

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

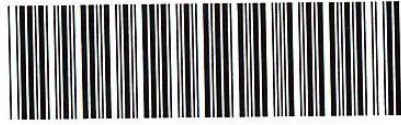
DICIEMBRE DE 1999

MARTINEZ DELGADO DORA IRMA

DESC  
TRR

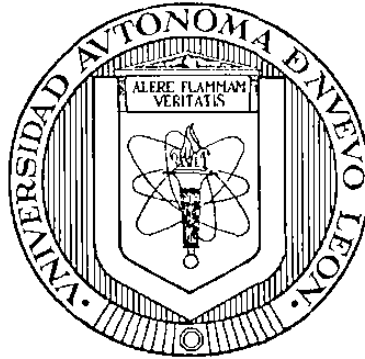
TD  
Z5853  
.M2  
FIME  
1999  
M3

1999



1020145326

**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**

**CIUDAD UNIVERSITARIA**

**DICIEMBRE DE 1999**

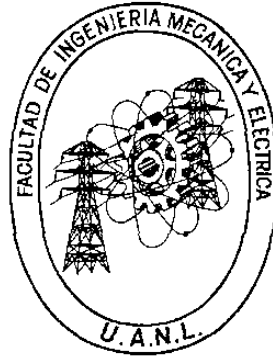
0149-35760

TD  
Z5853  
•M2  
FINE  
1999  
M3



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**

**POR**

**DORA IRMA MARTINEZ DELGADO**

**TESIS**

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

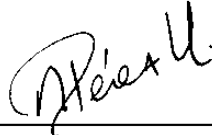
**CIUDAD UNIVERSITARIA**

**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.

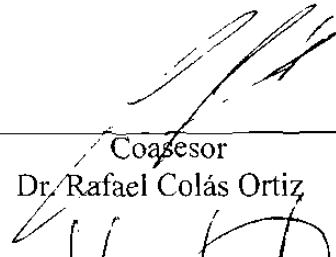
El Comité de Tesis



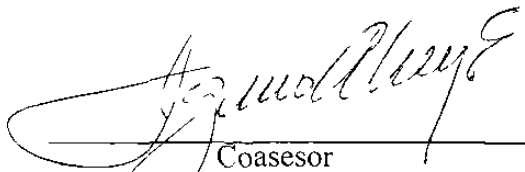
Asesor  
Dr. Alberto Pérez Unzueta



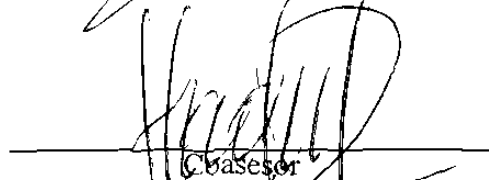
Coasesor  
Dr. Abraham Velasco Téllez



Coasesor  
Dr. Rafael Colás Ortiz



Coasesor  
Dr. Ignacio Alvarez Elcoro



Coasesor  
Dr. Zygmunt Haduch 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 COMPRENSION DE SIEMPRE.*

*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.

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.

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
<b>Prólogo</b>	vii
<b>Resumen</b>	x
<b>Capítulo 1</b>	
<b>Introducción.</b>	1
Referencias	4
<b>Capítulo 2</b>	
<b>Antecedentes.</b>	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
<b>Capítulo 3</b>	
<b>Experimentación.</b>	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

3.3 Experimentación a nivel planta piloto	35
3.3.1 Medición de espesores	38
3.3.2 Observación superficial y de la microestructura	39
3.3.3 Ensayo de microdureza	39
3.4 Prueba de corrosión	40
3.4.1 Cambio de masa	41
3.4.2 Observaciones en la microestructura	41
3.5 Máquina de desgaste	41
3.5.1 Observación superficial	43
3.5.2 Cuantificación del área y la profundidad de desgaste	43
3.5.3 Validación estadística	45
3.6 Procedimiento de escalamiento a planta industrial	46
Lista de Figuras	49
Lista de Tablas	49
Referencias	49
<b>Capítulo 4 Resultados.</b>	<b>50</b>
4.1 Introducción	50
4.2 Caracterización de Materiales	50
4.2.1 Difracción de rayos X	51
4.2.2 Análisis metalográfico	52
4.2.3 Determinación de parámetros microestructurales	57
4.3 Planta piloto	57
4.3.1 Medición de espesores	58
4.3.2 Observación superficial de la tubería y microscópica de la microestructura	59
4.3.3 Ensayo de microdureza	63
4.4 Corrosión	65
4.4.1 Cambio de masa por unidad de área	65
4.4.2 Observaciones microestructurales	66
4.5 Máquina de desgaste	67
4.5.1 Observaciones superficiales	67
4.5.2 Cálculo del volumen de desgaste	70
4.5.3 Relaciones de desgaste vs. parámetros microestructurales	71
4.6 Escalamiento a una tubería de planta industrial	75
4.7 Modelo erosivo de desgaste	78
Lista de Figuras	80
Lista de Tablas	81
Referencias	81
<b>Capítulo 5 Discusión.</b>	<b>82</b>
5.1 Introducción	82

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
<b>Capítulo 6</b>	<b>Comentarios, Conclusiones y Recomendaciones.</b>	97
6.1	Comentarios	97
6.2	Conclusiones	100
6.3	Recomendaciones	101
<b>Apéndice A</b>		102
<b>Apéndice B</b>		110
<b>Apéndice C</b>		118
<b>Apéndice D</b>		129
<b>Apéndice E</b>		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.

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.

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.

Juan Celada III  
Alberto Pérez Unzueta

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



# 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 hierro de reducción directa (HRD) es obtenido por la reducción del mineral de hierro 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  $\mu\text{m}$  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.

## **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 fierro 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.

#### **2.2 DESGASTE EN TRANSPORTE NEUMATICO.**

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.

### 2.2.1 Comportamiento Microestructural de los Aceros para Tubería utilizados en el Transporte Neumático de Pélets de HRD.

La información obtenida sobre el daño causado a tres segmentos de tubos rectos de aceros (acero de bajo carbono ASTM A254, equivalente a un AISI 1005 y que se le denomina acero al bajo carbono en este trabajo, ASTM A335 Grado P-11 y un acero inoxidable tipo AISI 304) utilizados en el proceso de transporte neumático de pélets de hierro esponja de fase densa a 300°C durante un período de 15 días, en una planta piloto, donde se estudió el mecanismo o mecanismos de desgaste presentes esta ampliamente documentada en la tesis de maestría de la autora [10A] y a continuación se resume en los siguientes párrafos.

#### Composición Química

En la tabla 1A se da la composición química (% en peso) de los tubos utilizados.

