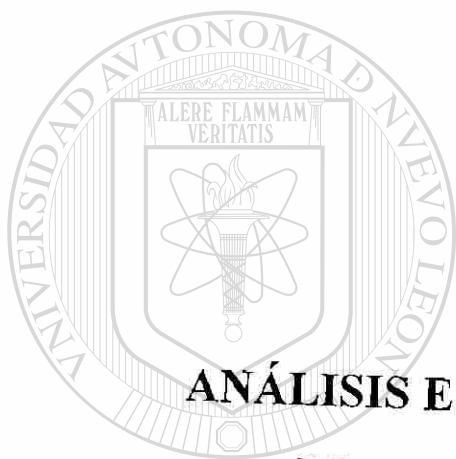


a)



b)

Figura 4. Desgaste en la superficie del recubrimiento R5 a) a 0° paralelo al flujo de sólidos y b) a 30° con respecto al flujo.



APÉNDICE

E

ANÁLISIS ESTADÍSTICO PARA ÁREAS Y PROFUNDIDAD DE DESGASTE

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

PRUEBA DE HIPOTESIS SOBRE LAS MEDIAS DE DOS DISTRIBUCIONES NORMALES, CON VARIANZAS CONOCIDAS

CALCULO DE LAS PRUEBAS t

CASO 1 $\sigma = \sigma$

$$S_p^2 = (n_1 - 1)S_1^2 + (n_2 - 1)S_2^2 / (n_1 + n_2 - 2)$$

$$t_o = (X_1 - X_2) / S_p \left[\left(\frac{1}{n_1} + \frac{1}{n_2} \right) \right]^{1/2}$$

SI $H_0: \mu_1 = \mu_2$ es verdadera t_o se disminuye como $n_1 + n_2 - 2$ por tanto si $t_o > t_{\alpha/2, n_1 + n_2 - 2}$ o si $t_o < -t_{\alpha/2, n_1 + n_2 - 2}$ se rechaza H_0

CASO 2 $\sigma \neq \sigma$

$$t_o^* = (X_1 - X_2) / \left[\left(\frac{S_1^2}{n_1} + \frac{S_2^2}{n_2} \right) \right]^{1/2}$$

$$v = \left[\frac{(S_1^2/n_1 + S_2^2/n_2) / n_2}{(S_1^2/n_1) / (n_1 + 1) + (S_2^2/n_2) / (n_2 + 1)} \right] - 2$$

si $t_o \neq -t_{\alpha/2, v}$ no puede rechazarse a $H_0: \mu_1 = \mu_2$

PRUEBA DE HIPOTESIS SOBRE LAS VARIANZAS DE DOS DISTRIBUCIONES NORMALES

CALCULO DE LAS PRUEBAS F

$$F_o = S_1^2 / S_2^2$$

SI $H_0: \sigma_1 = \sigma_2$ es verdadera se rechazaría a H_0 si $F_o < F_{1-\alpha/2, n_1 - 1, n_2 - 1}$ o si $F_o > F_{\alpha/2, n_1 - 1, n_2 - 1}$

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

PRUEBAS F y T

Comparación de los datos de cada aleación a los dos ángulos de impacto

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

MATERIAL	PRU. F	PRU. T
R1-R1	$\sigma = \sigma$	$\mu \neq \mu$
R2	$\sigma = \sigma$	$\mu \neq \mu$
R3	$\sigma = \sigma$	$\mu \neq \mu$
R4	$\sigma = \sigma$	$\mu \neq \mu$
R5	$\sigma = \sigma$	$\mu \neq \mu$
R6	$\sigma \neq \sigma$	$\mu \neq \mu$
R7	$\sigma \neq \sigma$	$\mu \neq \mu$
R8	$\sigma = \sigma$	$\mu \neq \mu$

PRUEBAS F y t

Comparación de todas las combinaciones de aleaciones a los dos ángulos de impacto

