

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO
 FACULTAD DE INGENIERÍA
 DIVISION DE EDUCACION CONTINUA

PRIMER CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES
 MODULO 4 CONTROL DEL DETERIORO DE MATERIALES
 Del 22 al 26 de junio de 1992

FECHA	HORARIO	TEMA	PROFESOR
LUNES 22 de Junio	9:00 a 10:00	Presentación del curso. Objetivos. Presentación de los asistentes	
LUNES 22 de Junio	10:00 a 13:00	Introducción a la fractura	Dr. José Manuel Hallen
LUNES 22 de Junio	15:00 a 17:00	Fractura por fatiga	Dr. Jorge Luis González
LUNES 22 de Junio	17:00 a 19:00	Fractura a altas temperaturas	Dr. Jorge Luis González
MARTES 23 de Junio	9:00 a 11:00	Protección contra el desgaste	M. en C. Arturo Barba Pingarrón
MARTES 23 de Junio	11:00 a 13:00	Nociones sobre desgaste	M. en C. Bernardo Campillo
MARTES 23 de Junio	15:00 a 17:00	Principios de corrosión	Dr. Joan Genesca
MARTES 23 de Junio	17:00 a 19:00	Medición de la corrosión	Dr. Joan Genesca
MIÉRCOLES 24 de Junio	9:00 a 11:00	Protección contra la corrosión, Protección Catódica	Dr. Javier Avila
MIÉRCOLES 24 de Junio	11:00 a 13:00	Sesión práctica. Protección contra la corrosión catódica	Dr. Javier Avila
MIÉRCOLES 24 de Junio	15:00 a 17:00	Protección mediante pinturas	Dr. Luis Hernández
MIÉRCOLES 24 de Junio	17:00 a 19:00	Recubrimientos contra la corrosión 1. Aluminizado.	Dr. Yoshio Mitani

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO
 FACULTAD DE INGENIERÍA
 DIVISIÓN DE EDUCACIÓN CONTINUA

PRIMER CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES
 MÓDULO 4 CONTROL DEL DETERIORO DE MATERIALES

DEL 22 AL 26 DE JUNIO DE 1992

FECHA	HORARIO	TEMA	PROFESOR
JUEVES 25 de Junio	9:00 a 11:00	Recubrimientos contra la corrosión II. Recubrimientos químicos.	M. en C. Arturo Barba P.
JUEVES 25 de Junio	11:00 a 13:00	Recubrimientos contra la corrosión III. Lamina do conjunto	M. en C. Arturo Barba P.
JUEVES 25 de Junio	15:00 a 17:00	Corrosión y protección en la industria eléctrica.	M. en C. Jesús Porcayo Dr. Alberto Martínez M.
JUEVES 25 de Junio	17:00 a 19:00	Corrosión y protección en la industria nuclear	Dr. Enrique Martínez V.
VIERNES 26 de Junio	9:00 a 11:00	Análisis de fallas I.	Ing. Ubaldo Eduardo Marquez Amador
VIERNES 26 de Junio	11:00 a 13:00	Análisis de fallas II.	Ing. Ubaldo Eduardo Marquez Amador
VIERNES 26 de Junio	15:00 a 17:00	Importancia del control del deterioro de materiales. (mesa redonda)	Dr. Joan Genesca Dr. Lorenzo Martínez Dr. Enrique Martínez
VIERNES 26 de Junio	17:00 a 19:00	Los materiales y su importancia	Dr. Antonio Alonso Concheiro Dr. Gabriel Torres Dr. Víctor Castaño

EVALUACION DEL PERSONAL DOCENTE

CURSO: I CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES

FECHA: Del 22 al 26 de Junio de 1992.

		DOMINIO DEL TEMA	EFICIENCIA EN EL USO DE AYUDAS AUDIOVISUALES	MANTENIMIENTO DEL INTERES. (COMUNICACION CON LOS ASISTENTES, AMENIDAD, FACILIDAD DE EXPRESION).	PUNTUALIDAD
CONFERENCISTA					
10	DR. ALBERTO MARTINEZ M.				
11	DR. ENRIQUE MARTINEZ V.				
12	ING. UBALDO EDUARDO MARQUZ A				
13	DR. LORENZO MARTINEZ				
14	DR. ANTONIO ALONSO CONCHEIRO				
15	DR. GABRIEL TORRES				
16	DR. VICTOR CASTANO				
17					
18					
ESCALA DE EVALUACION: 1 a 10					

EVALUACION DEL PERSONAL DOCENTE

CURSO: I CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES

FECHA: Del 22 al 26 de Junio de 1992.

	DOMINIO DEL TEMA	EFICIENCIA EN EL USO DE AYUDAS AUDIO VISUALES	MANTENIMIENTO DEL INTERES. (COMUNICACION CON LOS ASISTENTES, AMENIDAD, FACILIDAD DE EXPRESION).	PUNTUALIDAD	
CONFERENCISTA					
DR. JOSE MANUEL HALLEN					
DR. JORGE LUIS GONZALEZ					
M. EN C. ARTURO BARBA PINGARRON					
M. EN C. BERNARDO CAMPILLO					
DR. JOAN GENESCA					
DR. JAVIER AVILA					
DR. LUIS HERNANDEZ					
DR. YOSHIO MITANI					
M. EN C. JESUS PORCAYO					
ESCALA DE EVALUACION: 1 a 10					

EVALUACION DE LA ENSEÑANZA

SU EVALUACION SINCERA NOS AYUDARA A MEJORAR LOS PROGRAMAS POSTERIORES QUE DISEÑAREMOS PARA USTED.

CURSO: I CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES

TEMA	ORGANIZACION Y DESARROLLO DEL TEMA	GRADO DE PROFUNDIDAD LOGRADO EN EL TEMA	GRADO DE ACTUALIZACION LOGRADO EN EL TEMA	UTILIDAD PRACTICA DEL TEMA	
PROTECCION MEDIANTE PINTURAS					
RECUBRIMIENTOS CONTRA LA CORROSION I. ALUMINIZADO.					
RECUBRIMIENTOS CONTRA LA CORROSION II RECUBRIMIENTOS QUIMICOS					
RECUBRIMIENTOS CONTRA LA CORROSION III. LAMINADO CONJUNTO.					
CORROSION Y PROTECCION EN LA INDUSTRIA EL ELECTRICA.					
CORROSION Y PROTECCION EN LA INDUSTRIA NUCLEAR					
ANALISIS DE FALLAS I					
ANALISIS DE FALLAS II					
IMPORTANCIA DEL CONTROL DEL DETERIORO DE MATERIALES (MESA REDONDA)					
LOS MATERIALES Y SU IMPORTANCIA					
ESCALA DE EVALUACION: 1 a 10					

EVALUACION DE LA ENSEÑANZA

SU EVALUACION SINCERA NOS AYUDARA A MEJORAR LOS PROGRAMAS POSTERIORES QUE DISEÑAREMOS PARA USTED.

CURSO: I CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES

FECHA: Del 22 al 26 de Junio 1992

TEMA	ORGANIZACION Y DESARROLLO DEL TEMA	GRADO DE PROFUNDIDAD LOGRADO EN EL TEMA	GRADO DE ACTUALIZACION LOGRADO EN EL TEMA	UTILIDAD PRACTICA DEL TEMA	
PRESENTACION DEL CURSO. OBJETIVOS. PRESENTACION DE LOS ASISTENTES.					
INTRODUCCION A LA FRACTURA					
FRACTURA POR FATIGA					
FRACTURA A ALTAS TEMPERATURAS					
PROTECCION CONTRA EL DESGASTE					
NOCIONES SOBRE DESGASTE					
PRINCIPIOS DE CORROSION					
MEDICION DE LA CORROSION					
PROTECCION CONTRA LA CORROSION, PROTECCION CATODICA					
SESION PRACTICA. PROTECCION CONTRA LA CORROSION CATODICA					
ESCALA DE EVALUACION: 1 a 10					

EVALUACION DEL CURSO

C O N C E P T O		
1.	APLICACION INMEDIATA DE LOS CONCEPTOS EXPUESTOS	
2.	CLARIDAD CON QUE SE EXPUSIERON LOS TEMAS	
3.	GRADO DE ACTUALIZACION LOGRADO EN EL CURSO	
4.	CUMPLIMIENTO DE LOS OBJETIVOS DEL CURSO	
5.	CONTINUIDAD EN LOS TEMAS DEL CURSO	
6.	CALIDAD DE LAS NOTAS DEL CURSO	
7.	GRADO DE MOTIVACION LOGRADO EN EL CURSO	
EVALUACION TOTAL		

ESCALA DE EVALUACION: 1 A 10

1.- ¿Qué le pareció el ambiente en la División de Educación Continua?

MUY AGRADABLE

AGRADABLE

DESAGRADABLE

2.- Medio de comunicación por el que se enteró del curso:

PERIODICO EXCELSIOR
ANUNCIO TITULADO DE
VISION DE EDUCACION
CONTINUA

PERIODICO NOVEDADES
ANUNCIO TITULADO DE
VISION DE EDUCACION
CONTINUA

FOLLETO DEL CURSO

CARTEL MENSUAL

RADIO UNIVERSIDAD

COMUNICACION CARTA,
TELEFONO, VERBAL,
ETC.

REVISTAS TECNICAS

FOLLETO ANUAL

CARTELERA UNAM "LOS
UNIVERSITARIOS HOY" GACETA
UNAM

3.- Medio de transporte utilizado para venir al Palacio de Minería:

AUTOMOVIL
PARTICULAR

METRO

OTRO MEDIO

4.- ¿Qué cambios haría en el programa para tratar de perfeccionar el curso?

5.- ¿Recomendaría el curso a otras personas? SI NO

5.a. ¿Qué periódico lee con mayor frecuencia?

6.- ¿Qué cursos le gustaría que ofreciera la División de Educación Continua?

7.- La coordinación académica fué:

EXCELENTE

BUENA

REGULAR

MALA

8.- Si está interesado en tomar algún curso INTENSIVO ¿Cuál es el horario más conveniente para usted?

LUNES A VIERNES
DE 9 a 13 H. Y
DE 14 A 18 H.
(CON COMIDAD)

LUNES A
VIERNES DE
17 a 21 H.

LUNES A MIERCOLES
Y VIERNES DE
18 A 21 H.

MARTES Y JUEVES
DE 18 A 21 H.

VIERNES DE 17 A 21 H.
SABADOS DE 9 A 14 H.

VIERNES DE 17 A 21 H.
SABADOS DE 9 A 13 H.
DE 14 A 18 H.

OTRO

9.- ¿Qué servicios adicionales desearía que tuviese la División de Educación Continua, para los asistentes?

10.- Otras sugerencias:



**FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.
DIVISION DE EDUCACION CONTINUA**

CURSOS ABIERTOS

I CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES

MODULO 4

CONTROL DEL DETERIORO DE MATERIALES

PROTECCION CONTRA LA CORROSION

EXPOSITOR: M. EN C. ARTURO BARBA P.

*JUNIO
1992*

C A P I T U L O I I

EL PROCESO DE NIQUELADO QUIMICO

2.1. Introducción.

La protección y/o decoración de piezas, equipos, etc., ha sido un campo muy dinámico en cuanto a la producción de conocimientos y, entre los métodos que más desarrollo han tenido, está el de los recubrimientos de carácter metálico.

Las cada vez más severas condiciones en las que deben trabajar los materiales, especialmente en lo que se refiere a los requerimientos en propiedades mecánicas, resistencia a elevadas temperaturas y a medios ambientes más agresivos y corrosivos, ha generado un buen número, entre otras cosas, de nuevos tipos de recubrimientos que van llenando las actuales necesidades de protección y/o decoración de materiales.

La producción de depósitos electrolíticos de diversos metales, como por ejemplo, cobre, níquel, cromo, etc., ha sido utilizada tradicionalmente con fines protectores desde hace bastante tiempo.

Sin embargo, las nuevas necesidades en lo concerniente a características del recubrimiento, ha provocado el nacimiento y evolución

de métodos alternativos para depositar níquel (y otros metales). Entre ellos se pueden mencionar los siguientes: (1)

a) Recubrimiento por Inmersión.- En este caso, se emplean el cloruro de níquel y el ácido bórico. Mediante este proceso es factible lograr depósitos con espesores muy pequeños (cerca de una micra) uniformes, empleando tiempos de aproximadamente 20 minutos. El recubrimiento, sin embargo, es poroso y de adherencia moderada, por lo cual no tiene buenas características protectoras.

b) Recubrimiento por Reducción Química del Oxido de Níquel a Elevada Temperatura.- Mediante este proceso pueden lograrse depósitos de níquel a partir de la reducción de una mezcla de óxido níqueloso y un fosfato de amonio, en atmósfera reductora, a temperaturas comprendidas entre 850°C y 1150°C. En el método, se aplica una suspensión de la mezcla química a toda la superficie de la pieza y se efectúa la reducción en las condiciones ya mencionadas.

c) Descomposición de Vapores de Compuestos Carbonílicos de Níquel.- No existen muchos detalles sobre el proceso, excepto que se realiza a 180°C y que, al parecer, tiene la desventaja de ser caro y bastante peligroso.

d) Recubrimiento por Reducción Química Autocatalítica de Sales de Níquel.— (Denominado también Electroless, No Electrolytico o "Químico"). Esta última variante, es la que ha presentado mayor desarrollo y a la cual se refiere el presente trabajo.

2.2. Los Procesos Químico-Catalíticos.

La obtención de este tipo de recubrimientos, se conoció desde el siglo XIX. Sin embargo, sólo a partir de aproximadamente 1950, se empezaron a aplicar con fines industriales.

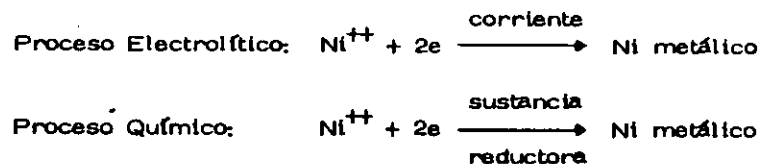
Los procesos químico-catalíticos empleados para recubrir partes y materiales, se caracterizan por una reducción selectiva de los iones metálicos en la superficie de un sustrato catalítico, sumergido en una solución acuosa, y por la deposición continua sobre ese sustrato a través de la acción catalítica del depósito mismo. Mediante este proceso se han logrado depositar materiales tales como cobalto, cromo, cobre, paladio, níquel, etc., aunque sólo se han llevado a producción industrial el níquel y, en menor escala, el cobalto y el cobre. De entre ellos, el depósito de cobre se ha empleado por sus características conductoras y como base para posteriores capas. El recubrimiento de cobalto, ha encontrado aplicación debido especialmente a sus propiedades magnéticas. En lo referente al caso del Paladio, ha resultado de interés por la pureza del depósito (99.4% y

mayores) y su buena ductilidad. En cuanto al cromo, sólo existen reportes de laboratorio preliminares y la información es aún escasa (2).

2.3. El Niquelado Químico.

2.3.1. Introducción.

Para llevar a cabo la deposición electrolytica de níquel, se requiere corriente continua que lleve a cabo la reducción de iones de níquel a níquel sobre el cátodo. En cambio, en el proceso químico-autocatalítico, la reducción se logra empleando sustancias químicas reductoras.



Así pues, en el Niquelado Químico (designación que se emplea a lo largo del trabajo), se emplea un agente reductor que provoca la reducción de una sal de níquel que se encuentra en una solución acuosa, generalmente caliente y de este modo se deposita níquel sobre una superficie catalítica. Más adelante, se detallarán aspectos del mecanismo.

2.3.2. Composición de los Baños.

La evolución que ha tenido el niquelado químico, ha producido una gran cantidad de formulaciones. Sin embargo, se pueden clasificar y caracterizar la mayoría de ellas en grupos más definidos.

En general, una solución de niquelado químico, normalmente contiene y requiere de los siguientes componentes:

- a) Una sal que suministre el níquel.
- b) Un agente reductor.
- c) Agua.
- d) Temperatura adecuada.
- e) Agentes complejantes, para controlar la cantidad de níquel "libre", disponible para la reacción.
- f) Un regulador de pH.
- g) Estabilizadores (para controlar la reducción).
- h) Aceleradores.
- i) Una superficie catalítica a ser recubierta.

En la producción industrial se emplean dos tipos de baños:

- 1) ALCALINOS (pH = 7.5 - 10).
- 2) ACIDOS (pH = 4.5 - 6).

El primer tipo ha encontrado menor difusión y aplicación debido esencialmente a que a las temperaturas comunes de trabajo en estos baños, se han encontrado fuertes pérdidas de amoníaco, lo que provoca inestabilidad en el baño.

Esto ha provocado un desarrollo e interés creciente en el baño ácido. Aunque se mencionarán, especialmente con carácter informativo, datos de los baños alcalinos, el enfoque prioritario de las partes siguientes del texto se referirá al baño ácido.

2.3.2.1. Agentes Reductores.

En este aspecto, es conveniente detenerse pues el tipo de reductor empleado va a tener una notable influencia en las propiedades del recubrimiento logrado. Las que se han empleado con más frecuencia son:

- | | |
|-------------------------|---|
| a) Borohidruro de Sodio | (NaH. BH ₃) |
| b) Dietilamina de Boro | (CH ₂) NH ₃ BH ₃ |
| Dimetilamina de Boro | (CH ₃) ₂ NH ₃ BH ₃ |
| c) Hidrazina | (H ₂ N - NH ₂) |
| d) Hipofosfito de Sodio | (NaH ₂ PO ₂) |

De todos ellos, la mayor producción se realiza con el hipofosfito de sodio, proceso al que más adelante se entrará en mayor detalle.

La Tabla I muestra algunas de las formulaciones más comunes de los baños que contienen B. y la Tabla II muestra algunas de las propiedades de los depósitos Ni-B. (3)

T A B L A I

COMPOSICION DE ALGUNOS BAÑOS DE NIQUELADO QUIMICO QUE EMPLEAN
COMPUESTOS DE BORO COMO REDUCTORES (3)

COMPONENTES	B A Ñ O S						FUNCION
	UNIDAD	A	B	C	D	E	
Cloruro de Níquel	g/ g/l	20	30	24	24	-	1
Hidróxido de sodio	-	40	40	-	-	-	3
Hidróxido de amonio	ml/l	-	-	120	-	-	3
Borohidruro de sodio	g/l	0.57	0.6	0.4	-	-	2
Diétil-Amina de Boro	g/l	44	50	-	-	-	6
Nitrato de Talio	g/l	-	0.07	-	-	-	5
Dimetil-Amina de Boro	g/l	-	-	-	10	3.5	2
Acetato de Sodio	g/l	-	-	-	22	-	4
Lauril Sulfato de Sodio	g/l	-	-	-	0.1	-	4,6
Sulfato de Níquel	g/l	-	-	-	-	30	1
Malonato de Sodio	g/l	-	-	-	-	34	4,6
pH	-	11	11	11	5.5	5.5	
Temperatura	°C	97	90	60	60	77	
Vel. de Depósito	m/h	8.8	12.5	1.3	14	21	

FUNCION: 1. Suministra sales de níquel.
2. Sustancia reductora.
3. Medio para pH básico.

4. Regulador de pH.
5. Estabilizador.
6. Complejante.

TABLA II

PROPIEDADES DE RECUBRIMIENTOS NIQUEL-BORO (3)

% de B en el Depósito	5%
Densidad (g/cm ³)	8.25
Temperatura de Fusión (°C)	1100
Coefficiente de Expansión (10 ⁻⁶ cm/cm°C)	1.2
Dureza Vickers *	500 - 1200
Resistencia Eléctrica (10 ⁻⁶ ohms-cm)	8 - 12
Módulo de elasticidad (kg/mm ²)	17550

* Dureza 1200 después de Tratamiento Térmico a 400°C.

Los recubrimientos Ni-B han encontrado aplicación sobre todo cuando se requiere una muy elevada resistencia al desgaste, en donde superan a los depósitos obtenidos empleando hipofosfito de sodio.

Hipofosfito de Sodio.

La mayoría de los depósitos químicos de níquel sobre metales, plásticos y cerámicas, se obtienen mediante el uso de este agente reductor. Las principales ventajas de estos recubrimientos en relación a los obtenidos con las otras sustancias reductoras, son:

- a) La mejor resistencia a la corrosión,
- b) El más fácil control y
- c) El más bajo precio de producción.

Estas razones son las que llevaron a la decisión de estudiar en particular esta clase de depósito en el presente trabajo y el resto de la revisión bibliográfica se referirá a este tipo de recubrimiento. El depósito no es de níquel puro, sino que se trata de aleaciones Ni (83-97%) - P (3-17%) en peso.

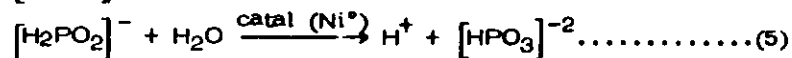
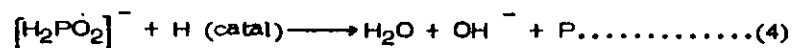
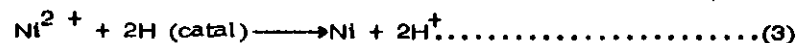
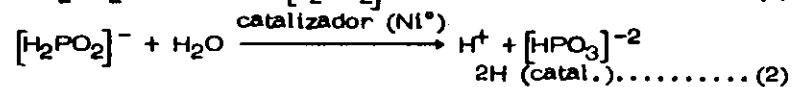
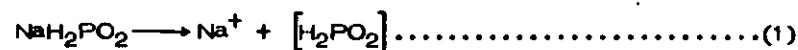
2.3.2.2. Otros Componentes del Baño.

Generalmente, además del agente reductor y la sal de níquel, las soluciones de níquelado químico contienen otra serie de compuestos que permiten un mejor control de la operación del baño y una mejor calidad del depósito. Todos contienen algún tipo de agente regulador de pH que, adicionalmente (en muchas ocasiones), también cumple el papel de agente formador de complejos de níquel que previenen (retardan) la precipitación del níquel en forma de ortofosfito de níquel. Este efecto retardante, provoca también la reducción en la velocidad de producción del recubrimiento, lo que lleva a utilizar, en algunas formulaciones, otra serie de compuestos denominados generalmente como "aceleradores ó exaltantes". Entre

los más comunes podemos encontrar ácidos alifáticos, ácidos alifáticos saturados y fluoruros inorgánicos solubles. Finalmente, debido a que los baños son susceptibles de descomposición, se agregan en algunos casos, compuestos que aumentan el período de estabilidad del baño, sobre todo en operaciones industriales. La Tabla III muestra algunos ejemplos de formulaciones de baños en los que se emplea Hipofosfito de sodio como reductor. (3)

2.4. Algunas Teorías Sobre el Mecanismo de Obtención de Depósitos Químicos Ni-P Sobre Bases Metálicas.

Aún cuando a últimas fechas se han hecho trabajos tratando de aclarar el mecanismo que opera durante la producción de depósitos químicos Ni-P, persisten todavía una serie de dudas y teorías que intentan explicarlo. J. P. Randin y H. T. Hinterman (4), hacen mención de cuatro posibles mecanismos. Sin embargo, por ahora, el más aceptado (1) (3), puede representarse a través de la siguiente serie de reacciones:



T A B L A I I I

FORMULACIONES DE ALGUNOS BAÑOS DE NIQUELADO QUÍMICO QUE EMPLEAN HIPOFOSFITO DE SODIO COMO REDUCTOR. (3)

COMPONENTES	UNIDAD	A	B	C	D	E	F	G	H	I	FUNCION
Cloruro de níquel	g/l	20	37.5	-	-	-	10	-	30	50	1
Sulfato de níquel	g/l	-	-	17.5	17.5	17.5	-	80	-	-	1
Hipofosfito de sodio	g/l	5	9	20	20	20	20	24	10	20	2
Hidroxí-Aceto de sodio	g/l	5.5-42	-	-	-	-	-	-	88	50	3,4
Citrato de sodio	g/l	-	80	-	-	-	-	-	-	-	3,4
Acetato de sodio	g/l	-	-	-	10	-	-	12	-	-	3
Fluoruro de sodio	g/l	-	-	-	1.6	2	-	-	-	-	5,6
Succinato de sodio	g/l	-	-	-	13.3	-	-	-	-	-	6
Melato de sodio	g/l	-	-	-	-	-	21.7	-	-	-	3,4
Amino-Aceto de sodio	g/l	-	-	-	-	-	5.8	-	-	-	3,4,8
Cloruro de sodio	g/l	-	42	-	-	-	-	6	48	50	3,5
Acido Bórico	g/l	-	-	5	-	-	-	8	-	-	3
Acido láctico 90%	g/l	-	-	6.7	28.5	28.3	-	-	-	-	3,4,8
Piromo	ppm	-	-	-	4.9-16.7	4.9-16.7	1.9-12.5	-	-	-	7,8
Telurio	ppm	-	-	-	-	-	0.25	-	-	-	6
Acido Pirrólico	g/l	-	-	-	1.75	-	-	-	-	-	6
Acetato de Cobalto	g/l	-	-	-	-	-	-	-	12	-	3
CONDICIONES											
pH	-	-	5.5-9	4.5-5.5	4.5-4.7	4.5-4.7	6.5-6.7	4.5-6.5	9-9.2	9	
Temperatura	C	90	90-100	80	80	85	94	84	92	80	
Vel. de Depósito	mv/h	10	15	15-24	22-27	32-38	55	20	18	26	

FUNCION: 1. Suministra sales de níquel.
2. Sustancia reductora.
3. Regulador de pH.
4. Quelatante.