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

ACERO	Mn	C	Si	P	S	Cr	Ni	Mo
AC. A254 NOMINAL	1.65	0.15-0.20	0.06	-	-	-	-	-
AISI 304 NOMINAL	2	0.08	1	.045	.03	18-20	8-10.5	-
ASTM A335-P11 NOMINAL	.30-.60	0.05-0.15	0.5-1	0.025	0.025	1-1.5	-	.44-.65

Dimensiones de los tubos:      diámetros externos :                    101.6 mm  
     espesor promedio de la pared :             5.63 mm



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 hierro 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 hierro 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 fierro 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.

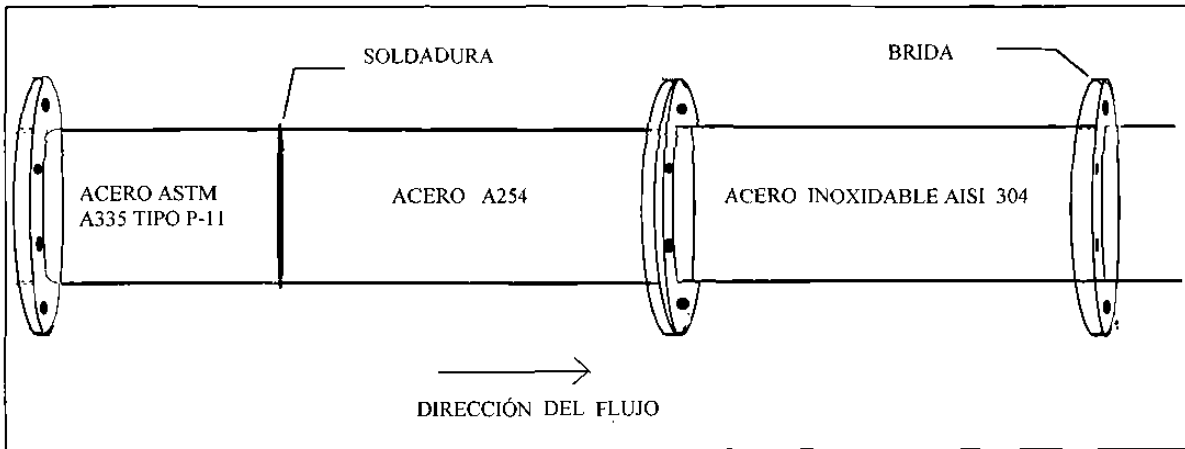


Figura 2.1. Esquema de la línea de tubería en el ensayo.

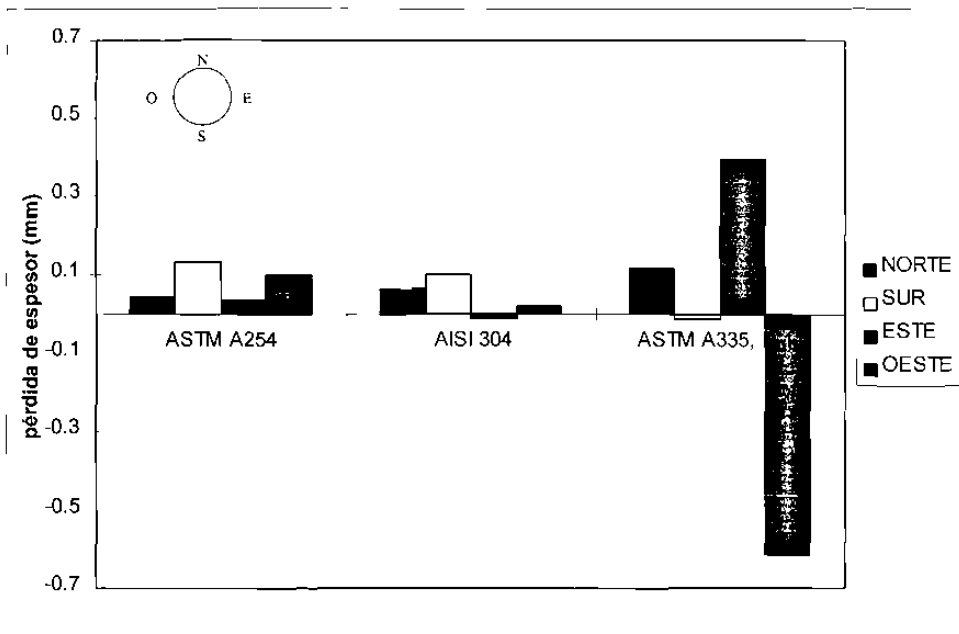
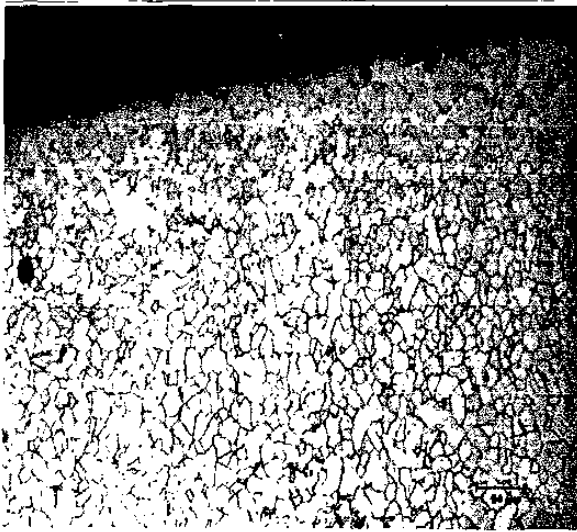


Figura 2.2 Gráfica de la pérdida de espesor de los tres aceros para tubería en el transporte neumático de HRD a 300°C.

### 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  $\mu\text{m}$  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  $\mu\text{m}$  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  $\mu\text{m}$ . 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.



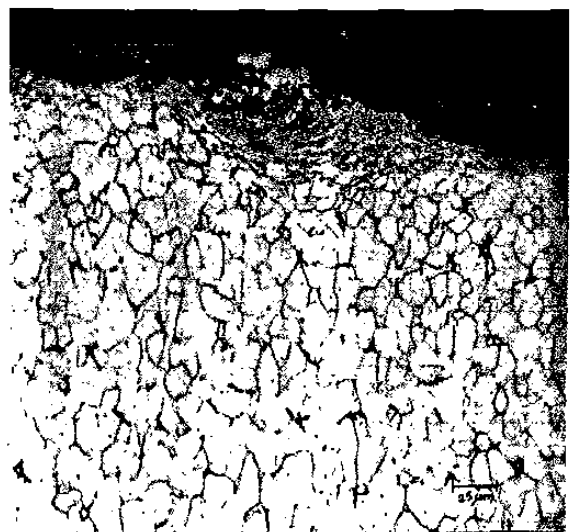
(a)



(b)



(c)



(d)

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.