No	MATE	PRU. F A 0°	PRU. F A 30°	PRU. T A 0°	PRU. T A 30°
1	R1-R2	$\sigma \neq \sigma$	$\sigma \neq \sigma$	$\mu \neq \mu$	$\mu \neq \mu$
2	R1-R3	$\sigma \neq \sigma$	$\sigma = \sigma$	$\mu \neq \mu$	$\mu = \mu$
3	R1-R4	$\sigma \neq \sigma$	$\sigma \neq \sigma$	$\mu \neq \mu$	$\mu \neq \mu$
4	R1-R5	$\sigma \neq \sigma$	$\sigma \neq \sigma$	$\mu = \mu$	$\mu \neq \mu$
5	R1-R6	$\sigma \neq \sigma$	$\sigma = \sigma$	$\mu \neq \mu$	$\mu = \mu$
6	R1-R7	$\sigma \neq \sigma$	$\sigma = \sigma$	$\mu \neq \mu$	$\mu = \mu$
7	R1-R8	$\sigma = \sigma$	$\sigma = \sigma$	$\mu \neq \mu$	$\mu \neq \mu$
8	R2-R3	$\sigma \neq \sigma$	$\sigma \neq \sigma$	$\mu \neq \mu$	$\mu \neq \mu$
9	R2-R4	$\sigma \neq \sigma$	$\sigma = \sigma$	$\mu \neq \mu$	$\mu = \mu$
10	R2-R5	$\sigma \neq \sigma$	$\sigma = \sigma$	$\mu \neq \mu$	$\mu = \mu$
11	R2-R6	$\sigma \neq \sigma$	$\sigma \neq \sigma$	$\mu \neq \mu$	$\mu \neq \mu$
12	R2-R7	$\sigma \neq \sigma$	$\sigma \neq \sigma$	$\mu \neq \mu$	$\mu \neq \mu$
13	R2-R8	$\sigma = \sigma$	$\sigma \neq \sigma$	$\mu \neq \mu$	$\mu = \mu$
14	R3-R4	$\sigma \neq \sigma$	$\sigma \neq \sigma$	$\mu \neq \mu$	$\mu \neq \mu$
15	R3-R5	$\sigma \neq \sigma$	$\sigma = \sigma$	$\mu \neq \mu$	$\mu \neq \mu$
16	R3-R6	$\sigma = \sigma$	$\sigma = \sigma$	$\mu \neq \mu$	$\mu = \mu$
17	R3-R7	$\sigma = \sigma$	$\sigma = \sigma$	$\mu \neq \mu$	$\mu = \mu$
18	R3-R8	$\sigma \neq \sigma$	$\sigma = \sigma$	$\mu \neq \mu$	$\mu \neq \mu$
19	R4-R5	$\sigma = \sigma$	$\sigma = \sigma$	$\mu \neq \mu$	$\mu = \mu$
20	R4-R6	$\sigma \neq \sigma$	$\sigma \neq \sigma$	$\mu \neq \mu$	$\mu \neq \mu$
21	R4-R7	$\sigma \neq \sigma$	$\sigma \neq \sigma$	$\mu \neq \mu$	$\mu \neq \mu$
22	R4-R8	$\sigma \neq \sigma$	$\sigma \neq \sigma$	$\mu \neq \mu$	$\mu \neq \mu$
23	R5-R6	$\sigma \neq \sigma$	$\sigma = \sigma$	$\mu \neq \mu$	$\mu \neq \mu$
24	R5-R7	$\sigma \neq \sigma$	$\sigma \neq \sigma$	$\mu \neq \mu$	$\mu \neq \mu$
25	R5-R8	$\sigma = \sigma$	$\sigma = \sigma$	$\mu \neq \mu$	$\mu = \mu$
26	R6-R7	$\sigma = \sigma$	$\sigma = \sigma$	$\mu \neq \mu$	$\mu = \mu$
27	R6-R8	$\sigma \neq \sigma$	$\sigma \neq \sigma$	$\mu \neq \mu$	$\mu = \mu$
28	R7-R8	$\sigma \neq \sigma$	$\sigma \neq \sigma$	$\mu \neq \mu$	$\mu \neq \mu$

CALCULO DE INTERVALO DE CONFIANZA SOBRE LA MEDIA DE UNA DISTRIBUCION NORMAL, VARIANZA DESCONOCIDA

$$X - t_{\alpha/2} S/(n^{*}1/2) < \mu < X + t_{\alpha/2} S/(n^{*}1/2)$$

donde:

μ : media desconocida

S : varianza muestral

NOMBRE	DATOS	NOMBRE	DATOS	NOMBR	DATOS
R1	0° X=330.0427 $\sigma = 68.97288$ n = 11 s =68.9772	R1	30° x= 895.6629 $\sigma = 397.3985$ n = 13 s = 397.3985	R7	0° X= 212.408462 $\sigma = 74.221730$ n = 13 s = 74.2217306

$$283.70 < \mu < 376.37$$

$$655.50 < \mu < 1135.82$$

$$167.55 < \mu < 257.2$$

NOMBRE	DATOS	NOMBRE	DATOS	NOMBR	DATOS
R5	30° X=966.99417 $\sigma = 234.76208$ n = 12 s = 234.76208	R5	0° x= 214.8 $\sigma = 103.94765$ n = 14 s = 103.94765	R7	30° X= 759.4417 $\sigma = 397.0924$ n = 12 s = 397.0924

$$830.77 < \mu < 1103.21$$

$$155.08 < \mu < 274.51$$

$$567.139 < \mu < 1011.74$$

NOMBRE	DATOS	NOMBR	DATOS
R2	30° X= 1009.4 $\sigma = 334.3604$ n = 11 s = 334.3604	R2	0° X= 776.9392 $\sigma = 252.3301$ n = 12 s = 252.3301

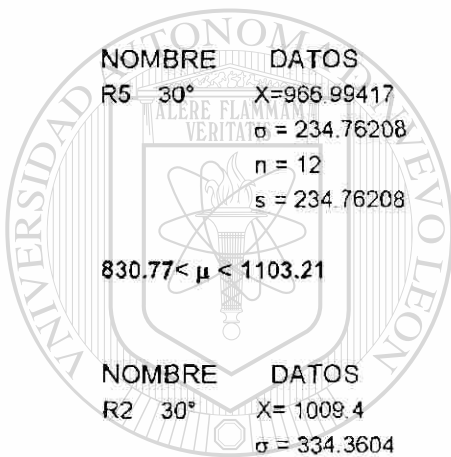
$$784.78 < \mu < 1234.01$$

$$616.61 < \mu < 937.26$$

NOMBRE	DATOS	NOMBR	DATOS
R6	0° X= 906.0617 $\sigma = 495.417$ n = 12 s = 495.417	R6	30° X= 3213.92 $\sigma = 695.2871$ n = 12 s = 695.2871

$$591.291 < \mu < 1220.83$$

$$2772.15 < \mu < 3655.68$$



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



CALCULO DE INTERVALO DE CONFIANZA SOBRE DIFERENCIA DE DOS MEDIAS, CONOCIDAS LAS VARIANZAS

$$X1 - X2 - Z_{\alpha/2} (\sigma_1^2/n_1 + \sigma_2^2/n_2)^{1/2} < \mu_1 - \mu_2 < X1 - X2 + Z_{\alpha/2} (\sigma_1^2/n_1 + \sigma_2^2/n_2)^{1/2}$$

donde:

μ_1 : media desconocida

σ_1 : varianza conocida

μ_2 : media desconocida

σ_2 : varianza conocida

PARA R1 - R2 A 0°

NOMBRE	DATOS
R1	R2
$\bar{X}=330.0427$	$X=776.9392$
$\sigma = 68.97288$	$\sigma = 252.3301$
$n=11$	$n=12$

$$438.30 < \mu_1 - \mu_2 < 455.49$$

PARA R1 - R5 A 30°

NOMBRE	DATOS
R1	R5
$\bar{X}=330.0427$	$X=966.99417$
$\sigma = 68.97288$	$\sigma = 234.7$
$n=11$	$n=12$

$$628.59 < \mu_1 - \mu_2 < 645.31$$

PARA R1 - R7 A 30°

NOMBRE	DATOS
R1	R7
$\bar{X}=330.0427$	$X=759.4417$
$\sigma = 68.97288$	$\sigma = 397.0924$
$n=11$	$n=12$

$$419.07 < \mu_1 - \mu_2 < 439.71$$

PARA R2 - R6 A 0°.