5. Medio formador de complejos.
6. Acelerador.
7. Estabilizador.
8. Abrillantador.

En presencia de una superficie catalítica y suficiente energía, los iones hipofosfito son oxidados a ortofosfito (5). Una porción del hidrógeno obtenido es absorbido sobre la superficie catalítica. Las ecuaciones (2) y (3) son importantes desde el punto de vista de la obtención del depósito. Como resultado de (2), se obtienen átomos de hidrógeno activos que en la superficie catalítica, llevan a cabo la reducción de los iones níquel a níquel según (3).

También los átomos de hidrógeno activos participan en la reducción de algunos iones hipofosfito, produciéndose agua, iones hidróxido y fósforo elemental, el cual inmediatamente es enlazado o disuelto en el níquel, haciendo la reacción (4) irreversible. La mayoría del hipofosfito presente es oxidado catalíticamente, produciéndose iones ortofosfito e hidrógeno gaseoso (5), independientemente de la deposición de níquel y fósforo, provocando una muy baja eficiencia del proceso.

Normalmente se requieren alrededor de 5kg. de hipofosfito de sodio para lograr 1kg. de níquel reducido, con una eficiencia de aproximadamente 37%.

2.5. Algunos Aspectos del Proceso Acido de Recubrimiento.

2.5.1. Preparación de la Superficie.

Como ya se ha mencionado, hay una serie de razones por las cuales se emplea con mucha mayor frecuencia el baño ácido, respecto al básico. Entre ellas, vale la pena mencionar y recordar:

a) La más elevada velocidad de deposición, b) La mayor estabilidad de la solución usada para el depósito, c) Más fácil control de las condiciones de operación y d) La mayor resistencia a la corrosión de los depósitos. Tomando en cuenta lo anterior, la siguiente exposición se referirá a esta clase de baño.

Las partes o equipos que se desean recubrir mediante este proceso, deberán tener una superficie limpia, sin ninguna partícula de óxido visible. También deben removerse los aceites, grasas, pinturas e incluso secciones de soldadura presentes (3).

Existen recomendaciones de uso muy común para preparar la superficie de diversos materiales base pero, en general, el tratamiento previo a la realización del níquelado químico, es muy semejante al usado para los recubrimientos electrolíticos. Muchas ocasiones, adicionalmente, las superficies deben ser adecuadamente activadas con el fin de que, posteriormente, sean un catalizador eficiente de la reducción de los iones de níquel.

2.5.2. Efecto de Diversas Variables de Operación.

Si se considera una composición constante del baño, la velocidad con la que se deposita la aleación Ni-P guarda una relación directa con:

1) La Temperatura.- La velocidad de recubrimiento es una función exponencial de la temperatura. Por abajo de los 65°C, en la mayoría de las soluciones ácidas, no se producirá (prácticamente) el depósito. La temperatura óptima de recubrimiento está entre 85 y 95°C (en baños que trabajan a temperatura elevada), ya que a medida que se alcanza el punto de ebullición de la solución, la estabilidad tiende a disminuir.

2) Cantidad de Agente Reductor.- Esto equivale en este caso, a la concentración de hipofosfito de sodio. El depósito es una función directa de dicha concentración, ya que, como lo indican las ecuaciones (2) y (3), se observa una estrecha relación con la cantidad de ión hipofosfito. Por lo tanto, un alto contenido de este ión sería deseable (5), de no ser por:

a) Una alta concentración de iones hipofosfito resulta en una elevada cantidad de iones de níquel reducidos, lo que se opone a

la selectividad propia del proceso. Dicho en otras palabras, la estabilidad del baño disminuye como una función directa de la concentración de hipofosfito.

b) Los trabajos entre otros de Gutzeit (5) y sus colaboradores han mostrado que existe una estrecha zona de proporciones deseables entre las concentraciones de níquel e hipofosfito y una concentración óptima de iones de hipofosfito en el baño, que producen depósitos a velocidades aceptables. La concentración de hipofosfito más recomendada, es de 0.22 a 0.24 moles/l y la relación molar níquel-hipofosfito de 0.3 a 0.4.

3) pH.- Hablando en términos generales, la velocidad de recubrimiento aumenta con el pH de la solución. No se produce prácticamente ésta abajo de un pH de 3.0 y arriba de 7.0, de modo que, para un baño ácido, la zona de pH preferida para una solución de níquelado químico, está entre 4.3 y 4.8, valores que intentan lograr un buen compromiso entre una velocidad de recubrimiento mínima aceptable, una adecuada estabilidad del baño y una utilización óptima del hipofosfito.

4) Agitación.- En general, la agitación aumenta la velocidad de recubrimiento. Esto es probablemente debido (2) a que la capa de difu-

sión adyacente a la superficie catalítica, está a menor pH en el baño estático. La agitación eleva en esa interfase el pH e incrementa así la velocidad de depósito.

2.5.3. Descomposición de la Solución Empleada para Recubrir.

Uno de los problemas que ha acaparado la atención sobre el comportamiento de las soluciones de niquelado químico, es la susceptibilidad de dichas soluciones a descomponerse con relativa facilidad, lo cual disminuye la vida del baño, la eficiencia del proceso y aumenta el costo del recubrimiento.

En algunos casos, la descomposición puede suceder en pocos minutos, mientras en otros, puede tener lugar al cabo de algunos meses, si se mantiene adecuadamente.

La razón de tal comportamiento, se explica en virtud de la permanente presencia del agente reductor en la solución, pues, si existe algún núcleo catalítico, la descomposición del baño se inicia y progresa rápidamente hasta agotar la solución. Los resultados empíricos han permitido obtener algunas recomendaciones que, de tomarse en cuenta, permiten reducir notablemente el problema:

- a) Evitar concentraciones elevadas del agente reductor.
- b) No realizar adiciones rápidas de reductor cuando se prepara o ajusta el baño.
- c) Preparar adecuadamente la superficie a recubrir.
- d) Evitar ajustes violentos del pH. Esto elimina la posible formación de precipitados que puedan actuar como lugares preferenciales para iniciar la descomposición.

Se puede concluir pues, que el "arte" del recubrimiento de níquel químico, es, por lo tanto, un compromiso práctico entre una velocidad de recubrimiento aceptable y una estabilidad de solución máxima, compatible con esta velocidad.

2.6. Materiales Susceptibles de ser Niquelados Químicamente.

2.6.1. Materiales Metálicos.

Experimentalmente se han logrado recubrir la mayoría de los metales comerciales. Sin embargo, en muchas ocasiones se requieren tratamientos previos especiales para poder lograr dicho depósito, en virtud de la diferente actividad catalítica de las diversas superficies metálicas. Así (6) pueden separarse los materiales en los si-

gulentos grupos:

1. Materiales metálicos en los cuales se puede lograr el depósito por inmersión directa. En este primer grupo, se pueden mencionar: hierro, cobalto, rutenio, paladio y osmio. Se formará un depósito en la superficie de estos metales por simple contacto con la solución.
2. Otros metales, tales como acero inoxidable, aleaciones de aluminio, de berilio y de titanio, requieren de procesos de activación, con el fin de aumentar sus cualidades catalíticas.
3. Algunos otros se depositan encima de una pequeña capa de níquel. Se incluyen aquí materiales como cobre, plata, oro, vanadio, molibdeno, tungsteno, cromo, selenio y uranio.
4. Por último, metales tales como cadmio, zinc, estaño y antimonio o superficies que los contengan tales como piezas soldadas, galvanizadas o recubiertas con zinc-cadmio, interfieren en la realización del depósito. Para recubrirlos, se requiere de un proceso de activación que incluya una capa de cobre sobre la cual, posteriormente, se puede realizar el niquelado químico.

2.6.2. Materiales No Metálicos.

Uno de los campos más interesantes de esta clase de depósitos, es su empleo como recubrimiento conductor sobre sustratos no conductores.

Es posible, previo un tratamiento adecuado (existe una gran diversidad de secuencias de preparación de la superficie) de activación, lograr un depósito en materiales como vidrios, cerámicos, carburos, óxidos insolubles y plásticos. (6) Aunque inicialmente se recubrieron materiales que soportaran sin deteriorarse temperaturas del orden de las empleadas en los baños tradicionales de niquelado químico (60-90°C), ya se han desarrollado formulaciones que permiten trabajar a temperaturas más bajas (hasta alrededor de 30°C), especialmente las que emplean compuestos de boro como reductores, lo que ha permitido ampliar la gama de materiales no metálicos que han sido niquelados químicamente. A continuación se mencionan algunos ejemplos.

En el terreno de los polímeros, se han recubierto plásticos de tipo formaldehído-fenólicos, melaminas, acrílicos de temperatura elevada, resinas epóxicas (3), plástico ABS (7), poliámidas, polipropileno, politetrafluoroetileno, polifenileno óxido (8), Mylar, polietileno-tereftalato (9), etc.

En cuanto a los cerámicos, se pueden nombrar diversos tipos de vidrios (5), (9), (10), óxidos tales como alúmina, zircona, cuarzo (5), etc.

Por último, cabe mencionar que se ha depositado también en algunos materiales semi-conductores (11).

En general, la adherencia de los depósitos depende en gran medida del proceso de activación realizado y se puede clasificar de regular y menor a la lograda sobre metales.

2.7. Procesos de Niquelado Químico Especiales.

Se han desarrollado algunos procesos de niquelado químico más complejos (a nivel de laboratorio) que han permitido obtener recubrimientos con características particulares.

Así, por ejemplo, Schwartz y Mallory (12) y (13), mencionan la obtención de depósitos ternarios y cuaternarios que para algunas aplicaciones específicas funcionan adecuadamente.

En otra línea, quizá más promisoría, se han adicionado sustancias muy duras en polvo, durante el proceso de recubrimiento, que pro-

vocan los llamados "recubrimientos químicos compuestos", debido a la formación de cermets. Se han agregado materiales tales como óxido de aluminio (3), (14), carburo de silicio, carburo de boro, carburo de zirconio, en tamaños entre 2 y 13 micras. También se han empleado partículas de diamante, teflón y fluoruro de calcio, con tamaños entre 1 y 3 micras (15), (16).

Este último tipo de recubrimiento ha sido aplicado sobre todo cuando se requiere de resistencias al desgaste sumamente elevadas, cu-lidad en la que son casi insuperables. Sin embargo, son menos re-sistentes a la corrosión que los recubrimientos comunes de niquel químico.

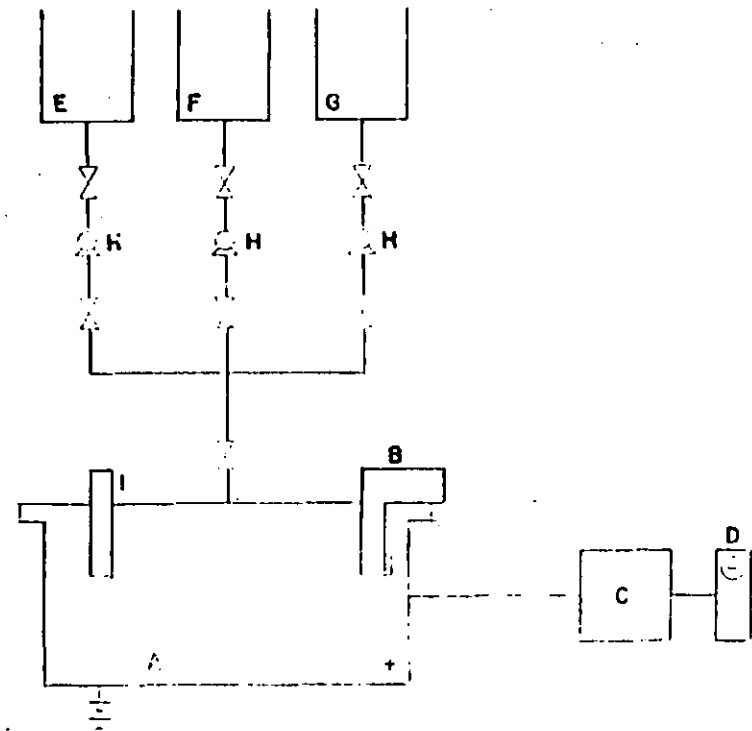
2.8. El Proceso Industrial.

Se han instalado ya en varios países (Estados Unidos, Unión Soviética, Alemania Federal, etc.), algunas plantas industriales para efec-tuar el niquelado químico. No se intentará en este párrafo, detallar todo lo relativo a la producción a estos niveles. Simplemente se in-tentará comentar brevemente algunos aspectos. Entre los princi-ales factores que se deben tener en cuenta para la operación adecu-da de un sistema industrial de niquelado químico, conviene mencionar:

- a) La regeneración oportuna de la solución empleada para depositar.
- b) El control de las operaciones de filtración de dicha solución (17).
- c) La elección de los materiales de construcción adecuados para los equipos de manera que eviten depósitos químicos de níquel sobre ellos.
- d) Los equipos utilizados en las operaciones anteriores y posteriores a la etapa de recubrimiento, son semejantes a los empleados para un proceso electrolítico. Sin embargo, el tanque de recubrimiento sí requiere cualidades específicas.
- e) Tener un modo de calentar adecuado.

Se han publicado algunos artículos que indican las cualidades y recomendaciones que se deben seguir para lograr una operación efectiva de los baños de niquelado químico (12), (16), (3), (5).

Las figuras 1 y 2 muestran ejemplos de diagramas de flujo de un proceso estadounidense y otro europeo (alemán), respectivamente. (3).



- A - Tanque para Ni.
- B - Filtro con bomba.
- C - Equipo para polarización.
- D - Electrodo.
- E - Tanque con medio reductivo.
- F - Tanque con estabilizador.
- G - Tanque con sales de Ni.
- H - Bomba para dosificación.
- I - Termómetro de contacto.

FIGURA 1. Esquema de Tanque para Método Nibodur. (3)

PROPIEDADES DE LOS DEPOSITOS QUIMICOS NI-P

3.1. Introducción.

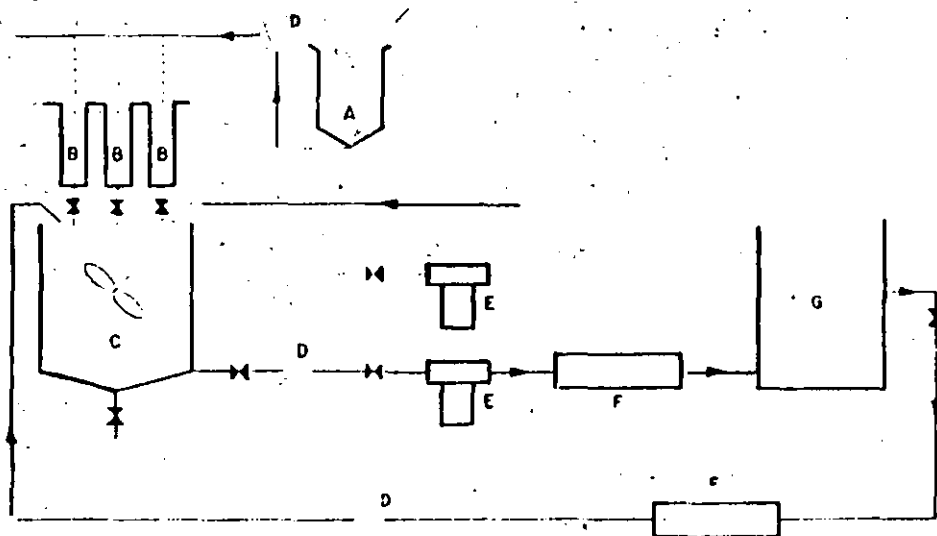
Las características únicas de los recubrimientos de níquel químico reducidos con hipofosfito, son aún objeto de investigación y desarrollo, por lo que aquí sólo se intentará mostrar algunas de las principales propiedades de los depósitos, haciendo énfasis en aquellas que resultan de mayor utilidad para las aplicaciones ingenieriles.

En el presente capítulo, los datos mostrados se refieren siempre a los recubrimientos químicos Ni-P, sin ningún tratamiento térmico posterior a la obtención del revestimiento.

Tal como se depositan son uniformes, duros, relativamente frágiles, fácilmente soldables, autolubricantes, sin poros y muy resistentes a la corrosión.

3.2. Composición y Constitución.

Los depósitos son aleaciones Ni-P en contenidos de fósforo que pueden variar de 3 hasta 18-20%, en peso, dependiendo de las condicio



- A - Tanque para preparación de las sustancias químicas.
- B - Tanques para dosificación de sustancias químicas.
- C - Tanque para regeneración de baño.
- D - Bomba.
- E - Filtro.
- F - Intercambiador.
- G - Tanque para proceso Níquel Kanigen.

FIGURA 2. Instalación para Método Kanigen. (3)

nes es que se realiza el proceso. La mayoría de los recubrimientos contienen entre 7 y 15% de P.

Análisis realizados por espectrografía y Absorción Atómica (18), han mostrado además, trazas de cobalto, aluminio, cobre, fierro, manganeso, plomo y silicio. Un análisis típico de elementos intersticiales muestra las siguientes cifras:

Carbono 0.04%, Oxígeno 0.0023%, Nitrógeno 0.0047% e Hidrógeno 0.0016%.

El % del P del depósito—que va a determinar muchas de las posteriores propiedades del mismo—es una función de la cantidad de hipofosfito de sodio y consecuentemente del pH del baño. La Fig. No. 3 muestra esta relación para soluciones ácidas.

El diagrama de fases Ni-P no ha sido muy estudiado. Las Figs. 4 y 5 muestran dos esquemas del Diagrama Ni-P y en la Fig. 6 se ilustra la solubilidad de P en Ni en detalle (19). También se ha determinado la temperatura eutéctica con exactitud (875°C).

En la región rica en níquel, hasta aproximadamente el 36% p atómico (~24% en peso de P), se han encontrado 3 fosfuros: Ni_3P

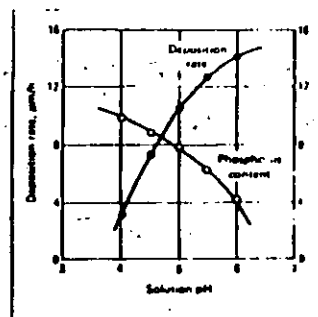


FIGURA 3. Efecto del pH de la solución sobre la velocidad de deposición y el contenido de fósforo en el depósito. (22)

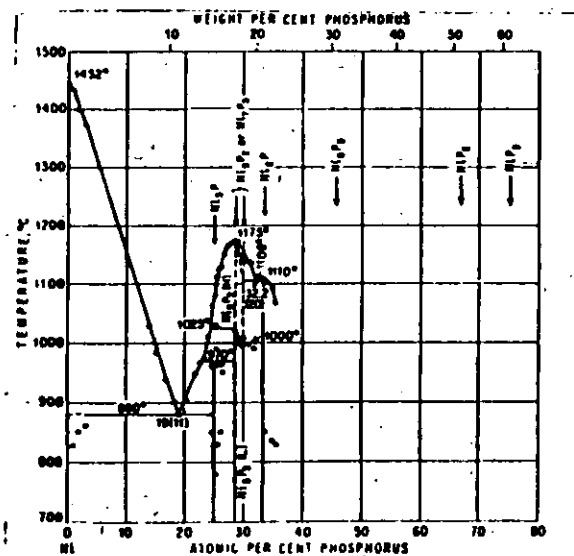
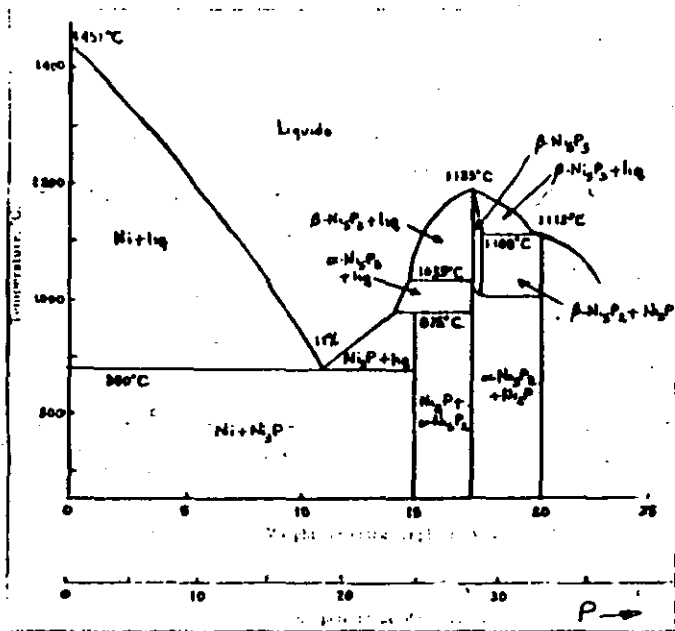


FIGURA 4. Diagrama de Equilibrio Ni-P. (19)



(14.96% en peso), Ni_5P_2 (17.43 en peso) el cual sufre una transformación polimórfica y Ni_2P (20.88% en peso). Más allá del 36% se han encontrado otras fases intermedias. Los parámetros de red de los diversos fosfuros son:

Ni_3P es tetragonal, con $a=9.01\text{Å}$, $c=4.42\text{Å}$, T. de fusión=975°C.
 Ni_2P es hexagonal, con $a=5.859\text{Å}$, $c=3.382\text{Å}$, T. de fusión=1112°C.
 Ni_5P_2 hexagonal, con $a=6.61\text{Å}$, $c=12.316\text{Å}$, T. de fusión=1185°C.

Todos los fosfuros de níquel son grises, de apariencia metálica y conducen electricidad. Son insolubles en agua, ácidos y bases diluidas y se disuelven en ácidos fuertemente oxidantes.

FIGURA 5. Diagrama de Equilibrio Ni-P. (19)

3.3. Uniformidad.

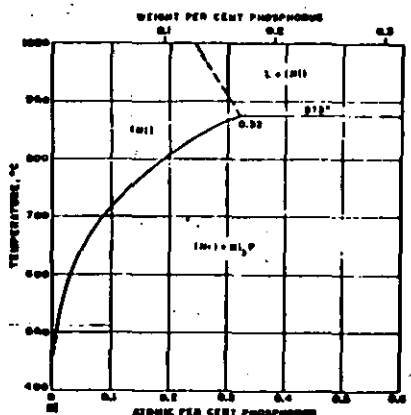


FIGURA 6. Detalle de la zona rica en Níquel del Diagrama de Equilibrio Ni-P. (19)

Una de las características que más han llamado la atención de estos depósitos, es la facilidad con la que recubren piezas de formas geométricas complejas con espesores de la capa de Ni-P uniformes a lo largo de la sección del material.

En los recubrimientos electrolíticos, el espesor puede variar de modo significativo dependiendo de la forma de la pieza a recubrir y de la cercanía de ésta al ánodo. Estas variaciones pueden modificar el

contorno del depósito y algunas veces se requerirá dar un acabado adicional al recubrimiento. En el níquelado químico, en cambio, el mecanismo de recubrimiento provoca el que la velocidad de realización del depósito y su espesor sean los mismos en cualquier sección expuesta a la solución con la que se logra el revestimiento. La Fig. 7 muestra una ilustración de este comportamiento.

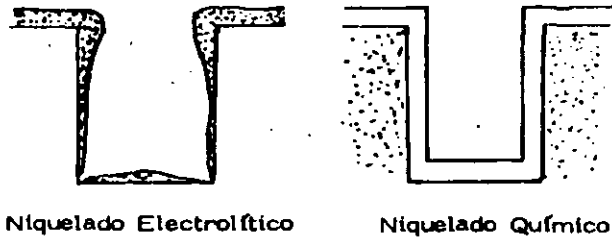


FIGURA 7.