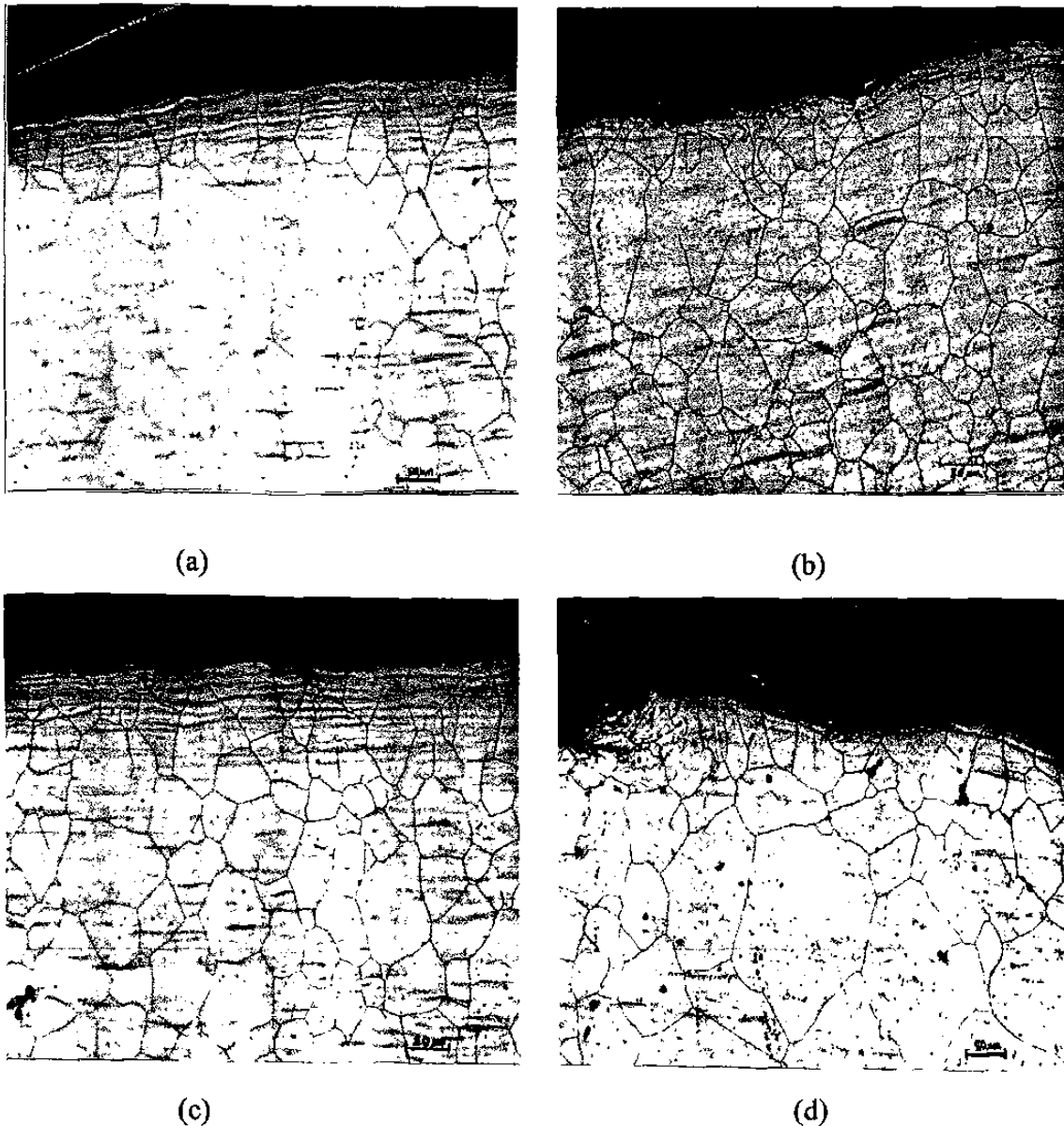
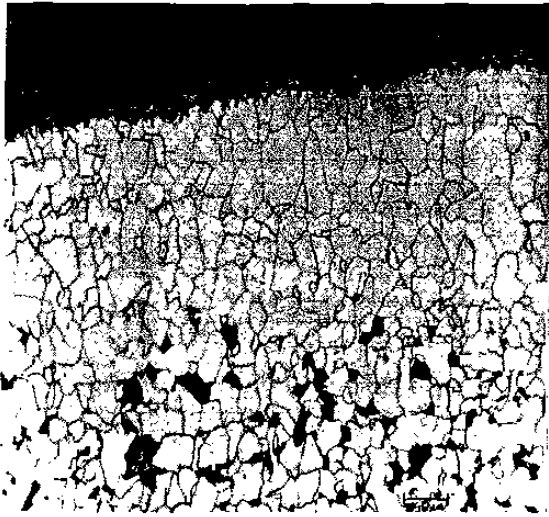


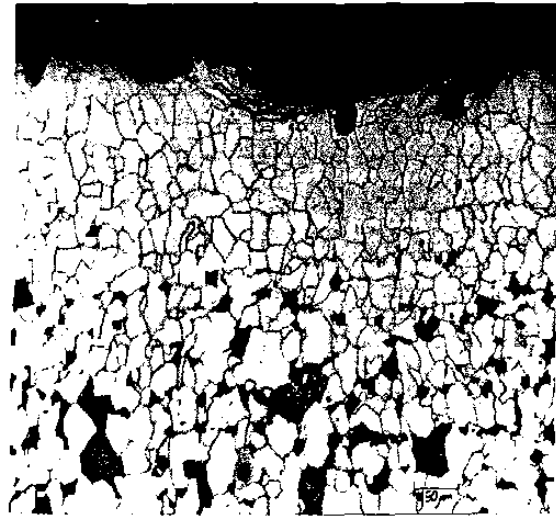
Figura 2.4. Microestructuras del acero AISI 304 (a) muestra sin desgastar, zona inferior a 200x. (b) AISI 304 desgastado, zona inferior deformada a 200x. (c) zona inferior desgastada a 200x. (d) zona inferior desgastada a 200x.

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  $200\ \mu\text{m}$  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  $41\ \mu\text{m}$ , 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.

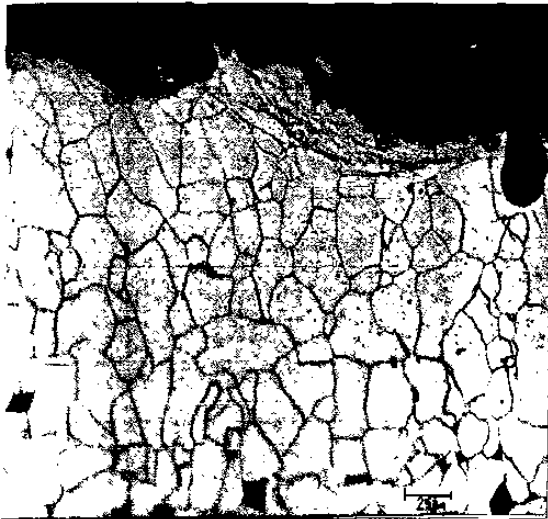
Dado que este tubo presenta una decarburización tenemos una menor resistencia a la penetración de la deformación. Este acero presenta una dureza promedio en la superficie mayor que el acero al carbono, por lo que presentó menor profundidad de la capa deformada. Los granos deformados presentan un alargamiento 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.