NOMBRE	DATOS
R2	R6
$X=1009.4$	$X=906.0617$
$\sigma = 334.3604$	$\sigma = 495.417$
$n=11$	$n=12$

$$89.11 < \mu_1 - \mu_2 < 116.96$$

PARA R2 - R7 A 30°

NOMBRE	DATOS
R2	R7
$X=1009.4$	$X=759.4417$
$\sigma=334.360$	$\sigma = 397.0924$
$n=11$	$n=12$

$$236.85 < \mu_1 - \mu_2 < 263.06$$

PARA R3 - INOX A 0°

NOMBRE	DATOS
R3	INOX
$X=1286.13$	$X=1661.923$
$\sigma=687.599$	$\sigma = 601.6689$
$n=12$	$n=12$

$$358.74 < \mu_1 - \mu_2 < 392.84$$

PARA R3 - R6 A 0°

NOMBRE	DATOS
R3	R6
$X=1286.13$	$X=906.0617$
$\sigma=687.599$	$\sigma = 495.417$
$n=12$	$n=12$

$$363.73 < \mu_1 - \mu_2 < 396.34$$

PARA R3 - R4 A 0°

NOMBRE	DATOS
R3	R4
$X=1286.13$	$X=1558.6638$
$\sigma = 687.59$	$\sigma = 287.6471$
$n=12$	$n=13$

$$257.87 < \mu_1 - \mu_2 < 287.19$$

PARA INOX - R4 A 0°
 NOMBRE DATOS
 INOX R4
 $X=1661.92$ $X=1558.6638$
 $\sigma=601.6689$ $\sigma=287.6471$
 $n=12$ $n=13$
 $89.27 < \mu_1 - \mu_2 < 117.24$

PARA R2 - R5 A 30°
 NOMBRE DATOS
 R2 R5
 $X=1009.4$ $X=214.8$
 $\sigma=334.3604$ $\sigma=103.96$
 $n=11$ $n=14$
 $784 < \mu_1 - \mu_2 < 804.71$

PARA R5 - R7 A 0°
 NOMBRE DATOS
 R5 R7
 $X=214.8$ $X=212.4084$
 $\sigma=103.9476$ $\sigma=74.2217$
 $n=14$ $n=13$
 $-3.57 < \mu_1 - \mu_2 < 8.35$

PARA INOX - R4 A 0°
 NOMBRE DATOS
 INOX R4
 $X=1661.9$ $X=1558.6638$
 $\sigma=601.668$ $\sigma=287.64$
 $n=12$ $n=13$
 $89.27 < \mu_1 - \mu_2 < 117.24$

PARA R5 - R7 A 30°
 NOMBRE DATOS
 R5 R7
 $X=966.994$ $X=759.4417$
 $\sigma=234.7$ $\sigma=397.0924$
 $n=12$ $n=12$
 $195.6 < \mu_1 - \mu_2 < 219.48$

UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

INTERVALO DE CONFIANZA SOBRE LA RAZON ENTRE LAS VARIANZAS DE DOS DISTRIBUCIONES NORMALES

$$S1^2/S2^2 \cdot F_{1-\alpha/2, n2-1, n1-1} < \sigma_1^2/\sigma_2^2 < S1^2/S2^2 \cdot F_{\alpha/2, n2-1, n1-1}$$

donde:

S1 : varianza conocida

σ_1 : varianza desconocida

S2 : varianza conocida

σ_2 : varianza desconocida

NOMBRE

DATOS

R1

R2

(S1)² = 4757.258

(S2)² = 63670.47

n = 11

n = 12

$$0.02615 < \sigma_1 / \sigma_2 < 0.21294$$

NOMBRE

DATOS

R1

R5

(s1)² = 157925.56

(s2)² = 55113.23

n = 13

n = 12

$$1.025 < \sigma_1 / \sigma_2 < 7.99$$

NOMBRE

DATOS

R1 30°

R7

(s1)² = 157925.56

(s2)² = 157682.37

n = 13

n = 12

$$0.358 < \sigma_1 / \sigma_2 < 2.794$$

NOMBRE

DATOS

R2 a 0°

R6

(S1)² = 63670.47

(S2)² = 245438

n = 12

N = 12

$$0.0918 < \sigma_1 / \sigma_2 < 0.731$$

NOMBRE

DATOS

R2 a 30°

R5

(S1)² = 111796.8

(S2)² = 10805.11

n = 11

N = 14

$$3.869 < \sigma_1 / \sigma_2 < 27.62$$

NOMBRE

DATOS

R2 a 30°

R7

(S1)² = 111796.8

(S2)² = 157682.3

n = 11

n = 12

$$0.2481 < \sigma_1 / \sigma_2 < 2.02065$$

NOMBRE

DATOS

R5 30°

R7

(S1)² = 55113.23

(S2)² = 157682.3

n = 12

n = 12

$$0.12373 < \sigma_1 / \sigma_2 < 0.9856$$

Intervalo de confianza sobre la diferencia entre las medias de las distribuciones, varianzas desconocidas