Además, en el níquelado químico, es posible controlar el espesor de recubrimiento de acuerdo a la aplicación específica a la que se va a destinar. Es factible, por ejemplo, tener capas tan delgadas como 2.5 micras para componentes electrónicos, capas mayores (75-125 micras) empleadas en ambientes corrosivos y capas hasta de 250 micras, para reparación de partes de máquina.

3.4. Adherencia.

En general, se puede calificar la adherencia del depósito al sustrato como muy buena, valorada a partir de diversos ensayos.

El mecanismo de la reacción que produce el recubrimiento asociado a la habilidad del proceso para "llenar" todo tipo de orificio superficial, permite que se establezcan, en los metales que catalizan la reacción, enlaces metálicos y mecánicos con el sustrato. Así, por ejemplo, se han reportado valores de adherencia sobre acero suave de 2,100 a 4,200 kg/cm² (30,000 a 60,000 lb/plg²), en baños ácidos, cuando se somete a una prueba de tracción al material recubierto y se reporta el valor al cual se desprende el depósito (5).

La adherencia del depósito sobre metales no catalíticos como acero inoxidable, aceros aleados de alta resistencia, aleaciones de cobre, aluminio, titanio y berilio, es menor. Sin embargo, la ejecución adecuada de un pre-tratamiento y del proceso de activación, permite elevar dicha adherencia hasta alrededor de 1,400 kg/cm². En materiales no metálicos, se han encontrado valores mucho menores.

Pruebas de doblado de piezas recubiertas, han corroborado también esta cualidad. No se ha observado separación del depósito luego de haber doblado las muestras 180°, aunque sí se han observado pequeñas grietas en el recubrimiento en el lado exterior de la muestra probada.

Finalmente, es conveniente mencionar que se conserva esta adherencia aún a temperaturas tan bajas como la de nitrógeno líquido.

3.5. Estructura.

Este es uno de los aspectos más controvertidos aún, en relación con la caracterización de este tipo de depósitos. A la fecha, no se ha alcanzado un consenso general y se han postulado esencialmente dos posiciones:

a) El recubrimiento, recién depositado es amorfo. Esta idea sustentada principalmente por Gutzelt, Rostoker y otros (21), Marton (22) y recientemente Duncan (23). La afirmación la basan en resultados de estudios de difracción de Rayos X y difracción de electrones y esencialmente en que los patrones resultantes de ambas técnicas, son difusos.

b) El recubrimiento, recién depositado, es micro-cristalino. Este argumento lo manejan investigadores como Brenell y Ridell (23), Maire (24) y principalmente Graham y sus colaboradores (25) (27), que han realizado estudios bastante profundos también con difracción de Rayos X y de electrones, aunque Graham y otros no han podido justificar todos los fenómenos que suceden con las propiedades mecánicas y los tratamientos térmicos. Sin embargo, han generado datos muy valiosos para explicar el o los posibles mecanismos que actúan durante el tratamiento térmicos de los depósitos.

Pese a todo, han quedado claros algunos aspectos:

1. La estructura del recubrimiento tal como se deposita, es un estado meta-estable de las aleaciones Ni-P.
2. A medida que aumenta el % de P en el depósito, el grado de cristalinidad disminuye.
3. Aunque no parece aún definitivo, existe aparentemente tendencia a pensar que la estructura del depósito guarda relación con las condiciones en que se realiza el proceso, el material base sobre el cual se deposita y el espesor de la capa de Ni-P.

3.6. Propiedades Físicas Generales.

La reflectividad promedio de los depósitos provenientes de baños ácidos, es alrededor del 45 al 50% (la del níquel es de 60%) (5). La densidad varía a partir de 8.5 g/cm^3 , en función del contenido de fósforo (Fig. 8).

La Tabla IV muestra algunas otras propiedades físicas de estos recubrimientos.

T A B L A I V

PROPIEDADES FISICAS DE DEPOSITOS QUIMICOS NI-P (6)

<u>PROPIEDAD</u>	<u>VALOR</u>
Densidad (g/cm ³).	7.75 - 8.5
Punto de Fusión (°C).	885 - 1010
Resistividad Eléctrica (μ-cm)	50 - 90
Coefficiente Expansión Térmica (Mm/m°C).	23 - 12
Conductividad Térmica (cal/cm.sag°C).	0.010 - 0.013

Como puede verse, existen importantes variaciones en los valores, lo cual, por supuesto, está relacionado con diversos contenidos de P en el depósito. En la Fig. 9, por su parte, se presenta el efecto del %P en el coeficiente de expansión térmica de la capa de niquelado.

3.7. Propiedades Mecánicas.

Los depósitos pueden considerarse en general como de buena resistencia, ductilidad limitada y alto módulo elástico. Un panorama de algunas de las principales propiedades, se presenta en la Tabla V.

T A B L A V

PROPIEDADES MECANICAS DE DEPOSITOS QUIMICOS NI-P (6)

	<u>VALOR COMO FUNCION DEL % DE P</u>	
	<u>5 - 6% P</u>	<u>8 - 9</u>
Resistencia máxima a la Tracción (kg/mm ²).	39 - 48	75 - 78
% Deformación en Fractura.	0.008	0.008 - 0.018
Módulo Elástico (kg/mm ²)	No hay datos	17 - 28

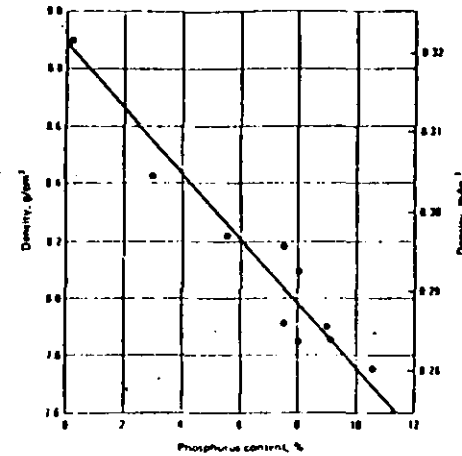


FIGURA 8. Efecto del Contenido de Fósforo sobre la Densidad del Depósito. (22)

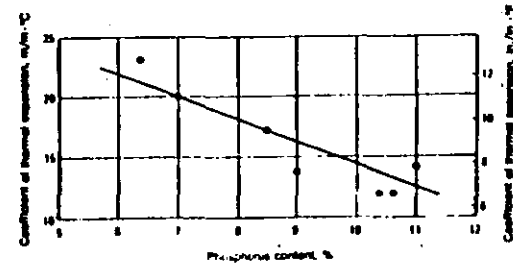


FIGURA 9. Efecto del Contenido de Fósforo en el Depósito sobre su Coeficiente de Expansión Térmica. (22)

Los datos de la Tabla V merecen una serie de comentarios y aclaraciones adicionales. Inicialmente habría que decir que hay gran diversidad de valores en lo referente a la deformación hasta la fractura, que en tracción, soporta el depósito. Sin embargo, parece haber acuerdo en cuanto a una tendencia a pequeños aumentos del % de deformación a fractura a medida que se incrementa el % de P. En lo referente a la resistencia máxima a la tracción, existe acuerdo en cuanto al rango de valores (26), (27) en las aleaciones Ni-8-9%P sobre berilito, aunque difieren de los obtenidos por Gutzeit (5) sobre acero, muy probablemente debido a la diferencia de metal base.

Por otro lado, la Fig. 10 muestra los resultados que Graham (13) obtuvo de la relación entre el porcentaje de P y la resistencia y de deformación en fractura en depósitos logrados sobre aceros y aleaciones de cobre.

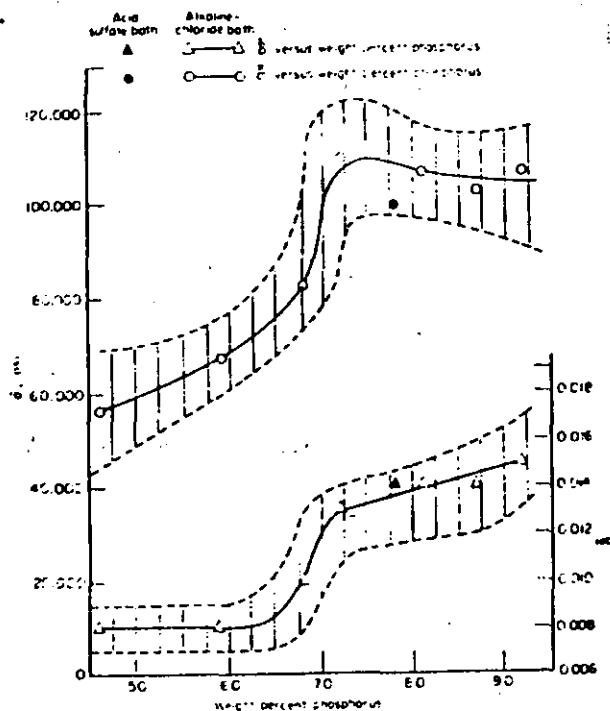


FIGURA 10. Efecto del Contenido de Fósforo sobre las Propiedades Mecánicas de Depósitos Químicos Ni-P recién depositados. (13)

Dos aspectos conviene destacar con relación a esta gráfica. El primero es la existencia de una zona alrededor del 7% de P, donde hay un cambio marcado, sobre todo en resistencia. Graham (13) no explicó totalmente a qué se debía tal cambio. Lo atribuye, en principio, a fenómenos de endurecimiento por solución sólida.

En lo referente a la ductilidad, parece extraño que asociado a un aumento en resistencia se presenta un incremento de ductilidad.

Pese a ello, esta característica es restringida en los recubrimientos. Así para altos contenidos de P, la ductilidad (en tracción) alcanza sólo de 1 a 1 1/2% (elongación). No obstante que es menos dúctil que la mayoría de los materiales de ingeniería, es adecuado para la mayor parte de los equipos en los que se emplea el recubrimiento. Depósitos de pequeños espesores pueden doblarse completamente sobre sí mismos sin fracturarse. En los depósitos de bajo contenido de P o conteniendo impurezas metálicas o sulfuradas, la ductilidad disminuye marcadamente.

Debido principalmente al trabajo de investigadores soviéticos, se han observado decrecimientos en la resistencia a la fatiga de aceros de alta resistencia recubiertos mediante Niquelado químico (28). Los niveles de reducción van de 10 a 45%. Especímenes con muesca, mostraron disminuciones de al menos 15%, en tanto muestras sin

muesca, tuvieron reducciones máximas de 12%. Esto parece asociado con la presencia de algunos esfuerzos compresivos en recubrimientos que contienen más de 10% de fósforo (Tabla VI) (6).

T A B L A V I

EFFECTO DE RECUBRIMIENTOS QUIMICOS NI-P EN LA
RESISTENCIA A LA FATIGA DE ACEROS DE
ALTA RESISTENCIA (6)

<u>% P</u>	<u>% Reducción de la Resistencia a la Fatiga</u>	<u>No. de Ciclos</u>
6 - 15	30 a 40	-
8	42	5×10^6
8 - 9	16 a 46	10×10^6
9 - 10	10 a 13	5×10^6

3.8. Dureza y Resistencia al Desgaste.

Estas dos propiedades constituyen dos características que, en el caso de los materiales níquelados químicamente, son muy importantes y comúnmente buscadas cuando se aplican estos recubrimientos.

Las piezas recién níqueladas, muestran micro-durezas de 500 a 600 Hv, (carga aplicada 100 g), lo cual aproximadamente equivale a 48-50 HRC, valor semejante al de muchos aceros endurecidos. Esta microdureza no parece variar de modo significativo con diversos contenidos de fósforo en el depósito (13) (14).

También tienen excelente dureza en caliente. Por ejemplo, a 400°C la dureza es igual o aún mejor a la de los recubrimientos de cromo duro.

Debido a su elevada dureza; los depósitos tienen excelente resistencia al desgaste y abrasión (29). La resistencia al desgaste es particularmente buena, con contenidos altos de fósforo.

Por otro lado, la resistencia a la abrasión es buena si se cuenta con lubricación y si la temperatura de la superficie no es demasiado elevada.

Aunado a esto, las propiedades friccionales de los depósitos, son bastante favorables (similares a las del cromo) y han conducido a interesantes aplicaciones donde el roce es un problema.

Las pruebas implicando dos sistemas metálicos bajo lubricación de parafina clorada (5), han mostrado los coeficientes de fricción siguientes:

Cromo contra níquel.	0.20
Cromo contra acero.	0.30
Níquel contra acero.	0.20
NI-P contra acero.	0.26
NI-P contra níquel.	0.25

La presencia de fósforo provee un natural lubricante, lo que lo hace muy útil para su aplicación, por ejemplo, en moldes de plásticos.

3.9. Esfuerzos Internos.

El carácter de los esfuerzos internos presentes en un recubrimiento, ejerce notable influencia sobre sus propiedades. Elevados esfuerzos internos de tracción provocan agrietamiento, ampollas y pueden incrementarse la porosidad y disminuir la adherencia y resistencia a la corrosión. Esfuerzos compresivos aumentarán la adherencia.

En el caso de los recubrimientos químicos Ni-P que poseen una ductilidad limitada, es deseable tener esfuerzos ligeramente compresivos. El tipo de esfuerzo de un depósito es función de las variables de operación, espesor y estructura del mismo y las características particulares del sustrato.

Los estudios acerca de este aspecto no son muy abundantes, (7), (30), (31), (6), sin embargo, algunas conclusiones se han podido obtener:

a) Los esfuerzos sobre latón y aleaciones de aluminio, tienden a ser compresivos, en tanto sobre titanio y berilio son de tracción. En relación al acero, los esfuerzos en depósitos con más de 10% de fósforo, son compresivos. En contenidos más bajos, se pueden

alcanzar esfuerzos de tracción entre 15 y 45 MPa, lo cual promueve en ellos porosidad y agrietamientos.

b) El contenido de fósforo afecta el nivel de los esfuerzos; los esfuerzos de tracción decrecen y los compresivos, consecuentemente, aumentan a medida que el % de P lo hace. Puesto que el contenido de fósforo es función del pH del baño, a través de éste se pueden controlar los esfuerzos internos.

c) Los esfuerzos en el depósito pueden incrementarse por la co-deposición de ortofosfito o metales pesados, así como por exceso de agentes complejantes en la solución para recubrir. Aún pequeñas cantidades de algunos metales pueden producir un incremento severo en los esfuerzos, así, por ejemplo, la adición de sólo 5 mg/l de Bi y Sb, puede elevar los esfuerzos a niveles de hasta - - 350 MPa.

Algunos trabajos (30) reportan que la adición de sacarina reduce los esfuerzos internos. La Fig. 11 registra los valores de esfuerzos internos en función del pH para varios materiales base.

3.10. Propiedades Eléctricas y Magnéticas.

La conductividad de los depósitos químicos Ni-P oscila entre 1.6 y 5.7% IACS, dependiendo del % de fósforo. LA resistividad eléctrica de aleaciones con 8-9% es cerca de 10 veces la resistividad del níquel puro.

Los depósitos químicos Ni-P muestran propiedades magnéticas inferiores si se comparan con las de los electro-depósitos de níquel. En general, recubrimientos con contenidos mayores a 8% de P, son no magnéticos. Aquéllos con contenidos menores, tienen algún grado de susceptibilidad magnética.

LA coercitividad de recubrimientos de 3 a 6% P, está alrededor de 15 a 80 Oe. Para los comprendidos entre 7-9% P, es de 1 a 20 Oe.

3.11. Soldabilidad.

Los recubrimientos pueden soldarse con facilidad y son usados en aplicaciones electrónicas para facilitar el soldado de metales ligeros, tales como aluminio.

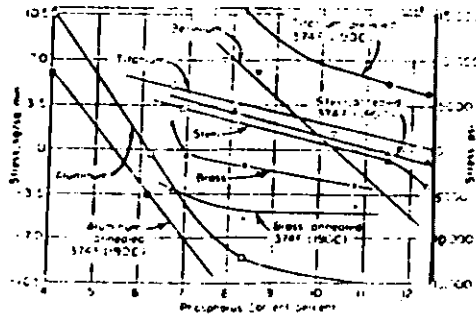


FIGURA 11. Esfuerzos internos en recubrimientos de níquel químico como una función del contenido de fósforo, sobre metales de alto coeficiente de expansión (aluminio y latón) y de bajo coeficiente (acero, berilio y titanio). (26)

3.12. Porosidad.

La continuidad de los depósitos depende de su composición. Recubrimientos que contienen más de 10% de P se reportan (22) como típicamente continuos.

Los depósitos con contenidos muy bajos, especialmente los producidos con baños conteniendo metales pesados o compuestos de azufre, son, frecuentemente, porosos. Estos depósitos consisten de secciones de recubrimiento separadas por grietas y hoyos. La presencia de tales discontinuidades tiene importantes efectos en las propiedades del depósito, especialmente en cuanto a la ductilidad y resistencia a la corrosión.

3.13. Resistencia a la Oxidación.

Existen aún pocos estudios en este terreno. Los más conocidos se deben a Marton, Pal (10), (32), (33) y Tomlinson y Randall (34).

Marton y sus colaboradores concluyen que al calentar los depósitos químicos Ni-P, realizados sobre vidrios de borosilicato en ambientes conteniendo O₂, éstos son prácticamente inoxidables a temperaturas

menores a 280°C y que a temperaturas superiores, sí se forma una capa superficial de óxido. Los estudios de difracción de Rayos X concuerdan en Marton y en Tomlinson (sobre aceros medio carbono) en que los óxidos son esencialmente NiO y P₂O₅.

Marton y colaboradores, proponen que a bajas temperaturas el oxígeno es absorbido en la muestra a través de un proceso de difusión a lo largo de límites de grano. A temperaturas mayores a 300°C, se forma una capa de óxido superficial, cuyo crecimiento se realiza por medio de la difusión de iones metálicos hacia la superficie a través de los defectos de la red del óxido.

Conviene aclarar que estas conclusiones, sin embargo, son relativas pues, como ya se mencionó, se refieren a depósitos sobre vidrios, realizados a 25°C, condición de operación que no es la más común de esta clase de recubrimientos, pues normalmente se realizan entre 85 y 95°C.

El trabajo de Tomlinson se relaciona con la cinética de oxidación a temperaturas mucho más elevadas (850-990°C). Concluye que luego de un período inicial, la cinética de oxidación presenta una ley parabólica, lo que indica que la reacción es controlada por difusión. También concluye que la velocidad de oxidación del níquelado químico

es aproximadamente 100 veces más rápida que la del Ni puro. La

Fig. 12 muestra resultados de su investigación.

3.14. Resistencia a la Corrosión.

3.14.1. Introducción.

Sin duda, una de las características que hacen atractiva la aplicación de los depósitos químicos Ni-P, es su resistencia a la corrusión en muchos ambientes.

Los recubrimientos se corroen en general en presencia de reactivos que atacan también al níquel puro. Sin embargo, su resistencia es función del % de fósforo y, en muchos casos, puede superar a la del Cromo y Níquel. Un reporte bastante completo es el presentado por Duncan (22) acerca del comportamiento de depósitos conteniendo entre 10 y 11% de fósforo en diversos ambientes, empleando fundamentalmente aceros como metal base.

Los recubrimientos muestran muy buena resistencia a alcális, soluciones salinas, salmueras, en ambientes industriales químicos y 'petroleros', hidrocarburos y solventes. También presentan buena resistencia a soluciones amoniacales, ácidos orgánicos y ácidos reductores. Sólo son severamente atacados por medios fuertemente oxi-

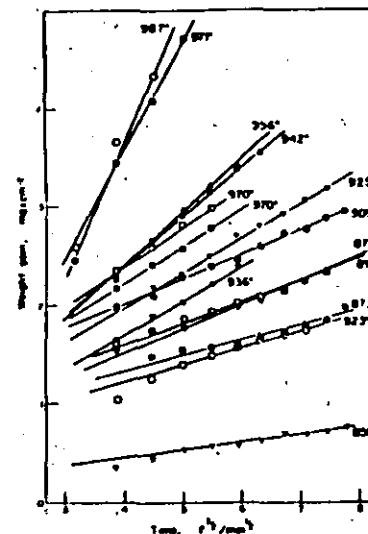


FIGURA 12. Oxidación de depósitos químicos Ni-P sobre aceros medio carbono, en aire a 850 - 987°C. (34)

dantes. La Tabla VII muestra datos del comportamiento de los recubrimientos en algunos medios.

3.14.2. Corrosión Atmosférica.

El níquelado químico es casi inmune al ataque en atmósferas rurales, industriales y marinas. Un estudio realizado en localidades de los Estados Unidos incluso mostró que un recubrimiento de 12 μm protege mejor que uno de 25 μm de níquelado electrolítico, lo cual aparentemente guarda relación con las características de uniformidad, prácticamente nula porosidad y buena resistencia a la corrosión de las aleaciones Ni-P.

3.14.3. Corrosión en Agua de Mar.

Ya se emplean depósitos Ni-P en equipos de embarcaciones y válvulas que funcionan en ambientes marinos, no encontrándose evidencia de corrosión aún después de 4 ó 5 años de instalados.

También muestran buena resistencia a la corrosión-erosión en agua de mar, por lo que se ha empleado en válvulas, bombas, etc.

Asimismo, se ha reportado buen comportamiento en condiciones de cavitación, del orden de la que muestran aceros inoxidable y altos en cromo, en agua de mar.

3.14.4. Aguas Naturales.

Se ha observado muy ligera corrosión del nivel de 0.3 a 0.8 micras/año a temperatura ambiente. La Fig. 13 muestra comparados el comportamiento de aceros al carbono sin ningún recubrimiento y dichos aceros níquelados químicamente.

T A B L A V I I

CORROSION DE DEPOSITOS NI-10.5P EN DIVERSOS MEDIOS (22)

<u>Medio Corrosivo</u>	<u>T (°C)</u>	<u>Micras/Año</u>
Acido Acético Glacial.	20	0.8
Acetona.	20	0.08
Sulfato de Aluminio, (27%).	20	5
Amoníaco (25%).	20	16
Nitrato de Amonio, (20%).	20	15
Sulfato de Amonio, saturado.	20	3
Benceno.	20	No se corroe
Salmuera (3.5% sal), saturada con CO ₂	95	5
Salmuera (3.5% sal), saturada con H ₂ S.	95	No se corroe
Cloruro de Calcio, (42%).	20	0.2
Tetracloruro de carbono.	20	No se corroe
Acido cítrico, saturado.	20	7
Cloruro Cúprico, 5%.	20	25
Cloruro Férrico, 1%.	20	200
Acido Fórmico, 88%.	20	13
Acido Clorhídrico, 5%.	20	24
Acido Láctico, 85%.	20	1
Acetato de Plomo, 36%.	20	0.2
Acido Nítrico, 1%.	20	25
Acido Oxálico, 10%.	20	3
Fenol, 90%.	20	0.2
Acido Fosfórico, 85%.	20	3
Hidróxido de Potasio (80%).	20	No se corroe
Carbonato de sodio (saturado).	20	1
Hidróxido de sodio, (50%).	95	0.2
Hidróxido de sodio, (45%).	20	No se corroe
Sulfato de sodio, (10%).	20	0.8
Acido Sulfúrico, (65%).	20	9
Agua acidulada, pH-3.3.	20	7
Agua destilada, Deaerada.	100	No se corroe
Agua destilada, saturada O ₂ .	95	No se corroe
Agua de Mar, (3.5% NaCl).	95	No se corroe

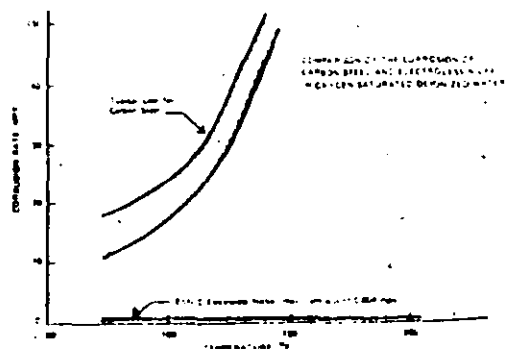


FIGURA 13. Comparación de la corrosión en aguas naturales de aceros al carbono y depósitos químicos Ni-P. (22)

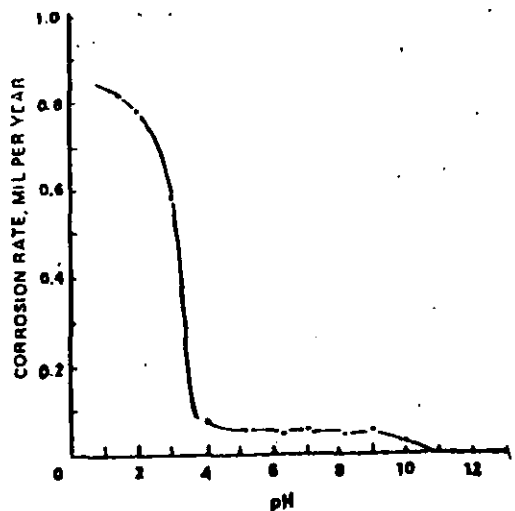


FIGURA 14. Efecto del pH sobre la corrosión de los depósitos químicos Ni-P. (22)

Esta buena resistencia se mantiene a temperaturas mayores y en vapor de H_2O . Por otro lado, el pH de las soluciones ejerce también importante influencia en la corrosión de los recubrimientos. La Fig. 14 muestra dicho efecto.