(a)



(b)



(c)



(d)

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  $\mu\text{m}$  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].

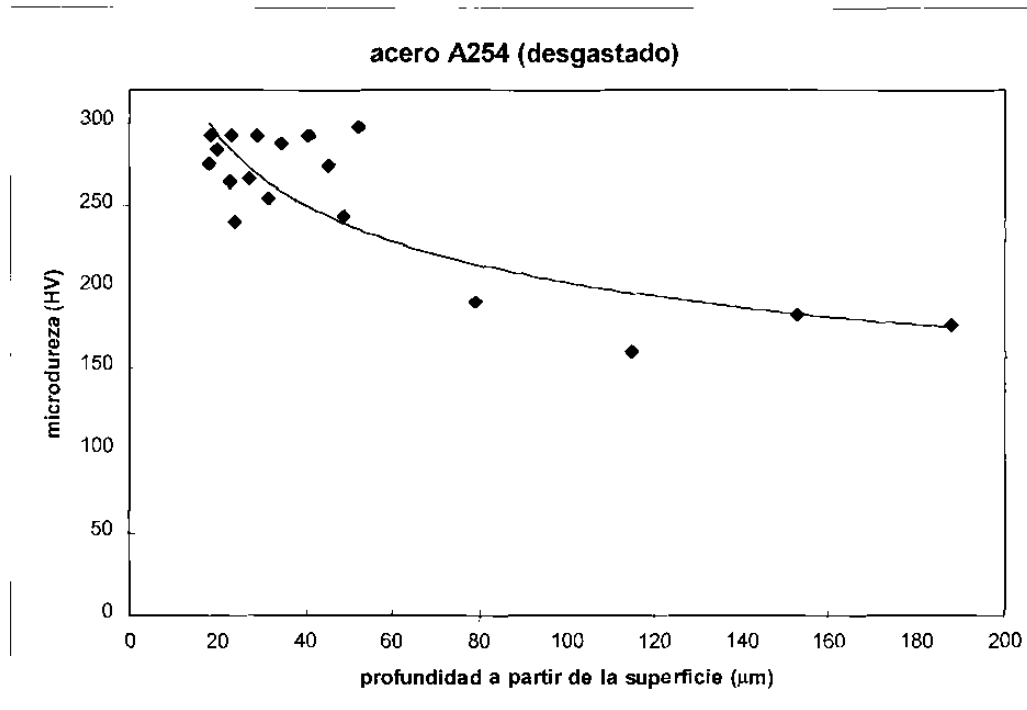


Figura 2.6 Gráfica de microdureza final de la superficie interna deformada del acero al carbono. Según [11A.]

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  $\mu\text{m}$ . 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.

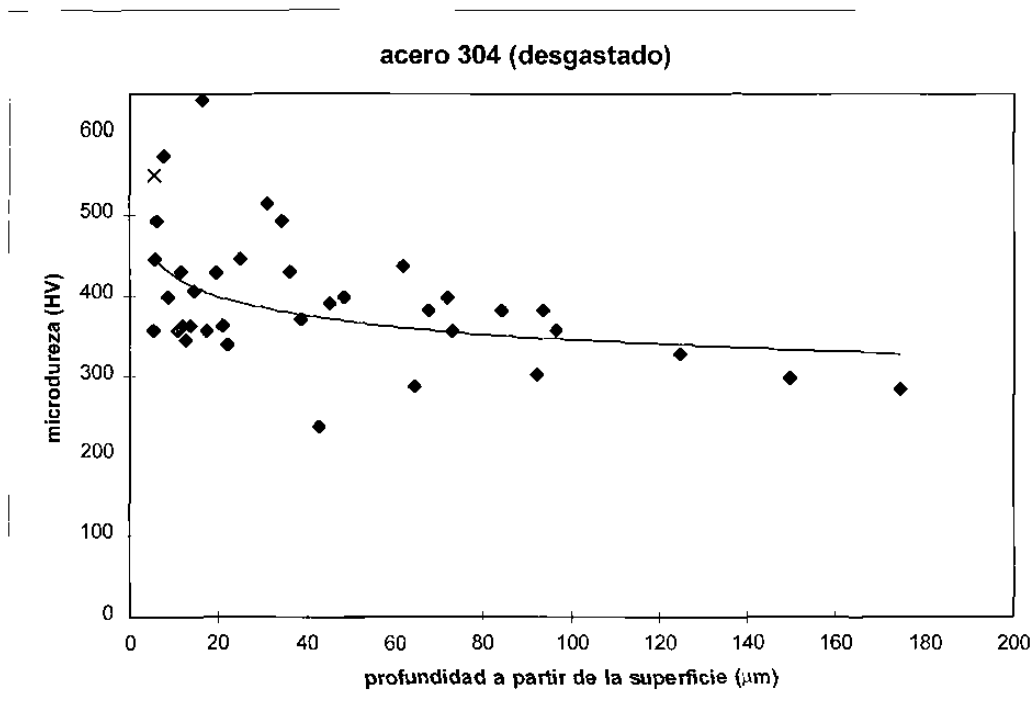


Figura 2.7 Gráfica de microdureza final de la superficie interna deformada del acero AISI 304. Según [11A.]

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  $\mu\text{m}$ . 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.