$$s_p = \frac{(n_1 - 1)S_1 + (n_2 - 1)S_2}{n_1 + n_2 - 2}$$

donde:

S1 Y S2 son estimaciones de la varianza comun σ

Intervalo bilateral de confianza

$$(X_1 - X_2) - t_{\alpha/2, n_1 + n_2 - 2} S_p \sqrt{\frac{1}{n_1} + \frac{1}{n_2}} < \mu_1 - \mu_2 < (X_1 - X_2) + t_{\alpha/2, n_1 + n_2 - 2} S_p \sqrt{\frac{1}{n_1} + \frac{1}{n_2}}$$

NOMBRE	DATOS	NOMBRE	DATOS
R1 0°	R2	R1 30°	R5
x=330.042	x=776.9392	x= 895.6629	x= 966.99417
$\sigma=68.97288$	$\sigma=252.33$	$\sigma=397.3985$	$\sigma= 234.76208$
n=11	n=12	n=13	n=12
(s)2= 4757.258	(s)2= 63670.47	(s)2= 157925.56	(s)2= 55113.2
(SP)2= 35616.56		(SP)2= 108754.44	
283.039 < $\mu_1 - \mu_2$ < 610.75		*253.99 < $\mu_1 - \mu_2$ < 396.65	

NOMBRE	DATOS	NOMBRE	DATOS
R1 30°	R7	R2 0°	R6
x= 895.6629	x=759.4417	x= 776.9392	x= 906.0617
$\sigma= 397.3985$	$\sigma=397.0924$	$\sigma= 252.3301$	$\sigma= 495.417$
n=13	n=12	n=12	n=12
(s)2= 157925.56	(s)2= 157682.3741	(s)2= 63670.47	(s)2= 245438
(SP)2= 157809.0972		(SP)2= 154554.23	
*192.80 < $\mu_1 - \mu_2$ < 465.22		*203.74 < $\mu_1 - \mu_2$ < 461.99	

NOMBRE	DATOS	NOMBRE	DATOS
R2 30°	R7	R2 0°	R5
x= 1009.4	x=759.4417	x= 1009.4	x= 214.8
$\sigma= 334.3604$	$\sigma=397.0924$	$\sigma= 334.36$	$\sigma= 103.94765$
n=11	n=12	n=11	n=14
(s)2= 111796.8	(s)2= 157682.3	(s)2= 11796.8	(s)2= 10805.1
(SP)2= 135832.06		(SP)2= 11236.28	
*70.031 < $\mu_1 - \mu_2$ < 569.94		706.234 < $\mu_1 - \mu_2$ < 882.96	

NOMBRE	DATOS
R5 30°	R7
x= 966.99417	x=759.4417
$\sigma= 234.76208$	$\sigma=397.0924$
n=12	n=12
(s)2= 55113.23	(s)2= 157682.3
(SP)2= 106397.7	
*68.63 < $\mu_1 - \mu_2$ < 483.73	

Determinación de la profundidad promedio de desgaste hzmáx.
por análisis del perfil de rugosidad.