3.14.5. Acidos Inorgánicos.

En general, las piezas niqueladas químicamente tienen buena resistencia a la corrosión producida por ácidos reductores (aproximadamente 8-25 micras/año). De este modo, se recomiendan para exposiciones de corta duración.

En presencia de ácidos oxidantes, la resistencia es bastante pobre y en tal circunstancia, no deben emplearse depósitos Ni-P.

3.14.5.1. Acido Sulfúrico.

Los recubrimientos tienen un comportamiento interesante en este medio. Por debajo del 85% de concentración de H_2SO_4 , muestran muy buena resistencia a temperatura ambiente (8-28 micras/año). Por arriba de ese valor, la velocidad de corrosión se eleva muy rápidamente. La Fig. 15 muestra dicho comportamiento.

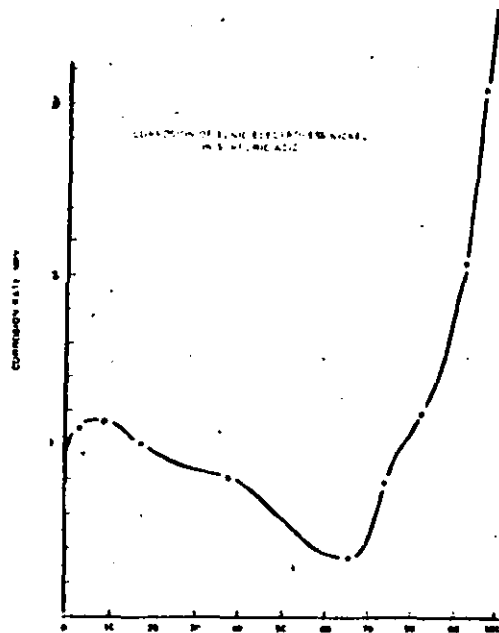


FIGURA 15. Corrosión de los depósitos químicos Ni-P en ácido sulfúrico. (22)

3.14.5.2. Acido Clorhídrico.

Sólo presentan buena resistencia los depósitos en soluciones de hasta 10% de concentración de HCl. A concentraciones mayores, la velocidad se incrementa de forma notable (Fig. 16).

3.14.5.3. Acido Fosfórico.

En general, presentan buena resistencia en todas las proporciones, si el ácido es calidad analítica, a temperatura ambiente, como se puede ver en la Fig. 17. La presencia de pequeñas cantidades de sales en reactivos menos puros y la elevación de la temperatura, modifican de modo importante este comportamiento, aumentando hasta valores peligrosos la velocidad de corrosión.

3.14.5.4. Acido Nítrico.

El uso de los recubrimientos es muy poco recomendado. Sólo se observa una velocidad de corrosión aceptable a concentraciones de ácido nítrico menores al 5%.

3.14.6. Sustancias Alcalinas.

Los depósitos tienen excelente resistencia a la corrosión en

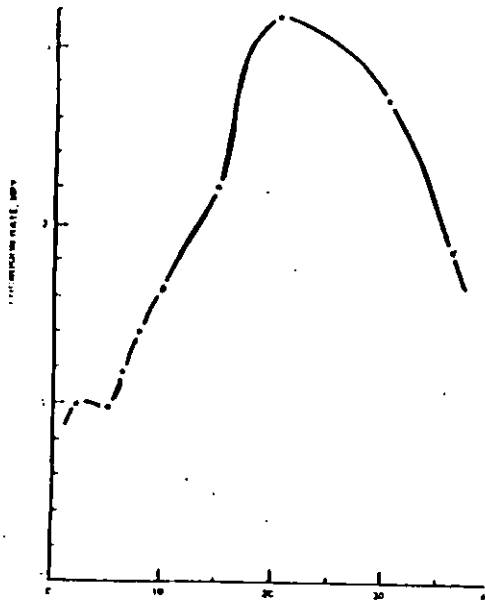


FIGURA 16. Corrosión de los depósitos químicos Ni-P en ácido clorhídrico. (22)

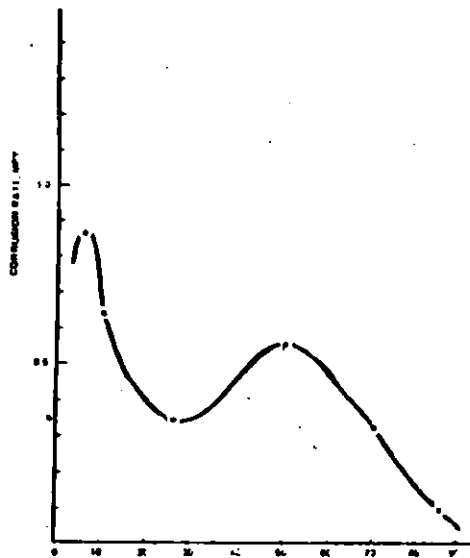


FIGURA 17. Corrosión de los depósitos químicos Ni-P en ácido fosfórico. (22)

álcalis tales como hidróxido de sodio, de potasio y otros, aún a temperaturas y concentraciones elevadas. En soluciones de hasta 50% de concentración, la corrosión es prácticamente despreciable. En la Fig. 18 se compara el comportamiento de un acero al carbono sin recubrir y otro recubierto con el depósito Ni-P. Aún a concentraciones tan altas como 72% y temperaturas de 110°C, el recubrimiento tiene comportamiento muy aceptable. Nuevamente, la presencia en el reactivo químico de pequeñas cantidades de impurezas puede elevar marcadamente la velocidad de corrosión del depósito.

3.14.7. Soluciones Amónicas.

Los recubrimientos tienen excelente resistencia a la corrosión en amoníaco-anhidro y útil resistencia a soluciones de hidróxido de amonio. En sales de amoníaco, la resistencia se puede calificar de buena.

3.14.8. Plantas Petroleras.

Los medios corrosivos más comunes en una planta petrolera son agua salada, dióxido de carbono, ácido sulfhídrico y, en menor escala, compuestos que contienen nitrógeno, oxígeno y azufre y, eventualmente, ácidos orgánicos e inorgánicos. En la Fig. 19 se muestra el comportamiento de los depósitos sobre acero al carbono en

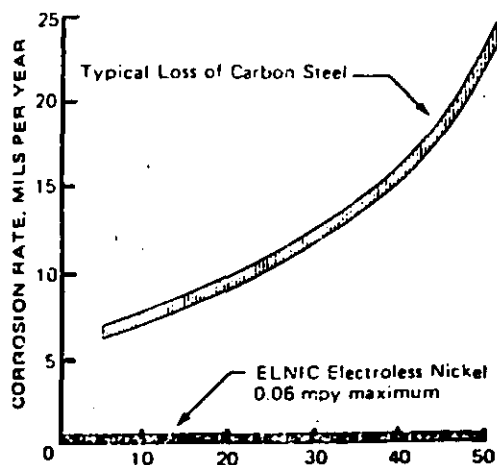


FIGURA 18. Comparación de la corrosión de aceros al carbono y depósitos químicos Ni-P en hidróxido de sodio a 90°C. (22)

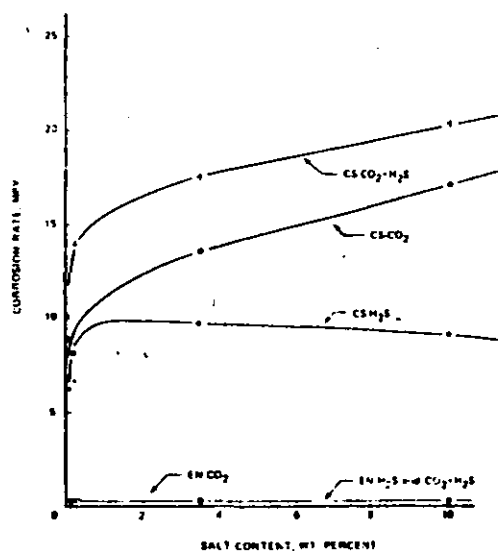


FIGURA 19. Comparación de la corrosión de aceros al carbono y depósitos químicos Ni-P en salmueras saturadas con CO₂ y H₂S a 95°C. (22)

... presencia de salmueras, conteniendo bióxido de carbono y ácido sulfhídrico, a temperaturas de hasta 180°C y se comparan con el comportamiento en esos medios del acero al carbono sin recubrir. Es importante mencionar la ventajosa cualidad de no corroerse, prácticamente, en presencia de H₂S, compuesto que con bastante frecuencia está presente en diversas Industrias.

3.14.9. Acidos Orgánicos.

En general, los depósitos tienen excelente resistencia a todo tipo de ácidos orgánicos concentrados, disminuyendo a medida que dichos ácidos son más diluidos, y la temperatura y grado de aereación aumentan.

3.14.10. Sustancias a Temperaturas Elevadas.

En este terreno tienen aplicación restringida, debido principalmente a que el punto de fusión del depósito es alrededor de 900°C. Sin embargo, a temperaturas menores se usan con bastante éxito.

3.14.11. Salas.

Tratándose de sales neutras y alcalinas, el recubrimiento tiene excelente resistencia a la corrosión, usándose incluso en ali-

mentos, medicinas, etc. En sales ácidas, el ataque es más severo, aunque en algunos casos pueden trabajar satisfactoriamente.

Finalmente, sales muy oxidantes provocan destrucción rápida del depósito y, en tales circunstancias, no debe emplearse.

3.15. Corrosión Bajo Tensión.

Aunque es todavía una interrogante de qué modo sucede, se ha encontrado que, en algunos sistemas, el recubrimiento retrasa la presentación de agrietamientos en materiales que están sujetos a corrosión bajo tensión.

Así, ha sido corroborado en aceros inoxidable expuestos a una solución de cloruro de magnesio (al 42%), aceros al carbono en soluciones alcalinas y en aceros de alta resistencia en presencia de ácido sulfhídrico (35) comparados con y sin recubrimiento químico Ni-P.

La explicación que a este retraso ha dado Duncan (22), se asocia primero a la uniformidad del depósito y, segundo, a la aparente característica del depósito de modificar el potencial de corrosión del sustrato desde la región donde se produce la corrosión bajo tensión hacia un rango de potencial donde no ocurre el agrietamiento.

C A P I T U L O I V

PROPIEDADES DE LOS DEPOSITOS QUIMICOS NI-P

TRATADOS TERMICAMENTE

4.1. Introducción.

La aplicación de tratamientos térmicos a los depósitos químicos Ni-P, constituye una interesante posibilidad de variación de las propiedades de dichos depósitos.

Las características que, en este sentido, más se han estudiado, son la dureza y la resistencia al desgaste. En menor escala se han llevado a cabo experiencias del empleo de tratamientos térmicos para modificar propiedades eléctricas (resistividad, por ejemplo) y magnéticas, esfuerzos internos y resistencia. En la literatura se reportó poco trabajo respecto a efecto de los tratamientos térmicos en la resistencia a la corrosión de los recubrimientos.

A continuación se revisan algunas de las modificaciones logradas en las propiedades debido a la aplicación de diferentes ciclos de tratamientos térmicos.

Antes de entrar en detalle, conviene mencionar algunos de los am-

bientes en los que se han llevado a cabo tratamientos. Se han realizado en aire, vacío, gases inertes (Argón, Helio), oxígeno, hidrógeno, etc. (12), (33), (10), (14).

Se ha encontrado que un poco más allá de los 200°C, la cinética de oxidación de la capa de Ni-P, cuando se expone al aire, se acelera formándose una capa de óxido que puede deteriorar algunas propiedades. Así pues, la mayoría de los trabajos se han efectuado en vacío o en atmósfera de gases nobles.

Las principales variables que se mencionarán a lo largo de la revisión son: Temperatura y duración del tratamiento.

4.2. Dureza.

La posibilidad de aumentar la dureza de los recubrimientos Ni-P mediante tratamiento térmico, ha sido, sin lugar a dudas, uno de los aspectos que, por un lado, más extensamente se han observado y, por otro, más aplicaciones han permitido.

A temperaturas bajas de tratamiento térmico (alrededor de 200°C), existe en general consenso respecto a que los cambios en la dureza son si acaso mínimos, aún a tiempos largos de tratamiento. Hay

acuerdo también en que los pequeños cambios detectados, suceden en las primeras horas de permanencia a la temperatura de tratamiento.

Así, por ejemplo, Goldenstein, Rostoker y otros que obtuvieron recubrimientos sobre diversos materiales base como latón, aceros, aluminio, etc., reportan que prácticamente no hay cambio de microdureza luego de 21 hrs., a 200°C. Shemensky y otros (26) mencionan en su trabajo datos obtenidos por Lee, en los cuales se detectó un pequeño aumento de dureza (de ~ 500 a 600 DPH; aprox. 50-55Rc) en las primeras horas de tratamiento y luego no cambia al cabo de 617 hrs. Shemensky y otros (26) que experimentaron con depósitos sobre berilio, opinan que puede deberse a una reacción en estado sólido (orden-desorden).

Entre 200 y 300°C, se ha encontrado que se va presentando mayor endurecimiento a medida que aumenta la temperatura de tratamiento. La Fig. 20 (5) presenta una primera ilustración respecto a esto, que corresponde a revestimientos sobre aleaciones de Al, latón y aceros.

Resultados más detallados se pueden observar en las Figs. 21 (6) y 22 (22). Cabe aclarar que en las primeras dos figuras (20 y 21) no se menciona el % de P. del depósito.

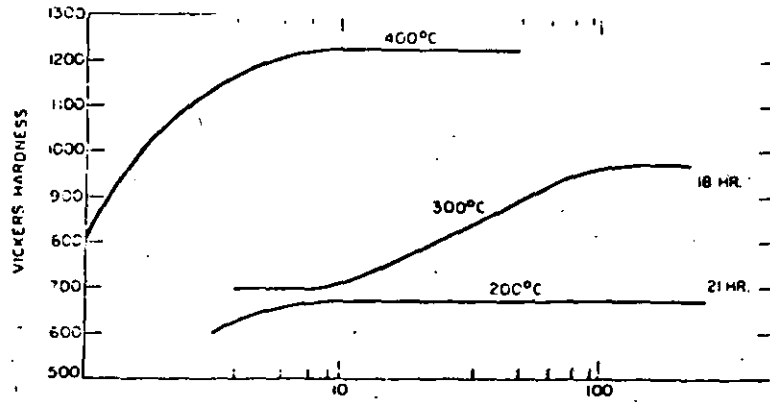


FIGURA 20. Dureza de depósitos químicos Ni-P en función del tiempo y la temperatura de tratamiento térmico (5).

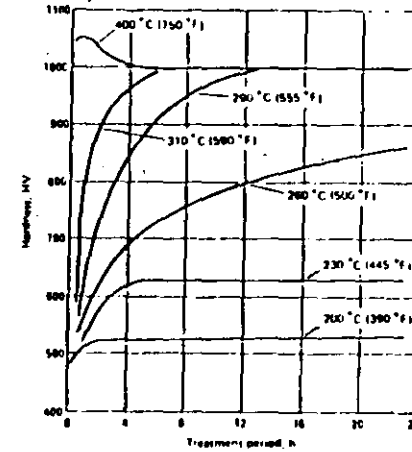


FIGURA 22. Efecto de diferentes tratamientos térmicos sobre la dureza de depósitos químicos Ni-P con contenido de 10.5% de fósforo (22).

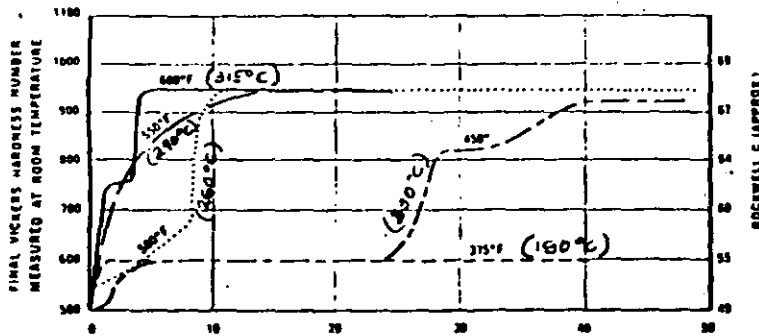


FIGURA 21. Dureza de depósitos químicos Ni-P en función del tiempo y la temperatura de tratamiento térmico (6)

En la Fig. 22 se indica que es aproximadamente 10.5%P. Un análisis de estas últimas gráficas, muestra que por abajo de los 250°C aproximadamente, el grado de endurecimiento logrado es pequeño, aún después de tiempos largos de tratamiento. Cuando la temperatura sobrepasa los 250°C, la velocidad de endurecimiento crece marcadamente.

En relación al porcentaje de fósforo, la Fig. 23 (14) es bastante ilustrativa. Se puede observar inicialmente que, alrededor del 7% de P, se distingue una leve disminución de microdureza de los recubrimientos Ni-P tal como se depositan. Asimismo, se puede destacar el hecho de que, para depósitos con contenidos de fósforo menores de 8%, se detectan ligeros aumentos de microdureza cuando son sometidos a tratamiento térmico de 8 hrs. a 200°C. Más allá de este porcentaje, prácticamente (bajo el mismo ciclo de tratamiento), se mantiene la microdureza.

Una temperatura de tratamiento que merece especial atención, es la de 400°C. Observando cuidadosamente las Figs. 20, 22 y 23, es evidente que, aún con diferentes tiempos (10 mins., 1 hr. aproximadamente y 1/2 hora), se observan aumentos muy importantes de dureza en los depósitos tratados a esta temperatura.

La Fig. 24 compara los resultados de diversos ciclos de tratamiento

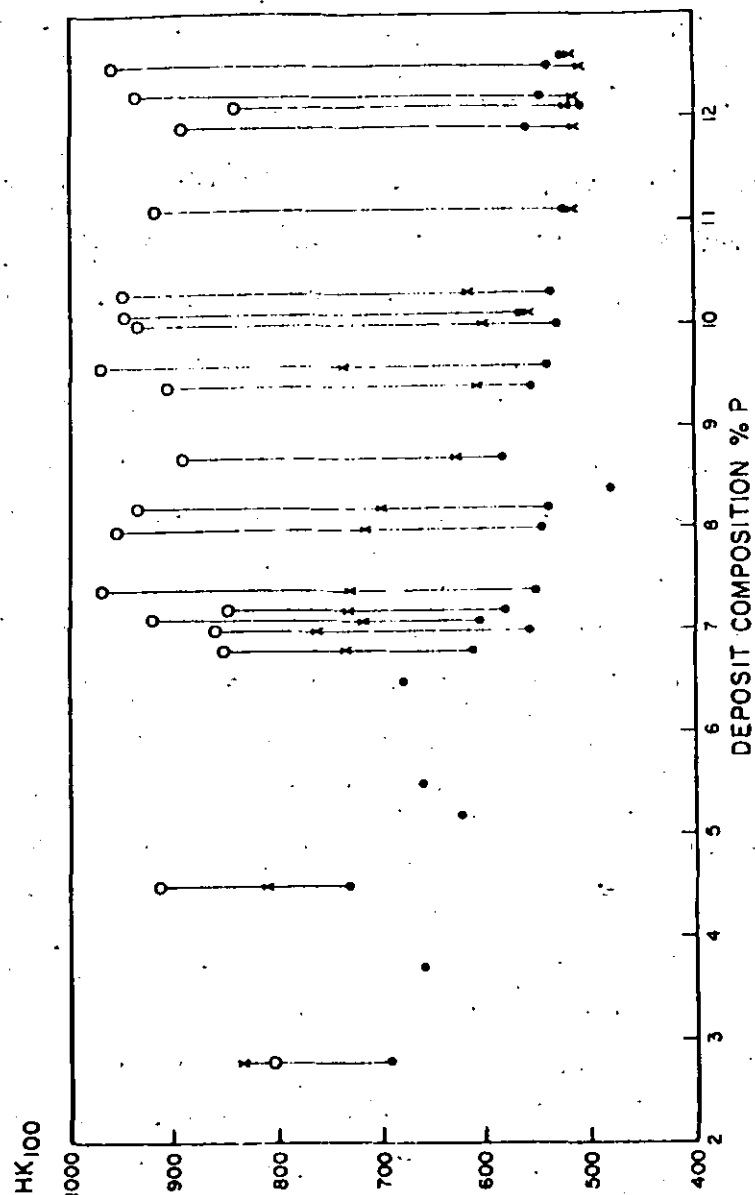


FIGURA 23. Dureza de los depósitos Ni-P (14).
 ● Tal como se depositan.
 x Luego de 8 hrs. a 200°C.
 o Al cabo de 1/2 hr. a 400°C.

Tratamientos Térmicos

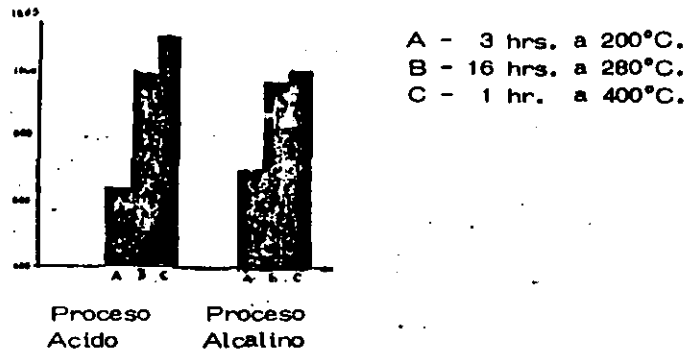


FIGURA 24. Efecto del tratamiento térmico sobre la dureza de los depósitos químicos Ni-P, empleando aceros 3135 y 1137 AISI. (29).

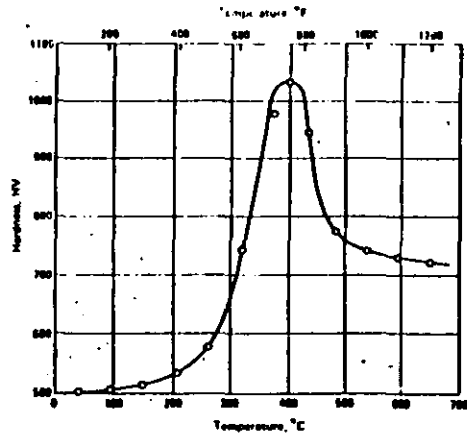


FIGURA 25. Efecto del tratamiento térmico a diferentes temperaturas sobre la dureza de los depósitos químicos (Ni - 10.5%P) (1 hr.) (22).

to, de recubrimientos Ni-P tanto ácidos como alcalinos (29).

En ella se destaca nuevamente la temperatura de 400°C como muy adecuada para lograr en tiempos cortos, niveles de dureza elevados. Por su lado, las Figs. 25 y 26 muestran que, pese a corresponder a diferentes contenidos de P en el depósito, se logra el mayor grado de endurecimiento cuando se tratan las muestras por corto tiempo a 400°C (no se reportan datos acerca de los materiales base empleados).

Adicionalmente, la Fig. 27 ilustra un aspecto más que conviene mencionar y tomar en cuenta. En tanto la dureza de los depósitos con 7.1 y 12.5% de P alcanza su nivel máximo (de 600 a ~900 para 7.1% y de 540 a 960 para 12.5%) en aproximadamente 15 mins. y se mantiene sin cambio aún después de 20 hrs., para el recubrimiento con 2.8% de P, que tiene el valor inicial más alto de dureza, se presenta un cambio de dureza relativamente pequeño (de 700 a 800 HK) en esos 15 mins. y disminuye a aproximadamente 750 HK luego de 2 hrs. de tratamiento.