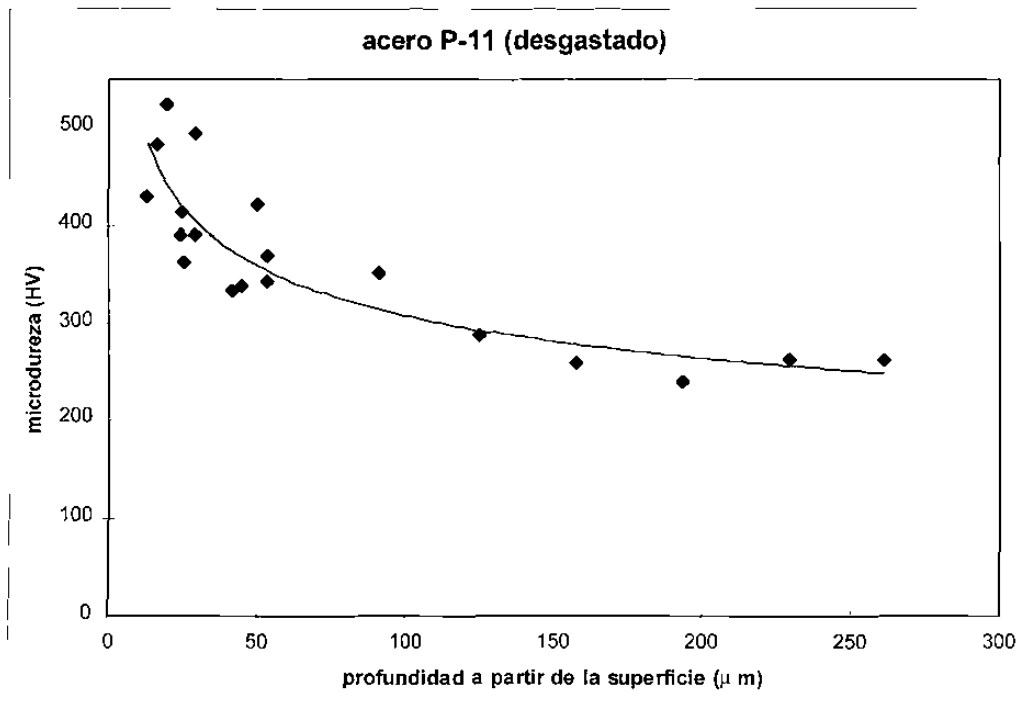


Figura 2.8 Gráfica de microdureza final del acero A335 tipo P-11. Según [11A.]

## 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 templeabilidad.

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 inoxidable, cuyas adiciones de cromo y níquel, principalmente, le confieren una alta resistencia a la oxidación y corrosión. Existen una gran variedad de diferentes aceros inoxidable 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 moderaras 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 espaciamiento de partículas y tamaño de grano de la matriz. Relaciones tipo Hall-Petch fueron propuestas para el espaciamiento 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.

**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. 9<sup>th</sup> 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. HYLISA. 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-Fe<sub>3</sub>C Metal Matrix Composite. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Volume 29<sup>a</sup>, 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.

# 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<sup>MR</sup>. Una composición química típica (% en peso) de los pélets es 90% Fe mínimo, 5% de SiO<sub>2</sub>, 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 paralelamente 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  $\mu\text{m}$ , 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:  $\lambda$  = es la trayectoria media libre entre carburos y matriz

$\sigma$  = 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  $\mu\text{m}$

$N_i$  = 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.

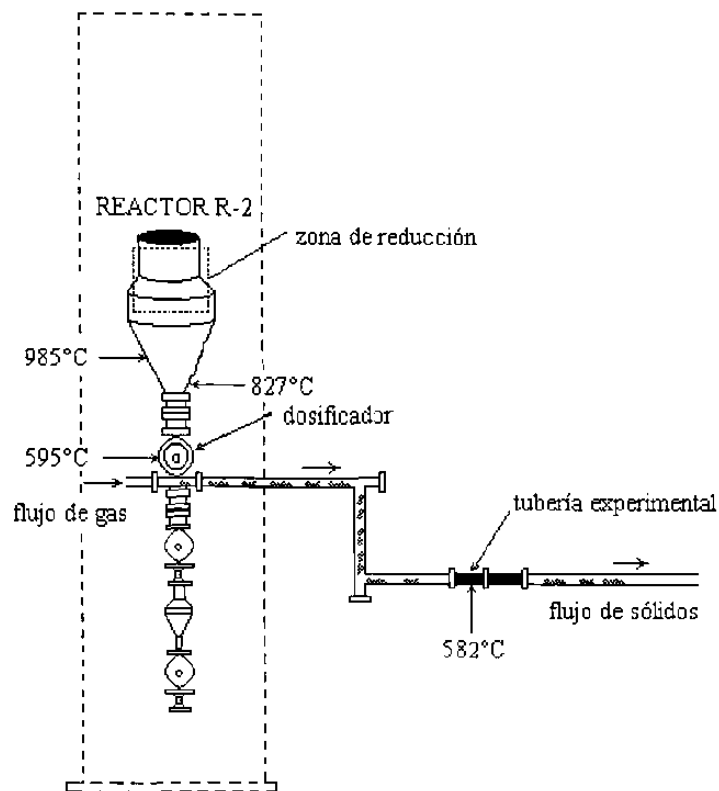


Figura 3.1. Planta piloto de transporte neumático.

Tabla 3.2. Condiciones de operación de la planta piloto.

Variables	Condiciones
temperatura	$580 \pm 10$ °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  $90^\circ$  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.

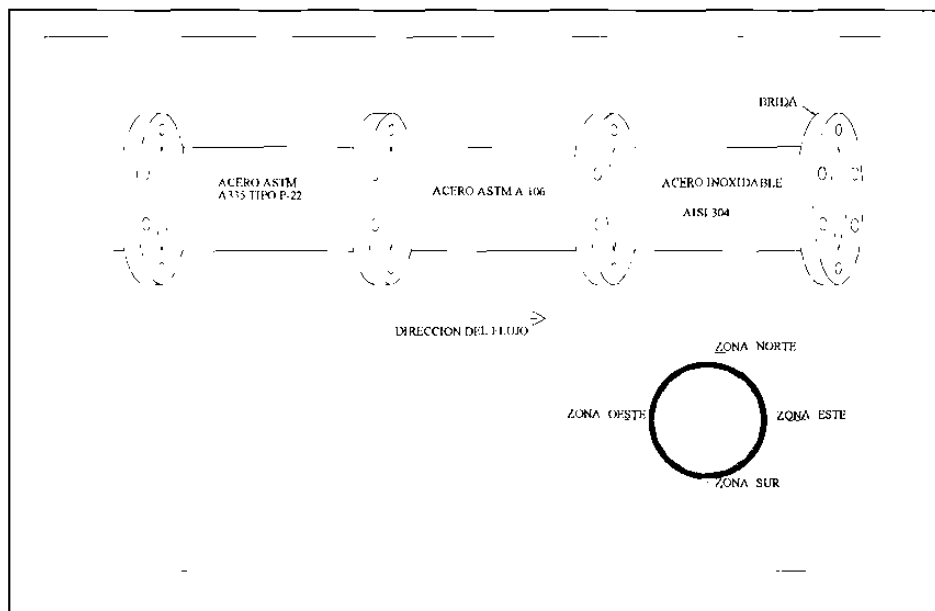


Figura 3.2 Sistema de identificación para lecturas de espesores.

### **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  $\mu\text{m}$  de profundidad en el corte transversal de la pared del tubo y la huella de indentación es en promedio de 40  $\mu\text{m}$ . 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 + H<sub>2</sub> 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% H<sub>2</sub>, 16% CO, 8% CO<sub>2</sub>, 3% CH<sub>4</sub>, 1% N<sub>2</sub>, 1% H<sub>2</sub>O. 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.