INOX a 0°

8
6
9
9
5.5
9.5
8

prom.	7.86
des.est.	1.43

R1 a 0°

3
3.5
1.5
2
2

prom.	2.40
des.est.	0.73

INOX a 30°

20
20
30
30
20
30
25
30
35
40

prom.	28.00
des.est.	6.40

R1 a 30°

3
5
6
8
12
12
6
7
4.6

prom.	7.18
des.est.	2.94

R2 a 0°

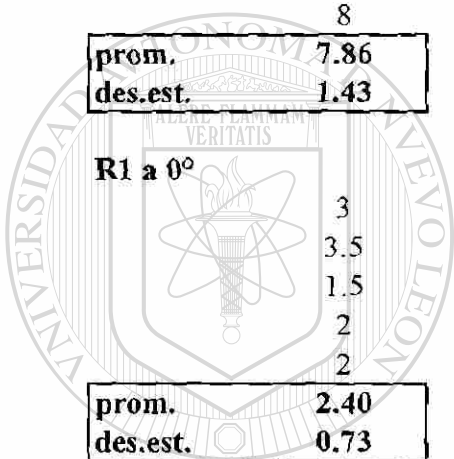
4
7
3
3
2
2.5
5.6

prom.	3.87
des.est.	1.68

R2 a 30°

4.5
13
5
5.8
10
13
8
11

prom.	8.79
des.est.	3.24



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



Determinación de la profundidad promedio de desgaste $h_{zm\acute{a}x}$.
por análisis del perfil de rugosidad.

R3 a 0°

7
10
2.8
8
8
4
10

prom.	7.11
des.est.	2.71

R3 a 30°

20
15
9
11
10
17
10
12
8

prom.	12.44
des.est.	3.80

R4 a 0°

12.5
3
2
7.5
3
9.6
3.5
7
3
2
6
2.5
3.3
15
8.5
2

prom.	5.65
des.est.	3.92

R4 a 30°

20
15
9.2
16.5
6.6
28
26
26
27
13.5
30
20
20
30
2
21.5

prom.	19.46
des.est.	8.22

R5 a 30°

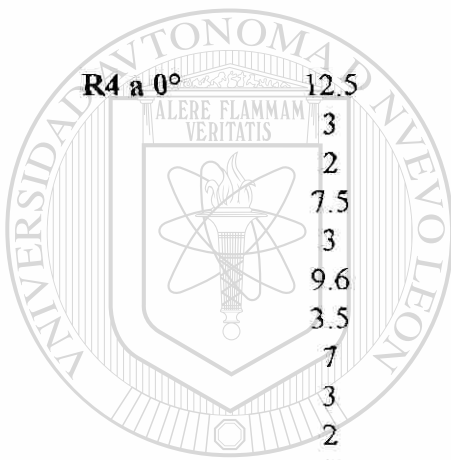
10
10
10
8

prom.	9.50
des.est.	0.87

R5 a 0°

1.8
2
2.5
8
8

prom.	4.46
des.est.	2.90



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



Determinación de la profundidad promedio de desgaste $h_{z\max}$.
por análisis del perfil de rugosidad.

R6 a 0°

8
5
7.4
5.8
4
5.7
6.8
7
4
5
6
6
5.4
9
6.6
6.8
2
6

prom.	5.92
des.est.	1.55

R6 a 30°

14
15
13
16.5
10
14
13.5
13.5
13.5
15
13
17
17
15
8.6
8
12
12
13

prom.	13.35
des.est.	2.02

R7 a 0°

9.6
5
3.5
5.7
3.5
3.5
3.6
3.7
5

prom.	4.79
des.est.	1.88

R7 a 30°

3
4.6
4

prom.	3.87
des.est.	0.66

RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO

Dora Irma Martínez Delgado

Candidato al Grado de Doctor en Ingeniería de Materiales

Tesis: Desgaste de Recubrimientos Duros en el Transporte Neumático de Hierro de
Reducción Directa

Dora Irma Martínez Delgado nació en Monterrey, Nuevo León, México, el 12 de Octubre de 1972. Es hija del Sr. Jerónimo Martínez González y de la Sra. Irma Delgado Palacios. Tiene el título de Licenciado en Física obtenido en la Facultad de Ciencias Físico Matemáticas de la Universidad Autónoma de Nuevo León, habiendo terminado sus estudios profesionales en 1993. En 1996, en la misma Universidad obtiene el grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica. Ingresó al Doctorado en Ingeniería de Materiales como becario del Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) en Septiembre de 1996. Catedrático de FIME desde Agosto de 1996. Obtiene el nombramiento de Candidato a Investigador Nacional otorgado por el Sistema Nacional de Investigadores (SNI) durante el periodo del 1 de Julio de 1997 al 30 de Junio del 2000.