El comportamiento de los depósitos con 6.8% de P, merece un comentario adicional. Aunque la diferencia en composición respecto al que contiene 7.1% P es mínima, para alcanzar el mismo nivel de micro

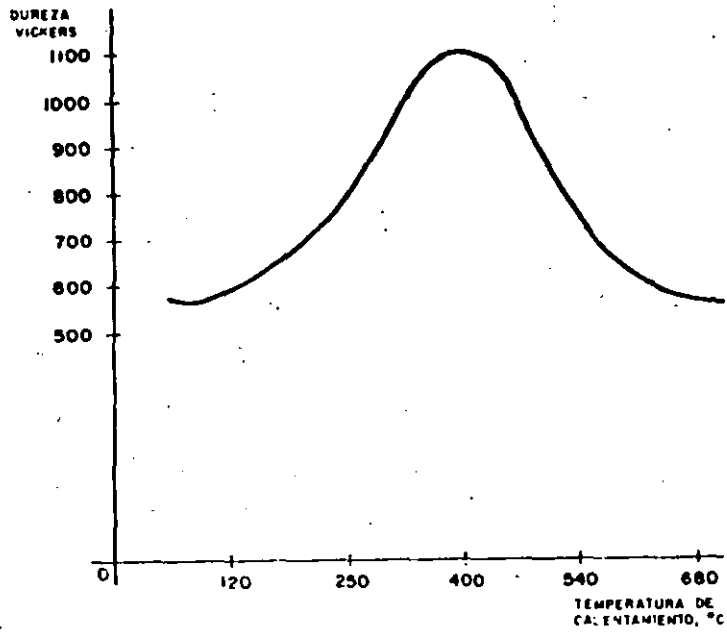


FIGURA 26. Dependencia de la dureza de los recubrimientos Ni-P (8%) en función del tratamiento térmico (3) (1hr.)

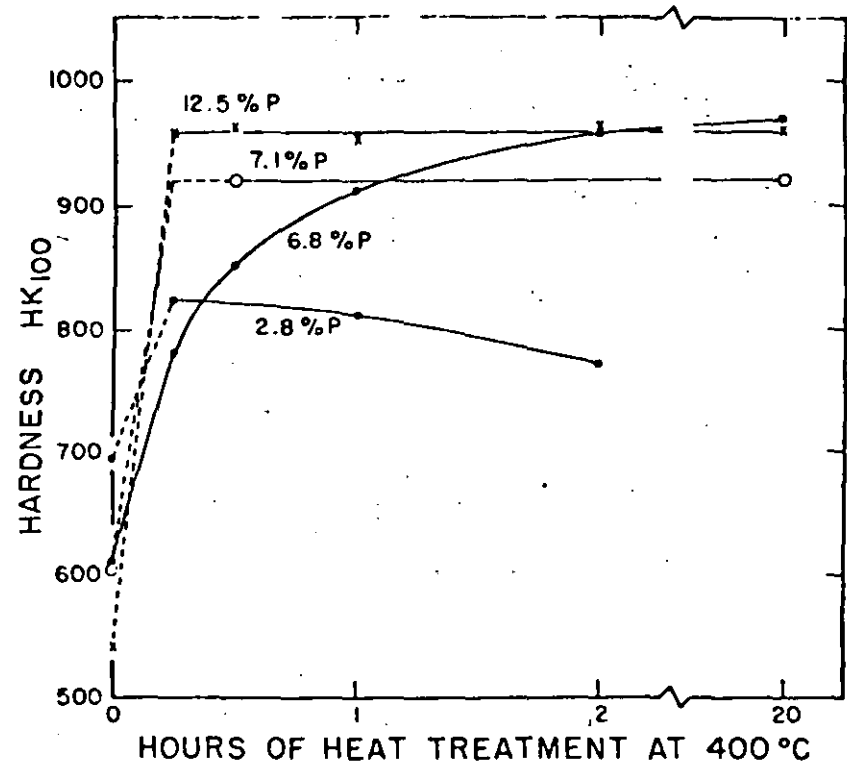


FIGURA 27. Efecto de la duración del tratamiento térmico a 400°C sobre la dureza de los depósitos químicos Ni-P. (14)

dureza, el recubrimiento con 6.8% requiere un poco más de una hora a 400°C, en tanto el de 7.1% lo logra al cabo de sólo 15 mins. y, para alcanzar el valor de microdureza de los depósitos de 12.5% P, requiere de un tiempo aún mayor (~ 2 hrs.). Esto podría indicar junto con aspectos que se analizarán más adelante, el hecho de que el 7% es un porcentaje al cual suceden fenómenos importantes.

En opinión de Johnson y Ogburn (14), la disminución de dureza de las aleaciones de bajo contenido de P, luego del endurecimiento inicial, se supone asociado con la recristalización de níquel.

Los datos respecto a temperaturas de tratamiento más elevadas, son reducidos, pero, en general, existe acuerdo respecto a una disminución de microdureza a medida que la temperatura se eleva, para tiempos de tratamiento pequeños. Sin embargo, conviene indicar algunas cuestiones adicionales.

La Fig. 28 (5) muestra la disminución de microdureza al cabo de 2 hrs. a 600, 700 y 720°C, lográndose el mayor decrecimiento a 600°C.

La Fig. 29 (13), ilustra el efecto de un factor adicional; el % de P en el recubrimiento. Se puede observar, en primera instancia, que

Clave
 A - 600°C.
 B - 700°C.
 C - 720°C.

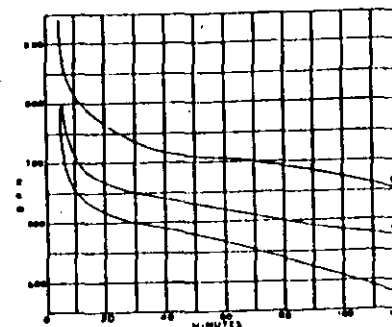


FIGURA 28. Microdureza a temperatura ambiente para diversos tiempos de tratamiento térmico a temperaturas superiores a 400°C (5).

Clave
 o 5.9-6.1%P.
 ▲ 6.8-7.1%P.
 □ 8.6-9.0%P.

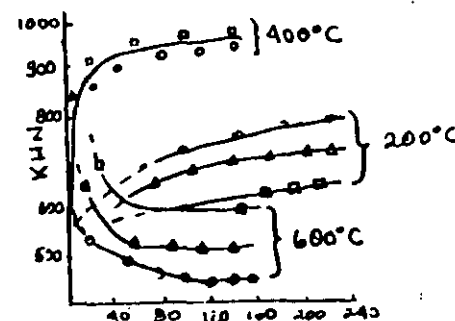


FIGURA 29. Efecto del tratamiento térmico sobre la dureza de los depósitos químicos Ni-P (baño alcalino) (13).

a 200°C, la mayor velocidad de endurecimiento está asociada al menor porcentaje de P, al cabo de 4 hrs. Por otro lado, a 400°C, no se observa prácticamente diferencia en los valores de dureza a pesar de los diferentes contenidos de P, luego de 2 hrs. de tratamiento. Finalmente, a 600°C debe acotarse que el mayor grado de ablandamiento luego de 2 hrs., se presenta también para las aleaciones con contenidos más bajos de P.

Datos obtenidos por Goldenstein, Rostoker, etc. (20), complementan esta información. Al cabo de una hora de tratamiento, ellos encontraron la siguiente relación entre las temperaturas de tratamiento térmico y los valores de microdureza. En el trabajo se emplean diversos materiales base (Al, latón, aceros), formulación ácida.

Temperaturas de Tratamiento (°C) (1 hr.)	Microdureza Vickers (100 g. carga)
400	1195
500	980
600	730
700	665
800	544

Graham y otros (13), (en depósitos sobre cobre y aceros bajo carbono), postulan la idea de que para aleaciones de alto% de P, la más baja velocidad de endurecimiento debe estar asociada a la existencia de una barrera de Energía de Activación, que es función del % de P

y que retarda la presentación de los estados iniciales de la transformación.

Existen muy pocos estudios disponibles acerca de tratamientos de duración prolongada, sobre todo a temperaturas elevadas y su efecto en la microdureza de los depósitos Ni-P. Se conoce poco del trabajo que en ese sentido desarrollan investigadores soviéticos encabezados por Y. Ryabchenkov y otros alemanes (36).

A manera de ejemplo, se mencionan datos obtenidos por estos últimos a dos temperaturas de tratamiento.

Temperatura de Tratamiento (°C)	Hrs. Tiempo de Tratamiento	Microdureza Vickers (100 g. Carga)
400	1	1050
400	100	790
600	1	730
600	100	1000

4.3. Resistencia al Desgaste.

Junto con la dureza y la resistencia a la corrosión, la resistencia al desgaste de los depósitos es una de las propiedades más apreciadas.

Asociada a su elevada dureza, los recubrimientos Ni-P tienen exce-

lente resistencia al desgaste y a la abrasión, tanto en la condición de recién depositado como tratados térmicamente.

Diversas clases de pruebas, han mostrado que existe relación entre el % de P, la resistencia al desgaste y la temperatura de tratamiento térmico.

Así, la Tabla VIII (14), muestra que un tratamiento térmico adecuado puede mejorar la resistencia al desgaste hasta alcanzar niveles similares a los que poseen los recubrimientos de cromo y puede proteger satisfactoriamente diversos materiales.

T A B L A V I I I

RESISTENCIA AL DESGASTE DE ALGUNOS MATERIALES * (14)

<u>Depósito</u>	<u>Trat. Térmico</u> °C/Hrs.	<u>Dureza</u>	<u>Pérdida de</u> <u>Peso (mg.)</u>
SAE 3140	-	HRB - 86	21.0
Cromado Brillante	288/3	HV - 1000	1.5
Niquelado Químico	345/2	HK - 850	0.5
Cromado Brillante	288/3	HV ₁₀₀ - 1000	7.3
Niquelado Químico	345/2	HK - 850	1.3

* Medido como pérdida de peso luego de un número de revoluciones con una carga fija aplicada.

Carga 200 lbs.	<u>Espesor</u>
Duración 11 min.	- 38 micras
Lubricación-Aceite	- 50 micras

La Fig. 30 ilustra el efecto tanto del tratamiento térmico como del contenido de fósforo. Conviene mencionar el súbito cambio de com-

portamiento del recubrimiento recién depositado alrededor del 7%.

En cuanto al tratamiento, es evidente que es mucho mejor la respuesta del material si se trata a 400°C y si el contenido de P es mayor (22).

4.4. Propiedades Mecánicas.

Se ha reportado poco trabajo en lo referente a estas propiedades, en virtud, entre otras razones, de las dificultades que existen para valorarlas adecuadamente.

Baldwin y Such (7) reportaron el efecto de tratamientos térmicos de una hora a diversas temperaturas, para depósitos con 6% de P. En la Fig. 31 se muestra dicho efecto, observándose una relación inversa de la ductilidad con la dureza.

Graham y otros (13) llevaron a cabo un estudio bastante amplio en este sentido. Reportan que con tratamientos térmicos a 750°C (2 hrs.), aumenta la resistencia y ductilidad de depósitos de bajo P, en tanto ambos aspectos disminuyen para los de alto contenido de P.

La disminución se presenta alrededor del 7% de P, lo cual lo asocian estos autores al paso de una matriz de Níquel a una de fosforo Ni₃P.

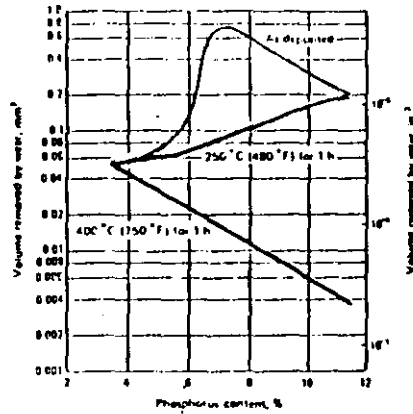


FIGURA 30. Efecto del contenido de fósforo (22) y el tratamiento térmico sobre la resistencia al desgaste de los depósitos químicos Ni-P.

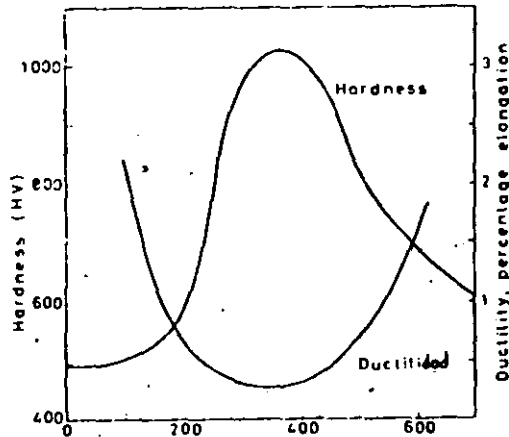


FIGURA 31. Variación de la dureza y ductilidad de un depósito químico Ni-6%P en función de la temperatura de tratamiento (7).

En temperaturas de tratamiento de 200°C, la resistencia y ductilidad aumentan a medida que lo hace el porcentaje de P, en tanto a 400°C, se reporta un decrecimiento significativo en ductilidad.

Spencer, por su lado, menciona en su revisión (6), que la ductilidad se puede mejorar de modo importante si se aplican tratamientos térmicos a temperaturas de 650°C o mayores, encontrándose los mejores resultados con el tratamiento a 850°C (5 hrs.).

Estos datos merecen algunos comentarios adicionales. El primero se refiere a que aún con tratamiento térmico, la ductilidad (en tracción) de los depósitos es bastante limitada, pues en el mejor de los casos, alcanza menos del 3% (porcentaje de elongación), aunque es suficiente (como se mencionó en el capítulo anterior), para los objetos y equipos en que se aplican. Otro aspecto es, como también lo menciona Graham, la dificultad de evaluar con suficiente confiabilidad estas características, situación que queda aún por resolver.

En cuanto a la resistencia a la fatiga, tampoco existen muchos datos y, según menciona Spencer (6), los existentes se deben en buena medida a trabajos desarrollados por investigadores soviéticos.

La pérdida en fatiga (16) ha sido un problema principalmente en depósitos producidos a partir de baños con hipofosfito como reductor y

conteniendo menos del 10% de fósforo en el recubrimiento. El tratamiento térmico tiende a incrementar el efecto negativo en la resistencia a la fatiga. Los depósitos que han sido tratados, pueden con tener mayores tensiones que sin haberlo sido y tienen, en principio, mayor tendencia a agrietarse.

Spencer (6) menciona que muestras tratadas a 400°C, mostraron pérdidas de resistencia a la fatiga de aceros recubiertos con baño ácido, del 20 al 48%, en relación al acero sin recubrir. La reducción es menor en depósitos alcalinos (5-15% aprox.). Esto parece indicar que el tratamiento térmico, particularmente en el nivel de máxima dureza, influencia la condición de esfuerzos superficiales de compresión a tracción y, de este modo, influye significativamente en la resistencia a la fatiga de aceros niquelados químicamente. Tratamientos térmicos a temperaturas más elevadas (650 a 800°C), reducen el efecto dañino y, en ocasiones, lo eliminan. Esto se ha asociado a fenómenos de recristalización y de difusión. Al parecer, también existe relación con el espesor de la capa de Ni-P.

4.5. Adherencia y Esfuerzos Internos.

Como se ha mencionado ya (Cap. III), la presencia de esfuerzos internos guarda relación con el material base, el espesor de la capa

Ni-P, el porcentaje de P, etc., de modo que la respuesta de los diversos materiales recubiertos varía aún con el mismo tratamiento térmico.

Así, por ejemplo, en (6) se menciona que con tratamientos térmicos a $\sim 190^\circ\text{C}$, se incrementan los esfuerzos de tracción en berilio y titanio, en tanto que, para un sustrato de aluminio (depósito con 4%P), los esfuerzos pasan a ser de tipo compresivo.

En otro trabajo (16) se opina que tratamientos térmicos por arriba de 200°C producen contracciones volumétricas de los depósitos (4-6%), lo cual incrementa los esfuerzos de tracción y reduce los esfuerzos de compresión en los recubrimientos.

En lo que se refiere a la adherencia (5), se han obtenido mejoras en este aspecto, en aceros suaves niquelados químicamente luego de tratamientos térmicos a baja temperatura (140-210°C).

Con metales tales como (16) aluminio, también se reportan aumentos de adherencia luego de calentamientos durante hora y media a temperaturas entre 190 y 210°C. Al parecer, esto está asociado a la liberación de hidrógeno.

4.6. Propiedades Eléctricas y Magnéticas.

En lo referente a las propiedades eléctricas, existe consenso (37) (material base, vidrio de borosilicato), (6), en cuanto a la reducción de resistividad a medida que aumenta la temperatura de tratamiento. De hecho, por ejemplo, Gutzelt (5) en su revisión, opina que "la resistividad disminuye como una función de potencia de la temperatura aplicada en el tratamiento térmico".

Desde otra perspectiva en (16), se indica que el tratamiento térmico, al precipitar fósforo de la aleación, puede incrementar la conductividad 3 ó 4 veces, aunque esto también guarda relación con la formulación del baño de niquelado (Fig. 32).

Las cada vez más abundantes aplicaciones, sobre todo en el campo de las computadoras, del recubrimiento Ni-P, han activado el estudio de los tratamientos térmicos como medio de mejorar las propiedades magnéticas de los depósitos. Spencer (6) indicaba que dichas propiedades se incrementan si se aplican tratamientos térmicos a temperaturas mayores a 350°C, lográndose aumentar la respuesta magnética y alcanzar coercitvidades de entre 100 y 300 Oe.

El importante trabajo de Mallory y otros (12) realizado en sustratos de Al y latón, empleando baños ácidos y básicos, permite obtener

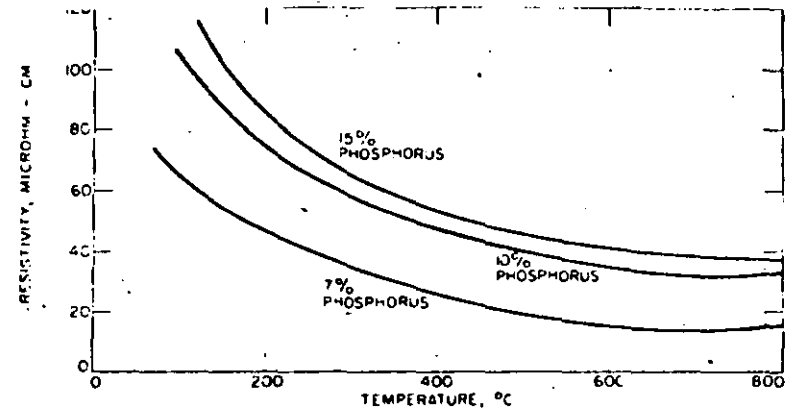


FIGURA 32. Variación de la resistividad con el porcentaje de fósforo y el tratamiento térmico de depósitos químicos Ni-P. (16)

una idea más completa en cuanto a la relación de propiedades magnéticas y tratamiento térmico.

En opinión de Mallory, las propiedades ferro-magnéticas de los depósitos y los cambios, producidos mediante tratamiento térmico, varían significativamente en función del sustrato y de las ligandos que actúan durante la obtención práctica del recubrimiento, los cuales están relacionados, a su vez, con la formulación de la solución empleada para efectuar el depósito.

Encuentra que luego de tratamientos de envejecimiento artificial, se desarrollan propiedades ferro-magnéticas debido a la formación de una estructura de equilibrio ($\text{Ni}_3\text{P} + \text{Ni}$), aumento del tamaño de grano, etc. El tratamiento térmico a 400°C mejora las propiedades magnéticas teniendo un efecto más intenso en depósitos realizados a partir de baños alcalinos que de ácidos. En este caso, se realizó el tratamiento térmico (a diferencia de la mayoría de los casos anteriores hechos en vacío o atmósfera inerte) en aire, no encontrando que este factor ambiental sea determinante para estas propiedades.

También reporta que después de aplicar tratamientos durante 96 hrs. a 270°C , se produce la misma magnetización que al cabo de una hora a 300°C .

4.7: Resistencia a la Corrosión.

Se admite, en general, que el tratamiento térmico tiene marcada influencia en el comportamiento a la corrosión de los depósitos químicocatalíticos de níquel. Sin embargo, los estudios en este sentido son aún escasos y contienen resultados contradictorios.

En (5) simplemente se menciona que el tratamiento térmico tiende, de ordinario, a mejorar la adherencia y la resistencia a la corrosión.

El reciente estudio de Duncan (22) empleando piezas niqueladas con Ni-10 1/2 P, tratadas térmicamente a través de diversos ciclos y expuestas, posteriormente, a soluciones al 10% de HCl, muestran (ver Tabla IX) los efectos de tales tratamientos.

T A B L A IX

EFFECTO DE DIVERSOS TRATAMIENTOS TERMICOS EN LA
RESISTENCIA A LA CORROSION DE LOS DEPOSITOS QUIMICOS
NI-P EN HCl (10%) SOBRE ACEROS (22)

<u>Tratamiento Térmico</u>	(Carga 100 g.) Dureza Vickers del Depósito	<u>Mm/Año</u> Velocidad de Corrosión
Ninguno	480	18
190°C - 1 1/2 hrs.	500	20
290°C - 6 hrs.	900	1200
290°C - 10 hrs.	970	1400
340°C - 4 hrs.	570	500
400°C - 1 hr.	1050	1200

El calentamiento a 190°C, empleado para disminuir posibles problemas debidos a fragilización por hidrógeno, no provocan incrementos significativos en la resistencia a la corrosión. El endurecimiento, sin embargo, sí conlleva el aumento de la velocidad de corrosión desde ~ 15 Mm/año hasta más de 1000 Mm/año. Pruebas en otros ambientes muestran una similar reducción de la resistencia luego del tratamiento térmico.

En cuanto a tratamientos térmicos a temperaturas más elevadas, no existen prácticamente datos publicados.

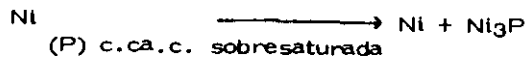
4.8. Mecanismo de la Transformación.

Pese a que se han realizado algunos estudios, permanecen "oscuros" un gran número de aspectos relativos a la transformación.

La primera controversia como se ha indicado antes, es la relativa a la existencia de una estructura cristalina o no en el depósito recién realizado. A través de diversos estudios empleando microscopía electrónica, difracción de electrones y de Rayos X, existen evidencias que sustentan ambas posibilidades.

Se han realizado algunos estudios acerca de la cristalización de aleaciones Ni-P amorfas depositadas electroquímicamente u obtenidas por otros métodos y se han detectado algunas tendencias: (39), (40), (41).

1. Capas de contenidos bajos de P (~ 12% atómico) son, aparentemente, microcristalinas y monofásicas (solución sólida de P en Ni cúbico de caras centradas).
2. A medida que el contenido de P se va acercando al 12% atómico, el tamaño de grano se va reduciendo.
3. Si se calienta esta solución sólida, se lleva a cabo la transformación.



La nucleación y crecimiento de los granos de Ni_3P ocurre simultáneamente con crecimiento de grano de níquel.

4. Capas con contenidos mayores de P, son mixtas conteniendo regiones microcristalinas y zonas amorfas.
5. La cristalización de dichas zonas amorfas involucra la formación de alguna(s) fases metaestables antes de alcanzar las fases estables (Ni y Ni_3P).

Graham (13) en su estudio (empleando cobre y aceros bajo C. como sustratos), menciona la necesidad de una estructura cristalina inicial para poder dar explicación satisfactoria a la secuencia de transformaciones.

En cuanto al desarrollo de las transformaciones durante el calentamiento, Shermensky y otros (26), reportan (usando berilio como metal base) haber detectado una transformación alrededor de los 190-200°C, la que interpretan como el paso de una estructura desordenada hacia una de tipo más ordenado. En otro estudio, empleando métodos de análisis térmico (24), se encuentra para depósitos sobre níquel puro con contenidos de fósforo mayores al 10%, un pico a

310°C, en tanto que depósitos con menos de 10% de P, presentan dos picos, uno abajo y otro arriba de 300°C. Se interpretó la estructura del primero como semejante a la del material recién depositado, en tanto en la segunda, se identificaron Ni y Ni_3P indicando que son las estructuras de equilibrio y el producto final de una serie de reacciones en el estado sólido, afirmación esta última en la que coinciden prácticamente todos los estudios relacionados con el tratamiento térmico de los depósitos (13), (20), (37), (12), (42), etc.

El trabajo esencial en la búsqueda del mecanismo de las transformaciones es, sin duda, a la fecha, el realizado por Graham y sus colaboradores (13) y sobre dicho estudio, con algunas adecuaciones, se comentará en el párrafo siguiente (sustrato aceros bajo C. y cobre).