<b>Variables</b>	<b>Condiciones</b>
temperatura	700 ± 10 °C
tiempo de exposición	500 hrs.
presión	1.5 kg/cm <sup>2</sup>
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  $0^\circ$  y  $30^\circ$  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  $550^\circ\text{C}$ . La Tabla 3.4 describe las condiciones de prueba.

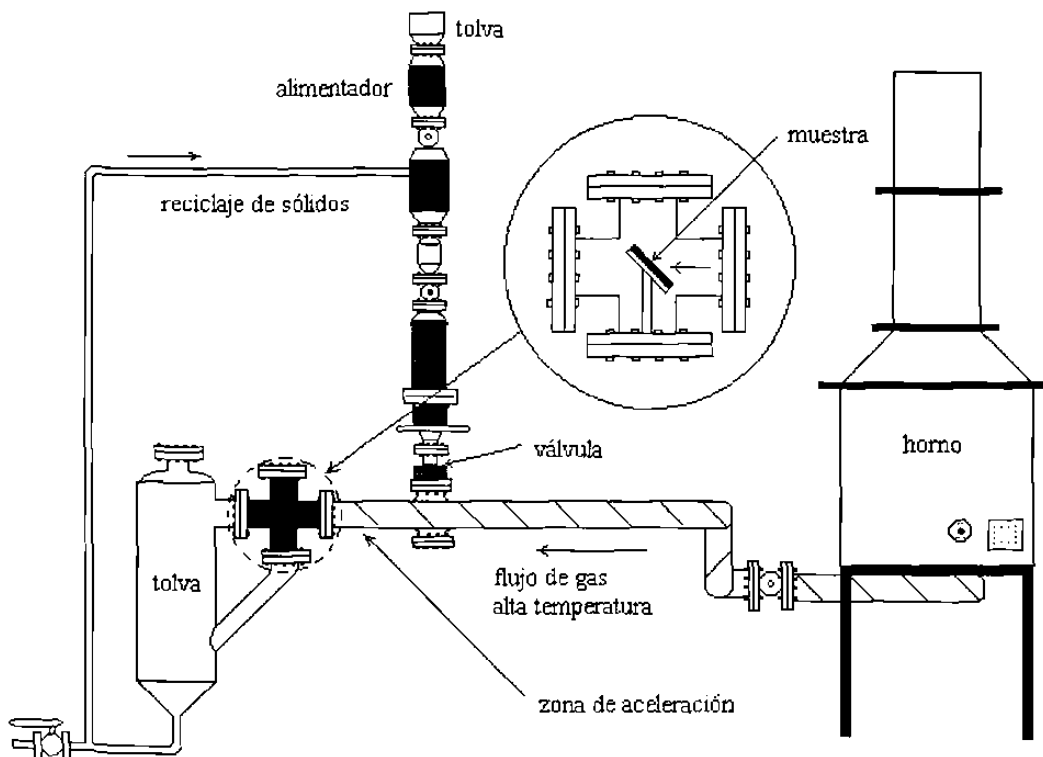


Figura 3.3. Máquina de erosión.

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

<b>Variables</b>	<b>Condiciones</b>
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  $\mu\text{m}$ , 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  $\mu\text{m}$ , 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.

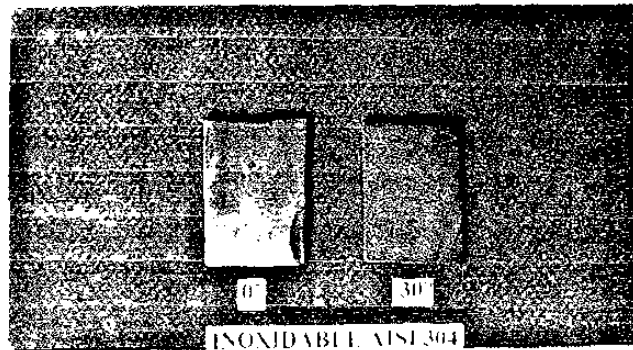


Figura 3.4. Muestra después de ser sometida a desgaste.

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.

### 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.

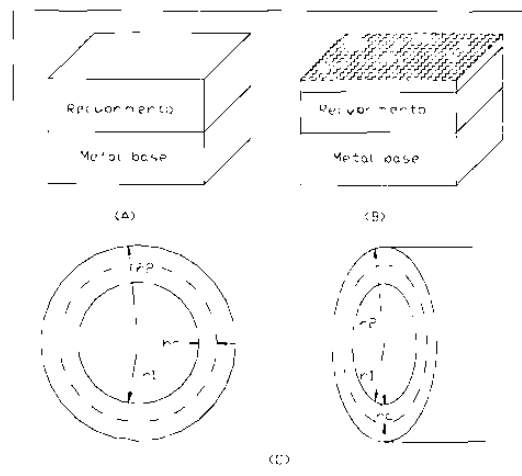


Figura 3.5. Esquema del escalamiento industrial. (a) probeta utilizada en la máquina de erosión, sin desgastar. (b) probeta sometida a erosión, donde se presenta la superficie desgastada y las profundidades de desgaste. (c) vista transversal de la tubería, donde se indica la profundidad de desgaste.

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.

**REFERENCIAS**

[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  $\mu\text{m}$  con una desviación estándar de 2  $\mu\text{m}$  (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  $\mu\text{m}$ , con una desviación estándar de 1.5  $\mu\text{m}$  (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  $\mu\text{m}$  con una desviación estándar de 5.5  $\mu\text{m}$  (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.