En general, el planteamiento respecto a las transformaciones es que el mecanismo operante es el endurecimiento por precipitación de Ni_3P . La secuencia de eventos que los lleva a postular este mecanismo, incluyen:

- La detección en muestras recién recubiertas de una orientación preferente Ni c.ca.c (111), cuya intensidad se hace menor a medida que aumenta el % de P. Se observa un incremento en la intensidad de la orientación preferente de la fase níquel luego de trata-

miento térmico a temperaturas de 100 a 750°C, lo cual lo asocian a fenómenos de recristalización y crecimiento.

- Para aleaciones con alto P, la intensidad de la textura del níquel se incrementa a medida que la temperatura de tratamiento térmico se eleva. Para las de bajo P, no sucede lo mismo, siendo menos intensa dicha orientación luego de tratamiento a 750 que a 600°C.
- Sólo después de alcanzar 750°C, se pueden resolver microscópicamente partículas de (Ni) dispersas en una matriz (Ni₃P). A temperaturas más bajas no se puede obtener dicha resolución, si no sólo una estructura laminar.
- La fragilización de los depósitos al ser tratados térmicamente a 400°C, la explican con la idea de que el Ni₃P (que sólo se detecta a partir de esta temperatura), precipita en forma de placas muy delgadas conteniendo zonas que pueden actuar como concentradores de esfuerzos, lo cual provoca entonces dicha fragilización. De tal suerte, la recuperación de resistencia en aleaciones de bajo P (luego de tratamientos prolongados a 600°C), puede atribuirse a la eliminación de esfuerzos debido a la tendencia a modificarse la forma del precipitado de "placas" a esferas.

Otra posibilidad planteada en esta investigación, es la de la suposición de que muchos de los átomos de P (al depositarse), segregan en los límites de grano. Así, la fase rica en fósforo, precipitada durante el tratamiento térmico, formará una fase continua a través de los límites de grano, que puede coadyuvar a la fragilización.

- Se detecta también una orientación preferente Ni₃P $\left\{ 110 \right\}$ (tetragonal de cuerpo centrado).

En suma, proponen a grandes rasgos, el siguiente esquema de transformación:

- En el estado inicial de precipitación, a partir de la solución sobresaturada, los átomos de soluto (P) difunden hacia un plano cristalográfico específico, para, luego de superar algunas dificultades, formar el precipitado.
- Luego de la formación de un número significativo de partículas de precipitado en varias zonas de la muestra, la velocidad de endurecimiento baja y la dureza se acerca a un máximo a aproximadamente 400°C.
- Después disminuye la dureza debido a fenómenos de coalescencia de fases, recristalización y crecimiento de grano, a temperaturas

más elevadas de tratamiento, presentándose crecimiento de grano excesivo en aleaciones de bajo P y restringido en aquellas con contenidos mayores.

La mayor evidencia del mecanismo, en su opinión, es la existencia de una relación entre la textura $\{111\}$ de la fase Ni y la $\{110\}$ del Ni_3P que son paralelas y con distancias interplanares muy semejantes (2.5 y 2.6 \AA). Propone, entonces, los planos $\{111\}$ del Ni como planos hábito o frontera para la precipitación.

Cabe destacar que el mecanismo tradicional de precipitación no puede, sin embargo, explicar la relación inversa encontrada por Graham entre la dureza y la resistencia, pues normalmente el aumento de una va asociado a la elevación de la otra. El estudio atribuye la situación al tamaño de grano inicial que es de 3 a 5 veces menor al que se presenta en los procesos tradicionales de precipitación.

La mayoría de los tratamientos térmicos aplicados a estos depósitos, son de corta duración (1 ó 2 hrs.), sin embargo, existen leves referencias en la literatura respecto a tratamientos más largos (48 hrs. o más) en los que se detecta como cabría esperar, evidencias de difusión. Sin embargo, esta variante ha sido poco estudiada y prácticamente no existe explicación a los fenómenos y propiedades de depó

sitos tratados térmicamente durante tiempos prolongados, sobre todo a temperaturas elevadas.

4.9. Aspectos Económicos.

Se acepta comúnmente que los recubrimientos de níquel químico son más caros que los del tipo electrolítico, basado en costo por unidad de peso depositado. Sin embargo, el costo de dichos recubrimientos está compensado, en parte, por el hecho de que muchas de las aplicaciones del níquelado químico o bien no se pueden realizar o no de modo satisfactorio por un proceso electrolítico. Por ejemplo, el recubrimiento de no conductores (plásticos, cerámicos, etc.), o el depósito en las zonas interiores de tuberías.

Desde el punto de vista del capital invertido, las instalaciones necesarias para el proceso de níquelado químico, son menos cuantiosas (basada en costo por pie^2 de superficie procesada por día). Usualmente, también las operaciones de níquelado químico casi siempre requieren menos espacio que las de níquelado electrolítico.

El costo del proceso varía con la formulación del baño.

Algunos productores de depósitos (principalmente de los Estados Unidos), consideran una repartición de costos para producir el recubri

miento apr. adamente como la siguiente:

Mano de obra (variable con el tipo de parte a recubrir).	40 - 45% del costo.
Costos fijos (Depreciación, mantenimiento).	18 - 21% del costo.
Reactivos químicos.	27 - 33% del costo.

Algunas experiencias obtenidas en diversas plantas, reportan costos para producir una capa de Ni-P de una milésima de pulgada (0.0025 cm.) de espesor, en un área de un pie², de entre 0.40 y 1.20 dólares americanos, de lo cual una parte significativa es el costo del hipofosfito de sodio.

Una burda comparación del costo para depositar 0.454 kg. de Ni de los recubrimientos químicos y los electrolíticos (en Estados Unidos), se puede ver en la Tabla X.

4.10. Aplicaciones.

Los depósitos químicos de níquel son recubrimientos de ingeniería empleados normalmente debido a su excelente resistencia a la corrosión y al desgaste. Debido a estas propiedades, han encontrado utilización en un buen número de aplicaciones en industrias como la pe

T A B L A X

COMPARACION DE LOS COSTOS ESTIMADOS PARA LA DEPOSICION DE 0.454 Kg. DE NIQUEL (16)

<u>COSTOS FIJOS</u>	<u>Niquelado Electrolítico</u>		<u>Niquelado Químico</u>	
	<u>Dólares</u>	<u>Pesos (aprox.) (Mayo '85)</u>	<u>Dólares</u>	<u>Pesos (aprox.) (Mayo '85)</u>
Inversión (amortizada en 10 años) \$40,000.00 (aprox. 9.6 millones de pesos).	3 a 4	720 a 960	3 a 4	720 a 960
Costo - Mano de Obra.	10 a 12	2400 a 2880	10 a 12	2400 a 2880
Costo - Materia Prima (Reactivos principalmente).	<u>1.5 a 2</u>	<u>360 a 480</u>	<u>9 a 12</u>	<u>2160 a 2880</u>
COSTO TOTAL	14.5 a 18	3480 a 4320	22 a 28	5180 a 6720

trolera, química, de plásticos, óptica, de impresión, minería, espacial, nuclear, de computadoras, automotriz, electrónica, textil, del papel, de alimentos, etc.

A continuación, se presentan algunos ejemplos en diversas industrias (3).

- Industria del Automóvil.

Aparatos de inyección para motores diesel, pistones de servo-frenos,

pistones para frenos de disco, cabezas de pistones.

Industria Aeronáutica.

Elementos hidráulicos, tanques y tuberías, elementos de sistemas neumáticos, pistones de venturi, elementos de aparatos para medición. (También electrónica).

Industria Astronáutica.

Superficie de espejo de berilio, elementos de gloscopia, pistones de combustible.

Industria Química.

Calderas, autoclaves y otros recipientes, filtros, intercambiadores de calor, celdas para producción electrolítica de NaOH, compresores, válvulas, elementos de bombas, tuberías.

Industria Electrónica.

Partes de aluminio para soldadura con (Sn), partes de instalaciones de radar, tuberías de emisión, circuitos, núcleos relevadores.

- Industria Nuclear.

Válvulas y tuberías de agua, válvulas y otros elementos para fluoruro de uranio, materiales para separación de isótopos.

- Industria de Plásticos.

Moldes para plásticos, gusanos en máquinas moldeadoras para plásticos.

- Industria del Papel.

Rodillos para producción de papel, rodillos para máquinas de imprimir.

- Industria Textil.

Vías de hilos, cuerpos de bobinas, elementos de husos.

- Industria de Vacío.

Bombas difusoras, válvulas y elementos de conexión, etc.

- Industria Relojera.

Partes con tamaños exactos.

- Centrales de Energía.

Elementos de válvulas p.e. presión de vapor 140 atm, temperatura 585°C.



**FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.
DIVISION DE EDUCACION CONTINUA**

CURSOS ABIERTOS

I CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES

MODULO 4

CONTROL DEL DETERIORO DE MATERIALES

PROTECCION CONTRA EL DESGASTE

EXPOSITOR: M. EN C. ARTURO BARBA P.

*JUNIO
1992*

Antecedentes.

El Desgaste en Materiales Metálicos.

El desgaste en los materiales metálicos puede definirse como el deterioro no intencional de la superficie debido a su uso o al medio ambiente. Este deterioro es inevitable cuando dos superficies en contacto se deslizan o resbalan entre sí bajo carga y movimiento. Lo anterior se debe a que si vemos la microestructura de las superficies en contacto (Fig. 1), observamos que no son perfectamente lisas debido a que tienen valles y montañas, los cuales al momento de el deslizamiento producen rozamientos y posteriormente desprendimiento de material.

El desgaste juega un papel importante en la práctica de la ingeniería debido a que suele ser el principal factor que limita la vida y el rendimiento de los componentes de máquina. El desgaste es, por tanto, una de las influencias más destructivas a las que están expuestas los metales.

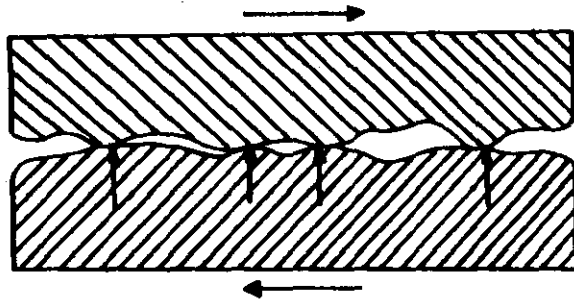


Fig.1 Vista ampliada de dos superficies en rozamiento.

El desgaste en la industria.

El desgaste en la industria abarca situaciones muy diferentes en el campo de la ingeniería y en condiciones de operación, además de ser un factor económico importante dentro de las fábricas, debido a que el gasto anual por reposición de piezas desgastadas es muy elevado. Lo anterior

lo podemos verificar con el siguiente dato: en el año de 1984 la industria británica gastó de 300 a 500 millones de libras esterlinas por el cambio de piezas desgastadas de maquinaria, y esto solo en aquellas industrias que asentaron en sus libros de contabilidad el gasto de "sustitución de piezas". Por otro lado debido al tamaño y complejidad del equipo industrial, son necesarios componentes fáciles de reemplazar, que su reparación no implique la utilización de equipos especiales y con el mínimo tiempo de reparación, ya que por ejemplo puede costar alrededor de 4000 libras esterlinas por hora el hecho de tener parado un taller de laminación por tener que reemplazar una chumacera.

El desgaste encontrado más ampliamente en la industria se puede dividir en las siguientes categorías, tomando en cuenta el porcentaje con el que se presentan (Gran Bretaña):

Desgaste abrasivo	-----	50 %
Desgaste adhesivo	-----	15 %
Erosión	-----	8 %
Rayadura	-----	8 %
Desgaste químico	-----	5%

Estos tipos de desgaste, que serán descritos posteriormente, se presentan en la práctica de cierta manera y luego cambian a otra, por ejemplo: el desgaste adhesivo puede ser el responsable de generar partículas de deshecho las cuales contribuyen al desgaste abrasivo. También pueden haber situaciones en donde dos tipos de desgaste operen simultáneamente como por ejemplo: en los cilindros de los motores diesel que se usan en el mar el desgaste abrasivo y el desgaste químico operan juntos. Es por tanto, muy importante hacer un diagnóstico de desgaste correcto en una situación particular y poner atención en aplicar bien toda la información que esté disponible para tratar de minimizar el desgaste, sobre todo en donde se encuentren mecanismos complejos de desgaste interactuando. La solución a éste problema abarca también la comprensión del rol que juegan las variables de operación y el comportamiento

de los materiales bajo condiciones de servicio. Esta tesis se basa en la posible solución del problema del desgaste por medio de la aplicación de recubrimientos en las superficies de materiales metálicos.

Maquinaria a la que afecta el desgaste.

El desgaste se manifiesta en diferentes partes de máquina y de distintas formas: escofinado en los pistones de un motor de combustión interna, socavadura en los engranes de una transmisión, rozamiento en prensas de ajuste forzado, corrosión por cavitación en la superficie de un cilindro, etc. Debido a esto citaremos ejemplos clásicos en los que se presenta el desgaste en componentes de máquina:

1) Desgaste en los cilindros de un motor de combustión interna.- Es lógico pensar que el rozamiento de los anillos contra las paredes de un cilindro, a pesar de la delgada capa de lubricante, desgasta el metal, pero a este factor se suman la corrosión y la abrasión. Las tres formas de deterioro se confunden en los procesos internos de la máquina, tanto que las pérdidas de material por rozamiento y las partículas de la corrosión son capaces por sí mismas de producir efectos abrasivos. La deformación del cilindro debido al desgaste se presenta principalmente en forma de rayadura suavizada, justo a la altura en donde se detiene el anillo de compresión en el punto muerto superior. Una formación similar pero de mucho menor profundidad, podría observarse a la altura del anillo ventilado en el punto muerto inferior. En el trayecto entre ambos puntos casi no se produce desgaste, lo que prueba que las camisas no intervienen en el desgaste.

Lo que produce el desgaste es el anillo de compresión en el descenso del pistón, el cual desgarrará hacia abajo la pared del cilindro llevándose consigo material de la camisa y perdiendo parte del propio. En condiciones normales esa fricción arrastra una ínfima parte de metal, que sumándose a las horas de trabajo, desgasta poco a poco al motor.

Lo anteriormente descrito no es lo que produce mayor desgaste, sino que es la corrosión el principal factor de la deformación de las camisas.

Apenas comienza su descenso el pistón, en la carrera de trabajo, el anillo de compresión deja tras de sí una zona picada, quizás por el contacto metal con metal, desprotegida de lubricante, lo que la hace sensible al ataque de los productos de combustión de la gasolina que se expande en el cilindro. Así, la combustión produce ácido fórmico u otros ácidos orgánicos, al tiempo que ácido sulfúrico (elemento corrosivo gestado por la presencia de este elemento en el combustible) que atacan a esa zona protegida.

La abrasión se origina por partículas extrañas que ingresan al cilindro a pesar del filtro de aire o con el mismo aceite. En general, el desgaste normal por rozamiento y el de abrasión producen arrastre de material tanto en las paredes del cilindro como en los anillos. La corrosión se concentra en la zona alta de las camisas, ya que la superficie de trabajo de los anillos no está expuesta a ella.

Al desmontar un motor se pueden determinar las principales causas de su desgaste, si la mayor deformación está en las camisas de los cilindros y el desgaste en los anillos es casi nulo, se puede asegurar que la corrosión actuó a sus anchas. Un motor que siempre se movió a temperatura muy baja, que sufrió paradas y arranques en frío, detonaciones y pistoneo por falta de atención en el encendido o manejo inadecuado por parte de su dueño, casi seguramente revelará este cuadro.

2) Desgaste en los baleros.- El contacto entre los balines y los anillos de un balero bajo carga, va a producir deformación y esfuerzos en el área de contacto. Esta deformación se muestra en la figura 2 en forma exagerada, y es cuando el balín es presionado en contra del canal del anillo interior de un balero radial. Una situación similar se presenta en la figura 3, pero en otro plano.

Cuando comienza el rozamiento como se explica en la figura 4, el balín tratará de salirse de la depresión, causando un incremento en la presión con más deformación en la parte delantera del área de contacto, reduciéndose así la presión y la deformación en el área trasera. Por tanto la fuerza resultante no es normal a la superficie de contacto como en las

condiciones estáticas, pero contiene un componente tangencial a la superficie el cual se opone al movimiento.

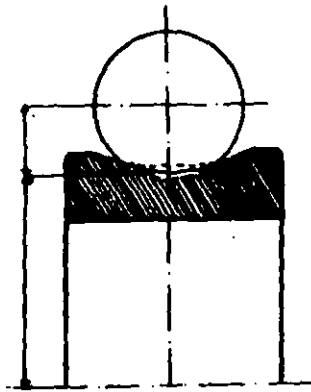


Fig. 2 Deformación entre el balín y el anillo de rodadura bajo carga en el plano del eje del balero.

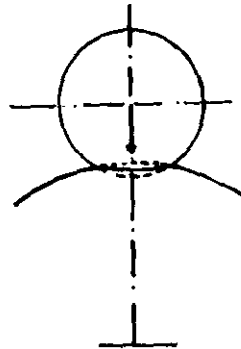


Fig.3 Deformación entre el balín y el anillo de rodadura bajo carga, pero en el plano normal al eje del balero.

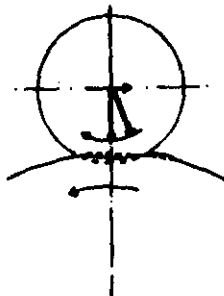


Fig.4 Deformación entre el balín y el anillo bajo rotación.

El desgaste es difícil de predecir bajo condiciones de carga moderada, los baleros pueden operar por períodos extremadamente grandes con un desgaste insignificante usando lubricación por grasa o aceite. Sin embargo, la cantidad de desgaste puede ser influenciada por una gran cantidad de factores:

- 1.- Contaminación del balero por una pequeña cantidad de polvo.
- 2.- Incorrecciones en el montaje.
- 3.- Uso de lubricantes incorrectos.
- 4.- Mantenimiento inadecuado (el depósito de aceite o de grasa debe ser rellenado según se requiera).
- 5.- Contaminación del balero por humedad, la cual puede causar el deterioro del lubricante, causando así más desgaste.
- 6.- La combinación de gran carga, velocidad y temperatura causan un incremento en la presión y en la velocidad de rozamiento, deteriorando de este modo más rápido el lubricante.

A pesar de que se ha estado investigando acerca del desgaste en los baleros y chumaceras, no se ha llegado a ningún resultado satisfactorio para tratar de reducirlo. Esto es debido a que la cantidad de desgaste en un balero y las asperezas que aumentan durante el funcionamiento varían considerablemente de un tipo de aplicación a otro.

Principales tipos de desgaste.

Los principales tipos de desgaste pueden clasificarse de la siguiente manera, tomando en cuenta la naturaleza de las superficies en contacto:

- 1) Desgaste adhesivo (metal con metal).
- 2) Desgaste abrasivo (metal con no metal o con abrasivo metálico).
- 3) Erosión (metal con líquidos o con gases en movimiento).

Estos tipos de desgaste pueden subdividirse si hay lubricación o no y en caso de fricción por deslizamiento o rodamiento. Cada forma de desgaste

está afectada por muchas condiciones tales como: tipo de carga aplicada, velocidades relativas de las piezas en contacto, tipo de lubricante, temperatura, dureza, acabado de la superficie, presencia de partículas extrañas, medio ambiente, compatibilidad de las piezas de acoplamiento implicadas, etc.

Muchas veces las condiciones de las superficies en contacto pueden cambiar durante el deslizamiento, y lo que inicialmente era metal con metal podría volverse metal contra no metal o bien una lubricación que al principio era adecuada puede fallar posteriormente.

1) Desgaste adhesivo.

Este tipo de desgaste comprende el contacto y la interacción entre las asperezas de dos superficies en contacto (Fig. 1), y aunque la carga aplicada sea pequeña, el esfuerzo de contacto es alto debido a que el área real de contacto es muy reducida. Este desgaste es causado por la acción cortante de las microsoldaduras formadas entre las asperezas de las superficies. Estas microsoldaduras son pequeñas salientes que producen fricción debido a la interferencia mecánica, la cual incrementa la resistencia al movimiento posterior. Si la fuerza de impulso es suficiente como para mantener el deslizamiento, las partículas entrelazadas se deforman, y si son de material frágil pueden arrancarse.

Analizado desde el punto de vista atómico, la tendencia natural de las superficies a entrelazarse se origina por la presencia de electrones en exceso o por la carencia de éstos en la superficie de los metales.

Si el proceso de desgaste se repite continuamente el resultado será la pérdida de un pequeño fragmento de metal de alguna de las partes. La transferencia de metal ocasionará rayado, mientras que la pérdida de una partícula de metal causará desgaste abrasivo.

Si la adhesión entre los metales es más fuerte que uno de ellos o de ambos, el metal más débil sufrirá fractura. En este caso, el metal más débil se adhiere al otro.

Las características superficiales de una pieza desgastada por adhe-

sión se muestran en la figura 5, en donde se ve la transferencia de metal.

El grado de adhesión de los metales determina la magnitud del esfuerzo cortante producido entre las superficies en contacto. La solubilidad y el tipo de la aleación de un par de metales indican la tendencia a formar una unión en la interfase.



Fig. 5 Características superficiales del desgaste adhesivo con transferencia de metal (4).

Con objeto de prevenir el rayado y la adhesión de dos metales en contacto deslizante sujetos a lubricación, se debe tener en cuenta el siguiente criterio: El par deslizante deberá estar formado por metales mutuamente insolubles. De esta manera parece ser que el par de metales producirá un menor número de "amarres" (microsoldaduras) y adhesiones más débiles. Con pocos amarres, el número posible de puntos de rayado será menor y con adhesiones débiles la tendencia a la transferencia de metal y al trabajo de enroscamiento de las asperezas quedará reducido al mínimo.

Con objeto de dar una pauta a seguir en cuanto a la selección de material, presentamos la siguiente tabla de compatibilidad de parejas de metales:

Tabla 1. Compatibilidad de parejas de metales.

Pares solubles con poca resistencia a la adhesión				Pares insolubles con buena o regular resistencia a la adhesión			
Disco de acero	Disco de Al	Disco de Cu	Disco de Ag	Disco de acero	Disco de Al	Disco de Cu	Disco de Ag
Be	Be	Be	Be	Ag (b)	Cd(b)	Cr(r)	-
Al	Mg	Mg	Mg	Cd (b)	In(b)	Tl(b)	Cr(r)
Si	Al	Al	Cd	In (b)	Tl(b)	Pb(b)	Fe(r)
Ti	Si	Si	In	Tl (b)	Pb(r)	Bi(r)	Co(r)
Cr	Ca	Ca	Au	Pb (b)	Bi(r)	-	Cb(r)
Mn	Ti	Ti			Zn(r)	Sb(r)	
Fe	Cr	Co					
Co	Fe	Ni					
Ni	Co	Cu					
Zn	Ni	Zn					
Zr	Cu	Zr					
Cb	Zr	Rh					
Mo	Rh	Ag					
Rh	Ag	Cd					
Pb	Sn	In					
Ce	Ce	Sn					
Ta	Ta	Ce					
W	W	Ta					
Ir	Pt	W					
Pt	Au	Pt					
Au	Th	Au					
Th	U	Th					
		U					
Pares insolubles con poca resistencia a la adhesión				Pares que forman compuestos con regular o buena resistencia a la adhesión			
Disco de acero	Disco de Al	Disco de Cu	Disco de Ag	Disco de acero	Disco de Al	Disco de Cu	
Li	C	C	C	C	Sb	Se	
Mg	-	-	Ni	Te	Te	Te	
Ca	-	-	-	Se	-	-	
Ba	-	-	-	Sn	-	-	
				Sb(b)	-	-	

(b)= bueno
(r)= regular

Por otro lado existen varios métodos para controlar el desgaste y dentro de los más ampliamente usados están los siguientes:

- 1.- Pieza de sacrificio. Método en el que se trata de encauzar el desgaste hacia la superficie de la pieza menos costosa. Como ejemplo podemos citar el uso de materiales blandos y de bajo punto de fusión en la fabricación de cojinetes y chumaceras de muñon, en donde el desgaste es desviado de los muñones a las chumaceras.
- 2.- Método de revestimientos superficiales protectores. Este método incluye la protección superficial por medio de películas de pinturas plateado, fosfatado, etc. Este método se explicará con más detenimiento en el próximo capítulo.
- 3.- Lubricación. El desgaste en los materiales metálicos se puede evitar usando algún lubricante como medio de reducción del frotamiento entre dos superficies que se encuentran en contacto y en movimiento una con respecto a la otra. Esta reducción del frotamiento se puede realizar mediante dos mecanismos básicos. El primero consiste en recubrir las dos superficies en contacto con una sustancia, como por ejemplo grafito, a este tipo de lubricación se le da el nombre de lubricación sólida. El otro consiste en que una película de fluido evite que las superficies estén en contacto la una con la otra, con lo que la única resistencia al movimiento es la "tenacidad" o viscosidad del fluido, llamamos a ésta lubricación fluida, que es el método que más se emplea en la práctica.