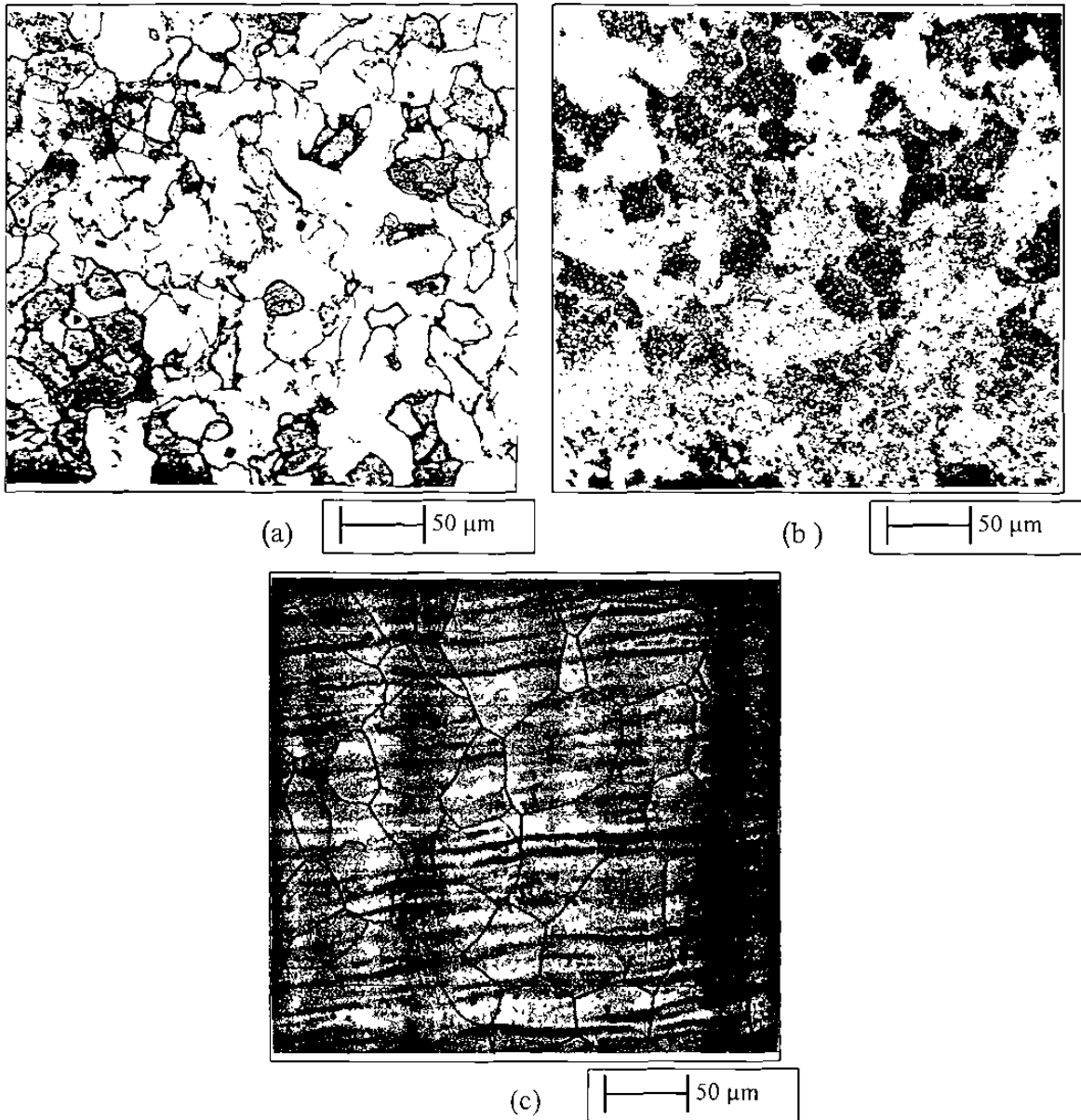


Figura 4.4 Micrografías de las aleaciones: (a) acero bajo carbono A106, microestructura de ferrita con perlita fina en la frontera, (b) acero A335 tipo P-22, presenta una microestructura con una matriz de ferrita e islas de perlita y (c) acero inoxidable AISI 304, con una microestructura de austenita,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



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  $\mu\text{m}$ . 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.

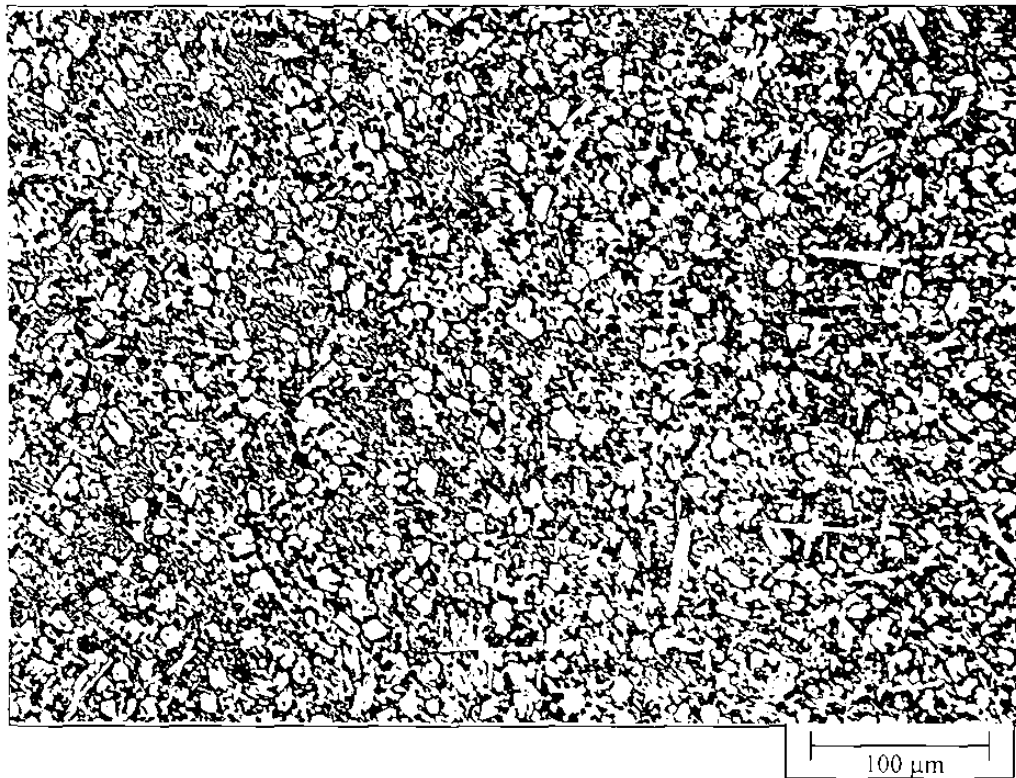


Figura 4.6. Micrografía del recubrimiento R2 que presenta una microestructura con una matriz de austenita con presencia de ferrita con carburos primarios y secundarios.

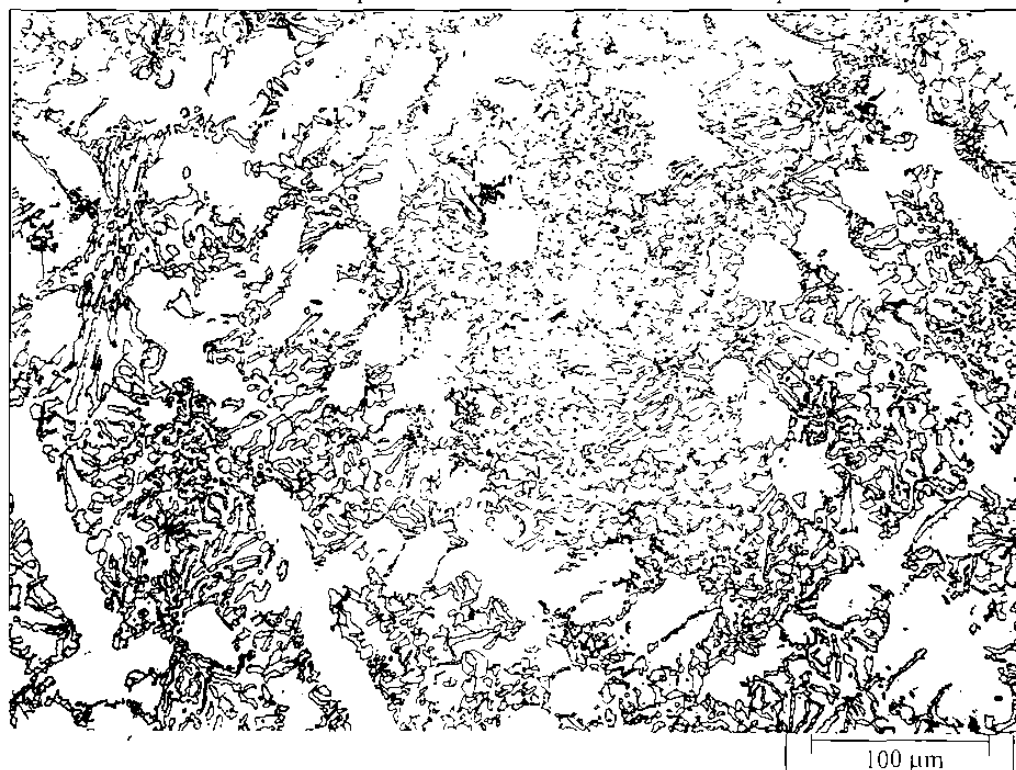


Figura 4.7. Micrografía del recubrimiento R3 que presenta una microestructura con una matriz de ferrita y zonas de martensita con carburos primarios.



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.

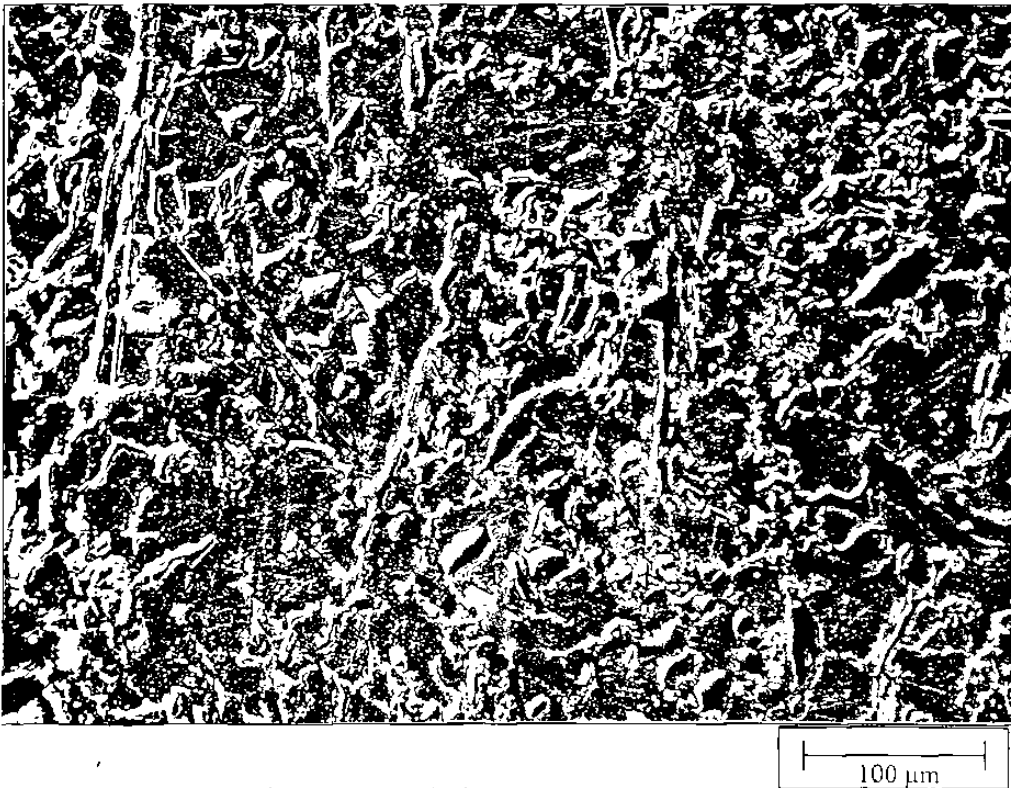


Figura 4.9. Micrografía del recubrimiento R5 que presenta una microestructura con una matriz de fase austenita con carburos complejos primarios.



### 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 espaciamiento 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 ( $\mu\text{m}^2$ )	Trayectoria media libre $\lambda$ ( $\mu\text{m}$ )	Espacio entre Car. $\sigma$ ( $\mu\text{m}$ )
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.

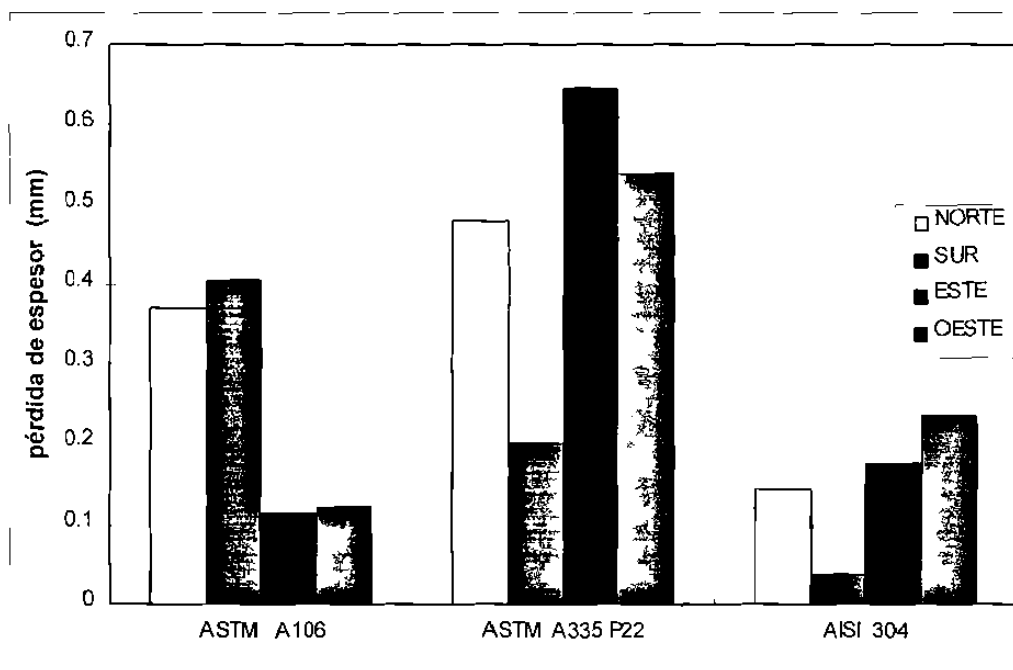


Figura 4.10. Gráfica de pérdida de espesores para los aceros estudiados en planta piloto.

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.