Por otro lado la lubricación aparte de evitar el desgaste excesivo, evita también el sobrecalentamiento que produce la fricción metálica. Otra ventaja es que debido a que la acción de corte o separación de capas de un lubricante requiere de un mínimo de fuerza, la lubricación permite un considerable ahorro de energía al reducir la fricción.

Debido a que el objetivo de esta tesis no es el tratar de evitar el desgaste por medio de la lubricación, sino por medio de recubrimientos protectores, a continuación daremos solo una peque

En la tabla de recomendaciones generales sobre lubricación.

Empleo	Viscosidad	Observaciones
Lubricación general de máquinas-aceite.	SAE 20	Empleo general en sistemas de circulación. Puede emplearse para cojinetes que giren de 350 a 750 rpm.
Lubricación general de máquinas-aceite.	SAE 30	Empleo general en sistemas de paso único de aceite, por debajo de T = 65 °C y en sistemas de circulación por encima de T = 65 °C.
Lubricación general de máquinas-aceite.	SAE 40	En sistemas de paso único de aceite T = 65 °C con cargas pesadas de impacto.
Engranajes de transmisiones de automóviles.	SAE 80	Se emplea en transmisiones y diferenciales de automóviles a T = 100 °C.
Sistemas hidráulicos.	SAE 10 o SAE 20	Se utiliza en un sistema de lubricación circulante, normalmente son bombas alternativas o de paletas.
Husillos de máquinas-herramientas.	SAE 40	Se usa para sistemas de lubricación continua.
Cojinetes de balines lubricados con aceite.	SAE 10	Se usa para velocidades pequeñas rpm x mm < 25 000
Cojinetes de balines lubricados con aceite.	SAE 20	Se utiliza para velocidades mayores rpm x mm > 25 000
Cojinetes de rodillos lubricados con aceite.	SAE 20	Velocidades pequeñas.
Cojinetes de rodillos lubricados con aceite.	SAE 30	Velocidad media. Tanto para cojinetes de balines o de rodillos debe emplearse contra el herrumbre y la corrosión.

Tabla 2. Recomendaciones generales sobre lubricación.

2) Desgaste abrasivo.

La abrasión involucra la remoción de material de una superficie por la acción mecánica de algún abrasivo, el cual es más duro que la superficie que está siendo desgastada. Las características generales de una superficie abrasada se muestran en la figura 6, en donde se puede ver que el deterioro toma la forma de rayas paralelas en dirección del rozamiento.

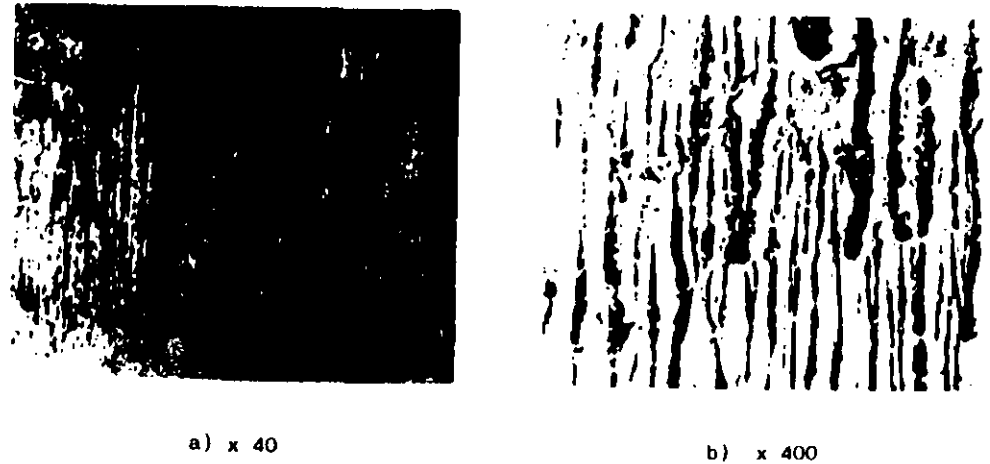


Fig. 6 Características superficiales del desgaste abrasivo vistas con un microscopio electrónico. A x 40; B x 400 (4).

El desgaste abrasivo puede definirse como el desgaste que ocurre a temperaturas normales como resultado del contacto dinámico entre superficies metálicas y partículas o fragmentos abrasivos. Las más elevadas tasas de desgaste ocurren cuando la dureza del abrasivo es considerablemente mayor que la del material abrasado. Como ejemplos de materiales abrasivos comunes podemos mencionar los siguientes: el coque, grava, in-

crustaciones, minerales y arena. Cuando este tipo de materiales está presente en las superficies de contacto, primero penetran el material y después rayan o desgastan partículas metálicas. La facilidad con que éstas partículas metálicas se desprenden depende de la tenacidad del material.

El desgaste por abrasión puede dividirse según su intensidad en dos categorías:

- 1.- Abrasión de alto esfuerzo. Este tipo de abrasión ocurre cuando dos superficies se encuentran en frotamiento en un medio arenoso y con la suficiente fuerza para producir trituración de las partículas del mineral u otros abrasivos que estén atrapados entre las dos superficies, en donde los esfuerzos requeridos para que ésto suceda son bastante altos. A este tipo de abrasión también se le denomina desgaste de tres cuerpos debido a que son tres agentes los involucrados en el proceso. Esto se muestra en la figura 7.

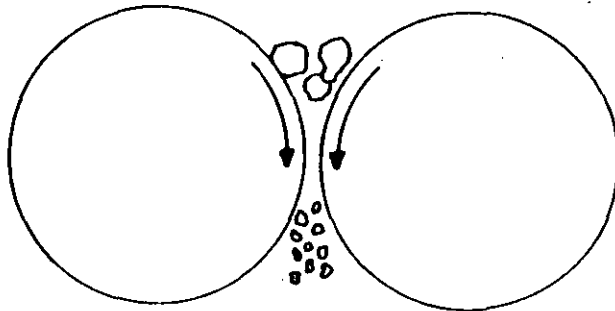


Fig. 7 Desgaste de tres cuerpos: rodillos triturando mineral.

- 2.- Abrasión de bajo esfuerzo. Los principales factores que ocasionan este desgaste, son la velocidad y el impacto cuando el movimiento es paralelo a la superficie. Por lo común la intensidad de este desgaste depende de la dureza de las partículas abradi-

vas y en muchas ocasiones de los filos que éstas tengan. Estas partículas pueden estar suspendidas, ser conducidas por un fluido o pueden fluir por su propio peso.

Los esfuerzos que intervienen en este desgaste solo en raras ocasiones son lo bastante intensos como para romper los granos abrasivos. Este desgaste es a menudo citado como desgaste de dos cuerpos, como lo muestra la figura 8.

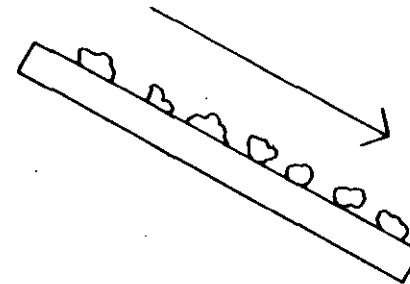


Fig. 8 Desgaste de dos cuerpos: partículas deslizándose y rodando sobre la superficie de un transportador.

La resistencia al desgaste de los materiales es una propiedad que a pesar de no ser una propiedad intrínseca del material, como lo es el módulo de Young o la conductividad térmica, esta relacionada directamente con la dureza de éstos. Se ha encontrado que en las superficies abradadas, la resistencia al desgaste varía linealmente con respecto a la dureza de algunos materiales homogéneos como se muestra en la figura 9.

Esta proporción lineal viene a partir de la definición de la dureza de una superficie, que es la resistencia a la penetración. Con esto podemos deducir que mientras más duro sea el material el desgaste tenderá a ser menor. En general, la resistencia al desgaste es inversamente proporcional al volumen desgastado:

resistencia al desgaste = 1 / volumen desgastado

Esta proporción sólo puede ser aplicada en condiciones de estado estables, por ejemplo: condiciones de desgaste abrasivo o desgaste adhesivo después de que se ha completado el "estreno" o arranque de la máquina y - si no ocurren cambios de un mecanismo de desgaste a otro (desgaste abrasivo a desgaste adhesivo o viceversa).

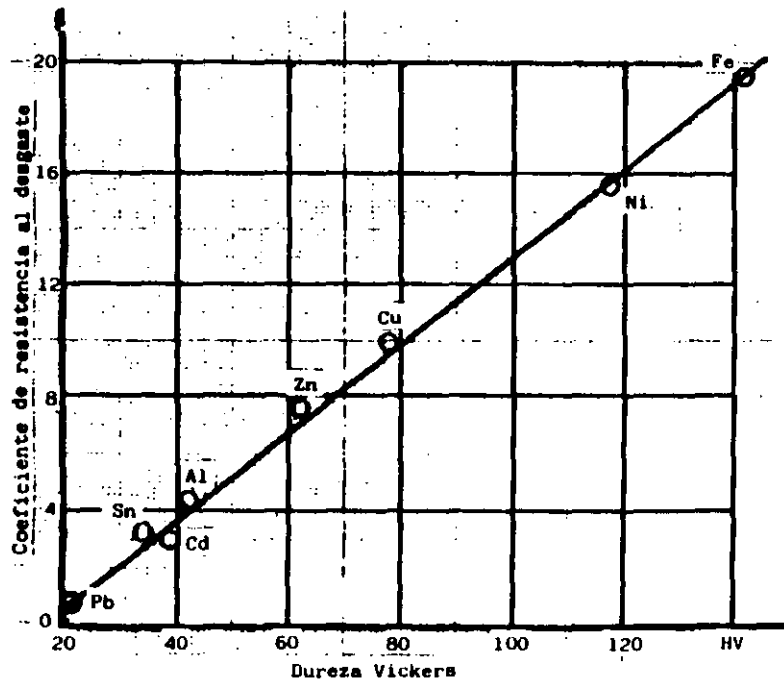


Figura 9. Dependencia de la resistencia al desgaste abrasivo de algunos metales homogéneos con respecto a sus durezas.

También se ha definido a la resistencia al desgaste como el recíproco del volumen por la distancia unitaria de deslizamiento (centímetros cúbicos por centímetros de deslizamiento). La resistencia al desgaste no es un término que esté cuantitativamente bien definido y debería ser usado - sólo en un sentido comparativo, en donde figuras o piezas específicas estén bajo condiciones muy bien definidas.

El desgaste está asociado con la deformación plástica, por lo que nos debe sorprender que metales como el cobalto tengan una buena resistencia al desgaste, debido a que tienen una estructura hexagonal compacta. Desafortunadamente tales estructuras cristalinas no siempre son estables bajo condiciones de operación por ejemplo, el cobalto tiene una buena resistencia al desgaste a bajas temperaturas pero el desgaste aumenta hasta en un 100% cuando la temperatura de contacto sube más allá de 417 °C. Este cambio tan repentino está relacionado directamente con el cambio de estructura del cobalto la cual, es hexagonal compacta abajo de 417°C y cúbica a cara centrada arriba de esta temperatura.

3) Erosión.

El desgaste por erosión es considerado como una forma especial del desgaste abrasivo y generalmente se define como el proceso de destrucción de una superficie y de remoción de material por medio principalmente de fuerzas mecánicas externas. Estas fuerzas se originan debido a múltiples impactos producidos por choques dinámicos de un líquido sobre una superficie sólida. Estos impactos múltiples se pueden ejemplificar con un fenómeno natural: gotas de lluvia impactándose contra el vidrio de una ventana. Cuando estas gotas de lluvia chocan contra un objeto estacionario o con movimiento lento, se puede observar en la superficie del objeto un pequeño deterioro. Sin embargo, si la velocidad del objeto sólido es muy alta, como la de los aviones supersónicos o cohetes, entonces las gotas pueden causar después de cierto tiempo un deterioro más severo. Este tipo de daño erosivo puede también ser causado por el impacto de ciertas partículas tales como partículas de polvo o tierra, este tipo de erosión es llamado ero-

sión por impacto. La presencia de la erosión por impacto no solo se refiere al fenómeno de gotas de lluvia o tormentas de polvo o arena, sino que también ocurre frecuentemente en sistemas hechos por el hombre tales como : erosión en las turbinas de vapor, ocasionada por el impacto de gotas de líquido condensadas, erosión en turbinas de agua, etc. Las características superficiales debido a la erosión por impacto se muestran en la figura 10.



Fig. 10 Características superficiales de la erosión por impacto vistas con microscopio electrónico (x 50) (4).

Un segundo tipo de deterioro por erosión es conocido como erosión por cavitación y puede ser causado únicamente por líquidos. Este tipo de erosión es causado primordialmente por líquidos fluidos o por un objeto sólido moviéndose a alta velocidad a través de un líquido estacionario o con movimiento comparativamente lento. Aunque la erosión por líquidos fluidos puede ocurrir naturalmente como en el cauce de un río, especialmente en los "rápidos", también pueden causar problemas en hélices de lanchas, bom-

bas de agua, válvulas, cojinetes, cilindros de máquinas diesel, etc.

Materiales empleados comúnmente.

La selección de material para la fabricación de algún componente de máquina es muy importante si tomamos en cuenta que la lucha en contra del desgaste empieza a la hora del diseño, escogiendo el material adecuado para que éste pueda contrarrestar el desgaste que se presente en el elemento de máquina.

Para seleccionar adecuadamente un material se deben tener en cuenta los siguientes factores:

- 1.- Se debe conocer que tipo de desgaste pudiera afectar al componente de máquina durante su funcionamiento.
- 2.- Establecer con exactitud las condiciones de operación antes de aplicar los conocimientos de desgaste y fricción.
- 3.- Conocer las características de desgaste de los materiales metálicos.
- 4.- Saber si el material escogido está disponible en el mercado o en el almacén, y si éste se combina con alguna ventaja económica.
- 5.- Hay que hacer la selección en base a la dureza del material, ya que como se mencionó anteriormente a mayor dureza mayor resistencia al desgaste.
- 6.- Se debe tomar en cuenta la solubilidad y compatibilidad de los materiales en contacto. En general, el desgaste es menor cuando la solubilidad es menor. Por esta razón el mayor desgaste se presenta cuando dos materiales idénticos están en contacto, ya que la solubilidad mutua es del 100 %.

A continuación presentaremos algunos materiales que comúnmente se usan para combatir el desgaste:

Fundiciones de hierro.

Las fundiciones son ampliamente usadas para aplicaciones de las má-

quinas de combustión interna, las cuales requieren de buena fricción y resistencia al desgaste. Su uso se ha extendido de tal manera que ya son usadas en las máquinas diesel también. Los componentes críticos para los que se usan las fundiciones incluyen: anillos de pistón, camisas interiores de cilindro y cigüeñales con sus respectivos cojinetes. El hierro fundido en una forma u otra esta lejos de ser el material más usado para este tipo de aplicaciones, se le tienen que añadir tratamientos específicos para extender la eficiencia y la vida operativa de los componentes. Los anillos de pistón son comúnmente electrodepositados con cromo o rociados con plasma con carburos de cromo. Las camisas de cilindro son acabadas por medio de algún rectificado transversal para producir una superficie acanalada que permita la retención de aceite.

Materiales refractarios.

De los materiales refractarios podemos mencionar algunas aleaciones de molibdeno como "TZM" y Mo - 0.5 Ti, las cuales han sido usadas en aplicaciones de deslizamiento, en donde las condiciones son de no oxidación. En las partes en donde se han usado estas aleaciones incluyen cojinetes lubricados por gas inerte o sodio líquido. Bajo condiciones de no oxidación, el TZM es útil arriba de 870 °C.

El molibdeno tiene un módulo de elasticidad grande, esta propiedad lo hace atractivo para la fabricación de flechas que deban resistir a altas temperaturas. Su bajo coeficiente de expansión y su alto módulo de elasticidad lo hacen apropiado para la fabricación de chumaceras. El molibdeno tiene también una excelente compatibilidad con lubricantes de bisulfuro de molibdeno.

Superalcaciones.

Como superaleaciones nos referimos a las aleaciones de alta temperatura con base de acero, cobalto y níquel. Las aleaciones de níquel tienen buena resistencia a la oxidación a altas temperaturas, pero son muy propensas a rasparse y al desgaste estas aleaciones de níquel requieren de algún lubricante o algún recubrimiento protector. Las aleaciones de níquel

son excelentes cuando son usadas como materiales base para recubrimientos por medio de flama o depositación por plasma de recubrimientos refractarios.

Las aleaciones de cobalto son adecuadas para condiciones de contacto en rodamientos. Su dureza esta en el rango de 55 a 62 Rockwell C. Estas aleaciones son seleccionadas para balines y anillos de rodadura en condiciones de servicio de 870°C. Sin embargo, los balines son sensibles a concentraciones de esfuerzos y se pueden agrietar o quebrar cuando rueden sobre deshechos duros de desgaste.

Cermets.

Generalmente la mayoría de los cermets no son adecuados para ciertas aplicaciones debido a su gran fragilidad. Sin embargo, un compuesto que contiene: 59% Cr, 19% Al_2O_3 y 20% Mo es un representante consistente, conocido como "LT-18", el cual tiene resistencia a la oxidación a 1200 °C, buena resistencia al choque térmico y mantiene un adecuado esfuerzo de cedencia a 980°C. Este compuesto es apropiado para aplicaciones de deslizamiento a temperaturas aproximadas de 1100°C y para aplicaciones en cojinetes lubricados con metales líquidos. Los cermets son usados en la fabricación de herramientas de corte al igual que los cerámicos.

Cerámicos y carburos cementados.

Estos materiales a menudo se utilizan en la fabricación de baleros que trabajan a temperaturas superiores a los 815°C, en donde las aleaciones de metal son muy suaves. Los baleros completos, los balines y los anillos de rodadura que trabajan a temperaturas más bajas se hacen normalmente de cermets.

La mayoría de los investigadores establecen que el denso óxido de aluminio (Al_2O_3 prensado en caliente) es el mejor material para la fabricación de chumaceras de balines que operan a 1100°C. Para esta aplicación se ha usado el dióxido de zirconio con mejores resultados, debido a que este compuesto es menos quebradizo que la alúmina.

Muchos carburos cementados se usan para condiciones de rodamiento y deslizamiento. En esta división se incluyen: el "K 162 B" (carburo de níquel con un cementado de níquel-molibdeno), el "KT" (carburo de níquel con un cementado de níquel-molibdeno), el "KT" (carburo de níquel con un cementado de níquel-molibdeno), el "KT" (carburo de níquel con un cementado de níquel-molibdeno).

auto enlazado) y el carburo de tungsteno.

Los cerámicos y los carburos se usan también para aplicaciones de deslizamiento a alta velocidad (sellos de eje para cohetes) en donde el calor de la fricción fundiría las aleaciones metálicas.

Grafito.

Este material tiene potencial para ser usado por arriba de los límites de temperatura si se le pudiera lubricar. Sus esfuerzos tienden a subir con temperaturas arriba de 2370°C aproximadamente y la oxidación se presenta en forma excesiva arriba de los 480°C aproximadamente.

Las propiedades de autolubricación del grafito son influenciadas por el vapor de agua, si éste no se presenta resultará una gran cantidad de desgaste. Para poder librar esta deficiencia se podrían inventar algunos lubricantes secos y aditivos.

Babbitt.

El material ideal para cojinetes y chumaceras debería combinar una gran resistencia a la fatiga y capacidad de transportar carga con un excelente comportamiento superficial y resistencia a la corrosión. Generalmente a medida que la capacidad de transportar carga y la resistencia a la fatiga aumentan, la dureza efectiva de la estructura de la chumacera también aumenta. Esto reduce la tolerancia de polvo (partículas extrañas), desalineamiento, acabado pobre de la superficie y terminados posteriores. Por estas razones el babbitt en el acero, es el mejor material en todos aspectos para esta aplicación. Este material proporciona al acero un buen límite de capacidad de transportar carga para su operación. A medida que el contenido de plomo de la aleación es aumentado, la habilidad de tales aleaciones de sobrevivir con lubricación mínima y de operar a gran velocidad, aumenta. Sin embargo, la resistencia al choque y los altos esfuerzos de fatiga se reducen al mismo tiempo.

El babbitt es un material antifricción que tiene la propiedad de encerrar dentro de sí mismo partículas extrañas. Tiene también la capacidad de deformarse plásticamente y compensar las irregularidades de los cojinetes. El babbitt en el acero es el que proporciona las características de contacto y el acero es el que provee las características mecánicas.

Su empleo se recomienda en condiciones de carga y velocidades moderadas a temperaturas bajas. Se utiliza también en cojinetes, bujes y como soldadura.

Aleaciones de Aluminio-Silicio

En los inicios de los años veintes fue la primera vez que se considero el hecho de tratar de reemplazar el hierro colado por aleaciones de aluminio. La principal atracción de estas aleaciones es su ligereza. En Inglaterra se estila el uso de las aleaciones aluminio-silicio con un contenido de silicio de 11-13% aproximadamente. Otra ventaja de esta aleación es su bajo coeficiente de expansión térmica y su buena resistencia a la corrosión. Las aleaciones de Al - Si son modificadas con fósforo y su aplicación se encuentra en los moldes de cabezas de pistón y monoblocks. Algunas otras aleaciones comerciales que contienen varias proporciones de níquel y cobre son usadas en aplicaciones tribológicas. Con objeto de mejorar las propiedades mecánicas de estas aleaciones cuando son usadas en condiciones de endurecimiento, se les agrega de un 0.8 a un 1.5% de Magnesio.

Bronce.

Los bronce han sido popularmente materiales tribológicos y han constituido una parte inseparable del desarrollo industrial. En la actualidad se emplean grandes volúmenes de bronce en la fabricación de diferentes piezas, sobre todo en cojinetes de deslizamiento. La utilización de los bronce se debe a sus adecuadas propiedades mecánicas, de antifricción, de antidesgaste y a su economía. Las propiedades físicas de más interés son la conductividad térmica y la dilatación térmica. Los materiales con buena conductividad térmica permiten evacuar el calor generado durante la fricción rápidamente, lo cual asegura una temperatura baja en las superficies de rozamiento, disminuyendo así el desgaste y la fricción. Para condiciones de desgaste se seleccionan bronce Sn-Pb-Zn fundidos en moldes de arena, por lo cual analizaremos la influencia de cada uno de estos elementos.

Influencia del estaño (Sn). La inclusión del estaño en un rango de

1-5% no influye en la resistencia a la tracción y en la fricción. Sin embargo se produce un aumento de un 20% aproximadamente en la dureza cuando se pasa al rango del 6%.

Influencia del plomo (Pb). La influencia del plomo en la resistencia a la tracción y en la dureza comienzan a apreciarse a partir de su inclusión por encima del 7%, produciendo un incremento en la resistencia a la tracción y una disminución en la dureza. La inclusión del plomo, mayor del 10% produce una disminución en la fricción.

Influencia del zinc (Zn). La inclusión de zinc en estas aleaciones trae por consecuencia un aumento en la resistencia a la tracción y en la dureza, siendo más marcada su influencia cuando se pasa del 12% en contenido de zinc. El incremento de zinc representa una disminución en la fricción en todo el rango analizado.

Bronce al aluminio (cupro-aluminio). Aleación de cobre y aluminio que contiene de 4 a 11% de aluminio. Este bronce presenta resistencia a la corrosión y gran resistencia a la tracción.

Bronce al berilio. Aleación de bronce y berilio (2 a 3%) que presenta gran dureza después de templarlo desde 800°C y recalentarlo a 300°C. Esta aleación es susceptible al envejecimiento (endurecimiento por precipitación) y resistente a la corrosión; se utiliza para la fabricación de resortes, escobillas, aparatos de medición, etc.

Bronce fosforado (ASTM B139 C). Bronce con un 10- 14% de estaño que se desoxida con un 0.3% de fósforo para mejorar sus propiedades mecánicas. Sus principales características son el que es bastante resistente al desgaste, a la corrosión y que es de bajo costo. Se utiliza en la fabricación de fuelles, diafragmas, discos de embrague, casquillos, varillas para soldadura, etc.

Bronce B-144 (ASTM B-144 3B). Este bronce es un buen metal antifricción, resistente al desgaste bajo presiones y velocidades medias. Se utiliza en cojinetes, equipo eléctrico, partes de bombas, etc.

Bronce autolubricante (ASTM B 438-67 grado 1, tipo 1). Este material tiene una porosidad de 25% para la absorción de aceite. Posee poca tenacidad y ductilidad. Sus aplicaciones son generales donde es difícil lubricar.

Pruebas de desgaste.

Las pruebas de desgaste son exámenes que se aplican a materiales de partes de máquinas, tratando de simular el desgaste que éstos sufren en condiciones de servicio. Estas pruebas son ejecutadas por varias razones:

- 1.- Para comprender mejor los procesos de desgaste.
- 2.- Para poder determinar el efecto de las variables de desgaste.
- 3.- Para caracterizar a los materiales y a los lubricantes.
- 4.- Para seleccionar a los materiales para aplicaciones específicas.

Todo lo anterior nos sirve para tratar de contrarrestar el efecto destructivo del desgaste en la superficie de los materiales metálicos.

1.-Comprensión de los procesos de desgaste.

Partiendo de que ni siquiera el desgaste está adecuadamente definido, lo mismo que los mecanismos de éste, nos damos cuenta de la necesidad imperiosa de tener el concepto de desgaste bien definido, para de esta manera se comprenda mejor la naturaleza del desgaste y así poderlo atacar de una manera más efectiva. El hecho de comprender mejor los procesos de desgaste nos da también una especie de retroalimentación, debido a que con ella podríamos seleccionar mejor los dispositivos de las pruebas, para simular mejor las condiciones de servicio en el laboratorio y tener resultados más confiables.

2.- Efecto de las variables de desgaste.

Las variables que se sabe que afectan al desgaste son las siguientes: temperatura, carga, velocidad, área de contacto, forma de la pieza, distancia de deslizamiento, medio ambiente, propiedades del material, tipos de lubricación, acabado y tipo de movimiento. La determinación del efecto de estas variables nos ayudará en ciertos casos para cambiar las condiciones en el diseño, con lo que tal vez se podrían reducir ciertos problemas de desgaste. De las variables anteriores hay tres de las que necesitamos bas

tante información: área de contacto, forma de la pieza y propiedades del material. El rol que juegan el área de contacto y la forma de la pieza es importante determinarlo para saber hasta que punto se pueden extrapolar los resultados de las pruebas a las condiciones de servicio, en donde existen diferentes tipos de geometrías y formas. El efecto de las propiedades del material nos ayuda en el proceso de selección de material.

3.- Caracterización de los materiales y lubricantes.

Si se tuvieran algunas tablas de desgaste con diferentes materiales y diferentes tipos de lubricación con respecto al desgaste, se podrían resolver problemas específicos de desgaste con más rapidez. Dichas tablas nos servirían para saber que tipo de material o combinación de éstos se podría aplicar para resistir cierto tipo de desgaste bajo diferentes tipos de lubricación. Estos datos le podrían servir al diseñador de partes de máquina como una guía para el desarrollo y mejoramiento de los materiales. Un ejemplo de este tipo de tablas lo tenemos en la tabla 1.

4.- Selección de material en aplicaciones específicas.

Ya que la selección de material está basada en múltiples consideraciones, normalmente pocos materiales son evaluados para su selección. Sin embargo, se debe tomar en cuenta en caso de que se evaluén, si es que las pruebas simulan realmente las condiciones de servicio. Esto será posible cuando todas las variables del inciso 2 se presenten de la misma manera - en las condiciones de servicio y en las pruebas de laboratorio. Si la simulación es correcta será de gran ayuda el poder seleccionar un material que se acople más a nuestra aplicación, de tal manera que no sufra desgaste prematuro y que tenga un buen desempeño durante su funcionamiento.

Las pruebas de desgaste deberían ser consideradas como un útil examen preliminar de un material o método, el cual, tendría como función eliminar por completo la selección de material o método que no prometan un resultado confiable. Una prueba de desgaste no puede dar ninguna respuesta final

en la selección de material. Como ejemplo podemos citar la prueba de tensión la cual, no puede producir ningún resultado final en la selección de algún material para su uso estructural. Los exámenes de desgaste son un factor que solo influencia, más que controla alguna selección de material. Las pruebas también son útiles como un apoyo en la solución de problemas específicos de desgaste debido a su rapidez, facilidad de operación y reproducibilidad, cualidades que no poseen otros exámenes. Gracias a que las condiciones de operación de los ensayos de laboratorio pueden ser exactamente determinadas las pruebas pueden contribuir con valiosa información concerniente a los mecanismos de desgaste.

Para que las pruebas de desgaste puedan ser útiles en solucionar un problema práctico de desgaste, la prueba debe reproducir la mayoría de los rasgos producidos por el desgaste en la práctica sobre las superficies a investigar. De otra manera los resultados de las investigaciones no tendrán valor para el problema. Lo anterior está basado en que un tipo de desgaste como el adhesivo es muy diferente a otro como el abrasivo y pueden estar confundiendo en las condiciones de servicio.

En muchos estudios de laboratorio sobre desgaste, se ha investigado el tipo de desgaste incorrecto y los resultados erróneos de estas investigaciones han causado que todas las pruebas de desgaste sean vistas con escepticismo. Cuando la naturaleza del desgaste está bien entendida hay poca probabilidad de que investigaciones poco fundamentadas puedan ser realizadas, debido a que lo erróneo de examinar un material con un tipo de desgaste incorrecto será detectado rápidamente.

El conocimiento acerca del desgaste se está cristalizando de tal manera que solo hay unos pocos mecanismos básicos por los cuales un metal puede ser desgastado en su superficie. Los principales son, como ya se ha mencionado: abrasión, adhesión y erosión. Se debe tomar en cuenta que bajo condiciones de lubricación, en donde las superficies en contacto están pulidas y en donde no se presentan condiciones de abrasión, adhesión y erosión, el desgaste no se presenta.

En cualquier condición de laboratorio en donde esté simulando alguna condición de servicio en particular, el primer paso es decidir que tipos

de desgaste están afectando tales condiciones. Aunque esto normalmente no es difícil, el éxito de las pruebas de laboratorio sobre desgaste depende del correcto análisis del tipo de desgaste, requiriendo del conocimiento del comportamiento de estos tipos. Después depende de la habilidad de reproducir el tipo de desgaste que se presenta en condiciones de servicio en el laboratorio.

Las pruebas de desgaste han sido tradicionalmente usadas por ingenieros en materiales y por científicos para medir la resistencia al desgaste de los materiales, con el propósito de optimizar la selección o desenvolvimiento de un material para una aplicación dada. En este tipo de pruebas lo que se necesita es estandarización, repetibilidad, comodidad, tiempo corto de prueba, medición fácil y técnicas de clasificación. Últimamente los exámenes de desgaste se han estado usando por ingenieros mecánicos con métodos más complejos para determinar los parámetros del desgaste y así poder establecer la influencia de éstos en el desgaste.

En los años sesentas la Sociedad Americana de Ingenieros en Lubricación (ASLE por sus siglas en inglés) tenía suscritas más de doscientos tipos de pruebas de desgaste y equipo en uso. Esta lista ha ido aumentando desde entonces. Esta gran variedad es el resultado de la necesidad de simular las condiciones de desgaste de ciertas aplicaciones. El equipo del que se habla está principalmente diseñado para uso de laboratorio.

Los elementos generales de las pruebas de desgaste son simulación, aceleración, preparación de la muestra, control, medición y reporte. Simulación es el más crítico. El fenómeno de desgaste puede ser influenciado por la carga, medio ambiente, geometría, movimiento, los medios de desgaste, contracara, etc.

Existen varias pruebas de desgaste normalizadas y registradas en otras asociaciones tales como: La Sociedad Americana de Pruebas de Materiales (ASTM por sus siglas en inglés), en donde están registradas las pruebas: G 77, G 75 y G 83, las cuales, son pruebas de desgaste abrasivo. Y también en la Organización Internacional de Estandarización (ISO, por sus siglas en inglés) en donde se encuentra estandarizada la prueba ISO/TC 79 la cual está hecha con un aparato de desgaste para medir la cantidad de desgaste.

Pruebas de desgaste abrasivo.

La selección y aplicación de materiales para resistir desgaste son las razones por las cuales se usan las pruebas de desgaste abrasivo. El campo de investigaciones de los exámenes de desgaste está impulsado por algunas personas con el fin de mejorar los objetivos de las pruebas, mientras que otros solo admiten las ventajas de éstas. En ambos casos es importante caracterizar cabalmente las condiciones de las pruebas, para determinar la precisión de las técnicas en los ensayos y para interpretar correctamente los resultados. De lo contrario éstos pueden ser engañosos y las conclusiones obtenidas pueden no ser válidas.

La confianza que se les pueda tener a las pruebas de desgaste abrasivo depende de su variabilidad inherente así como su validez para poder predecir el funcionamiento en la práctica. La variabilidad es por lo normal bastante amplia para pruebas de servicio, pero puede ser controlada a un nivel convenientemente bajo.

Los usuarios deberían darse cuenta de que los datos de las pruebas de desgaste están puestos a discusión, así como los resultados de las pruebas ya que, si las situaciones que se dan en el laboratorio no son idénticas a las que se producen en realidad, hay cierto margen de error. Puesto que la validez de las pruebas es poco aceptada, el recurso más conveniente es concluir comparativamente de la observación. El éxito de la prueba dependerá del claro entendimiento del desgaste abrasivo y de una adecuada caracterización de las condiciones abrasivas.

Las variables en las pruebas de desgaste abrasivo se pueden dividir de la siguiente manera: variables de lugar, variables de exactitud y característica del abrasivo.

Variables de lugar.- Estas variables son mejor controladas en el laboratorio que en la práctica, pueden ser cambiadas a voluntad y se espera que tengan una influencia directa en el desgaste observado. Estas variables son: tiempo de funcionamiento, área de contacto, forma de la muestra y avance del abrasivo.

Variables de exactitud.- Este tipo de variables son mucho más complejas y su investigación por lo mismo es más difícil. Las variables son: ta-

maño, angularidad, dureza, aspereza, velocidad, ángulo de choque, la proporción de corte vs deformación, la densidad de carga en superficies desgastadas y otros factores auxiliares, impacto, erosión, temperatura, fatiga y desgaste adhesivo, los cuales también son significativos.

Característica del abrasivo.- La caracterización del abrasivo ha sido un aspecto poco trabajado especialmente en los exámenes de servicio. Muy a menudo los minerales son descritos por su valor en contenido mineral sin poner atención en el volumen de mineral abrasivo. Es importante saber con que tipo de material abrasivo estamos trabajando para poder predecir la dureza con la que atacará al material.

Recubrimientos protectores en contra del desgaste.

Un dilema que comúnmente se presenta en ingeniería es el escoger entre diseñar una parte de máquina de manera que se pueda reemplazar fácilmente o usar una protección superficial con una aleación resistente al desgaste, dándole así una mayor vida útil a la pieza; esta segunda opción va aunada con un costo inicial elevado. Desde el punto de vista de aumentar la vida útil de la pieza, la protección superficial es más efectiva y muestra una ventaja económica.

Muchos son los factores que influyen al desgaste: carga, velocidad, lubricación, material, condiciones ambientales, diseño, etc. Todo esto afecta el rango y naturaleza del desgaste. Debido a que el desgaste ocurre en la superficie de la pieza, el problema del desgaste debe ser abordado modificando o mejorando la superficie, ya sea por métodos químicos, físicos o una combinación de ambos. Los métodos tradicionales incluyen el pintado, sumergido en caliente, anodizado, recubrimiento electrolítico, rociado por medio de plasma, endurecimiento por medio de soldadura, etc.

Ultimamente una amplia clase de tratamientos han sido ideados para mejorar la resistencia al desgaste, ya sea de materiales ferrosos como no ferrosos, y es difícil estar al tanto de los nuevos desarrollos que se hacen, como por ejemplo: implantación iónica, revestimiento iónico, recubrimiento por laser, etc. La selección del tratamiento más apropiado en aplicaciones específicas para resistir el desgaste, se basa principalmente en la experiencia. Estas experiencias han sido comúnmente usadas para rescatar un componente el cual, se ha desgastado demasiado rápido, causando así fallas en poco tiempo de operación u operación antieconómica. Los tratamientos superficiales están siendo incrementados considerando el grado del proyecto y es necesario tomarlos en cuenta al momento del diseño de las partes de máquina. También es importante ofrecer una pauta a seguir para la selección y aplicación de dichos recubrimientos.

Razones para aplicar un recubrimiento superficial.

Los recubrimientos superficiales son particularmente importantes por las siguientes razones:

- 1.- A menudo es posible fabricar componentes de máquina baratos, de materiales disponibles y fáciles de producir con poco consumo de energía. En este caso los tratamientos superficiales pueden ser usados para dar característica de fatiga, de corrosión y de desgaste deseadas.
- 2.- Bajo condiciones adversas, muchos materiales llegan hasta su límite de endurecimiento y debido a que las condiciones externas llegan a ser más arduas, una operación satisfactoria será llevada a cabo gracias a una buena selección de material y al uso de una protección superficial.
- 3.- Como es muy probable que próximamente exista una gran demanda tecnológica para alargar la vida de los componentes de máquina lo mismo que reducir el consumo de energía en los procesos de manufactura, será esencial por tanto, comprender completamente el rol que juegan las propiedades superficiales de los materiales, así como comprender los principios científicos de dichas propiedades para poder aplicar dichos conocimientos.
- 4.- Sería posible cambiar las propiedades de las superficies localmente, ejemplo: en el área de contacto de un rodamiento.
- 5.- Los recubrimientos se podrían aplicar en componentes de máquina grandes que necesiten obtener condiciones de desgaste favorables.
- 6.- Sería posible reparar los componentes desgastados ya sea en su sitio o lugar de operación o después de remover la pieza, facilitando de esta manera que la producción tenga pocas interrupciones.

Los tratamientos superficiales se pueden dividir en tres grandes grupos:

- Tipo 1.- Adición de material a la superficie.
- Tipo 2.- Alteración química de la superficie.
- Tipo 3.- Alteración de la microestructura superficial.

Tipo 1.- Adición de material a la superficie.

En esos tratamientos se lleva a cabo una adición de material a la superficie (un metal llamado metal base. Si el recubrimiento es aplicado

a una pieza recién fabricada como característica o especificación de la misma, el diseño de la parte tiene que tomar en cuenta el hueco o espacio en donde va a ser depositado el material. El maquinado posterior para el acabado de la superficie y la geometría requerida de la pieza también se deben tomar en cuenta. El principal problema de este tipo de recubrimientos es el que se logre una buena adherencia entre el recubrimiento protector y la superficie del material a recubrir. Se debe poner cierto énfasis en la preparación adecuada de la superficie. El objetivo de este tipo de recubrimientos es el injertar un metal con propiedades físicas y mecánicas especiales sobre la superficie de un componente manufacturado de un metal base más barato. Este tipo de revestimiento para aplicaciones de desgaste se distingue de los que se usan para aplicaciones decorativas en dos puntos particularmente:

- 1.- Se requieren condiciones de recubrimiento con un control mucho más estricto.
- 2.- El espesor del depósito es de entre 0.05 y 5 mm, en comparación de algunas micras que se usan en el revestimiento decorativo.

Tipo 2.- Alteración química de la superficie.

Estos tratamientos no llevan a cabo adición de material, lo que causaría crecimiento o cambio en las dimensiones. Todos los cambios ocurren dentro de la superficie original del metal base.

Los recubrimientos de conversión química se producen por medio de la transformación de una superficie metálica en una nueva forma no metálica con propiedades diferentes a la de la superficie original. Los mejores ejemplos de revestimientos de conversión son: fosfatado, tufftriding y sulfinado. Estos revestimientos de conversión son relativamente delgados y por tanto son planeados principalmente, para ayudar en el principio de rozamiento de dos metales en contacto bajo condiciones no abrasivas, más que para mejorar el comportamiento de una superficie en deslizamiento a largo plazo.

El uso de los recubrimientos de conversión química habilita a los ingenieros para:

- 1.- Permitir la substitución de un material menos caro y f... mente

fabricable, sin sacrificar su desempeño.

- 2.- Mejorar substancialmente el funcionamiento potencial de alguna pieza, particularmente por medio de la reducción del desgaste durante el "estreno" de la máquina.
- 3.- Extiende la vida útil del componente de máquina.

Tipo 3.- Alteración de la microestructura superficial.

Estos tratamientos incluyen un cambio de composición en la microestructura superficial el cual, permite un incremento en la dureza de la superficie. Este cambio de composición es realizado por medio de un tratamiento térmico. De estos tratamientos los más convencionales son los métodos de endurecimiento por inducción y por flama.

Mientras estas técnicas tienen un avance continuo últimamente se ha levantado mucho interés por el uso de los rayos electrónico y laser los cuales, han pasado el cambio de ser una curiosidad de laboratorio a ser un método de endurecimiento superficial selectivo para herramientas. En ciertas aplicaciones industriales se sugiere que estas técnicas sean complementarias en vez de que compitan con los métodos tradicionales. Su principal característica es que mejoran el alcance del endurecimiento superficial selectivo.

Electrodeposición.

La resistencia al desgaste de una pieza de metal puede mejorarse electrodepositando un metal más duro sobre su superficie. Los metales que más a menudo se electrodepositan son: cobre, estaño, cromo y níquel. Algunos ejemplos se muestran en la tabla 3.

El revestimiento de cromo es el más usado para aplicaciones de resistencia al desgaste y tiene dos tipos empleados industrialmente: cromo duro y cromo poroso. El recubrimiento de cromo duro es el mismo que el usado para propósitos decorativos, sólo que mucho más grueso, generalmente tiene un espesor de 0.0025 a 0.25 mm. De todos los recubrimientos actuales para obtener resistencia al desgaste, el cromo duro es el que más largo historial tiene, con lo que se denota su efectividad. Gracias a este proceso se ha mejorado el funcionamiento y se ha extendido la vida de los

componentes de máquina hasta tres veces más. Un ejemplo de su uso lo encontramos en las motocicletas japonesas que en su mayoría, se les aplica cromo duro en sus cilindros.

El revestimiento de cromo poroso tiene sobre su superficie, cuidadosamente controlados agujeros o canales para mantener lubricantes. El término es engañoso ya que por debajo de la superficie preparada especialmente no es más porosa que el revestimiento común de cromo duro. Otro factor que contribuye a reducir el desgaste es el bajo coeficiente de fricción del revestimiento de cromo. El recubrimiento de cromo se utiliza en los cilindros y anillos para pistón de motores de combustión interna. Otra propiedad útil de este recubrimiento es que no se suelda con el calor creado por la fricción. La dureza del revestimiento de cromo duro es equivalente a 1000 Vickers. Este recubrimiento es muy usado para recuperar piezas.

El revestimiento de níquel es bastante más suave que el de cromo, pero en muchos casos es lo suficientemente duro para el propósito de que se trate y es también más económico. Un revestimiento de níquel puede terminarse por medio de un maquinado, mientras que uno de cromo debe esmerilarse. Una ventaja del revestimiento de níquel es su mejor capacidad de electrodepositarse uniformemente sobre el cátodo, en comparación con las soluciones del revestimiento de cromo. El revestimiento de níquel tiene una dureza de 140 a 425 Vickers, dependiendo de la formulación de la solución química del recubrimiento de níquel utilizada.

Anodizado.

La formación de una cubierta de óxido por anodizado puede utilizarse para mejorar la resistencia al desgaste de ciertos metales tales como: cromo, aluminio, magnesio, zinc y sus respectivas aleaciones. En el anodizado la pieza a recubrir es el ánodo y capas de óxido se forman en la superficie del metal base. Como la capa de óxido nueva se forma adyacente al metal base, a fin de que el proceso continúe, las capas de óxido previamente formadas deben ser suficientemente porosas para permitir que los iones de oxígeno pasen a través de ellas.

La producción de una superficie dura resistente al desgaste por anodi-

rado ha ampliado en mucho los usos del magnésio y sus aleaciones. Las cubiertas anódicas se utilizan también como base para la adherencia de pintura.

El anodizado de zinc produce una cubierta que tiene mayor resistencia al desgaste que las películas de cromato. Las cubiertas anódicas de zinc se utilizan en casquillos para cartucho, paletas para hélices de aeroplano, telas de alambre y estantes de refrigerador.

El anodizado de aluminio es simplemente un método para formar una cubierta de óxido mucho más gruesa que la que puede obtenerse por exposición al aire. Las piezas de avión como pistones hidráulicos, engranes, tornillos, levas, uniones y cerraduras de fricción se hacen de aleaciones de aluminio de cubierta dura.

Difusión.

Los métodos de difusión son utilizados para incrementar la dureza superficial, por medio del aumento del porcentaje de carbono, aunque el centro de la pieza recubierta sea tenaz. Diversos son los métodos que tenemos para mejorar la resistencia al desgaste por medio de difusión. Aquí presentamos los más comunes:

Carburización	Nitruración
Cianuración	Cromatizado
Carbonitruración	Siliciado

Carburización.- Este es el más viejo y uno de los más baratos métodos de endurecimiento superficial. La carburización comercial puede llevarse a cabo por medio de un material sólido, de gas rico en carbono o por un medio líquido. El primer proceso indicado es en donde las piezas están rodeadas por un proceso carburizante en un recipiente bien cerrado. El recipiente se calienta a la temperatura adecuada, durante el tiempo requerido y luego se enfría con lentitud. Este método no se presta para alta producción. Las principales ventajas de este método son que no se requiere una atmósfera muy preparada, que es eficiente y económico para el procesamiento individual de pequeñas cantidades de piezas. Las desventajas son que no es muy adecuado para producir partes delgadas superficiales carburizadas que deban controlarse a tolerancias reducidas, que no

puede proporcionar estrecho control del carbono superficial que se obtiene y que las piezas no pueden templarse directamente desde la temperatura de carburización.

La carburización por gas puede ser por lotes o continua y se presta para producir en gran escala tratamientos térmicos. El acero se calienta en contacto con monóxido de carbono y/o un hidrocarburo, que fácilmente se descompone a la temperatura de carburización (926°C). El hidrocarburo puede ser metano, propano, gas natural o hidrocarburo fluido vaporizado. La práctica comercial es utilizar gas transportador y enriquecerlo con uno de los gases de algún hidrocarburo. La carburización por gas permite un manejo más rápido debido a que se puede templar directamente, es de menor costo, tiene alrededores más limpios, control de calidad más estricto y mayor flexibilidad de operación en comparación con la carburización por medio de material sólido.

La carburización por líquido es un método de endurecimiento superficial del acero que consiste en colocar a éste en un baño de cianuro fundido de modo que el carbono se difundirá desde el baño hacia adelante del metal y producirá una parte superficial comparable a la resultante de la carburización por sólido o por gas. Las ventajas de la carburización por líquido son: la eliminación de oxidación y problemas de hollín, la profundidad de la superficie dura y el contenido de carbono son uniformes, la gran rapidez de penetración y el hecho de que el baño proporcione alta conductividad térmica, reduciendo así el tiempo requerido para que el acero alcance la temperatura de carburización. Las desventajas son: que las piezas deben lavarse totalmente después del tratamiento para prevenir el herrumbre, que es necesario una revisión y ajuste regulares de la composición del baño (a fin de obtener profundidad uniforme de la superficie endurecida), algunas piezas no pueden manejarse porque flotan o llevan cantidades excesivas de sal y que las sales de cianuro son venenosas y requieren de ciertos cuidados.

Nitruración.- Este es un proceso de endurecimiento superficial para aceros aleados en una atmósfera constituida por una mezcla de gas amoníaco y amoníaco disociado. La efectividad del proceso depende (forma-

ción de nitruros en el acero por la reacción del nitrógeno con ciertos elementos de aleación. Aunque, a temperaturas adecuadas y con la atmósfera adecuada, todos los aceros son capaces de formar nitruros de hierro. Los mejores resultados se obtienen en aquellos aceros que contienen uno o más de los principales elementos de aleación que forman el nitruro. Estos elementos son: aluminio, cromo y molibdeno.

Las piezas a nitrurar se colocan en un recipiente hermético, a través del cual se proporciona continuamente la atmósfera de nitruración, mientras que la temperatura se eleva y mantiene entre 490 y 560°C. El ciclo de nitruración es muy largo, dependiendo de la profundidad de la superficie dura deseada. La figura 11 muestra una figura típica de la superficie endurecida por este método.



a) x 100



b) x 500

Figura 11. Microestructura que muestra una porción externa nitrurada por el proceso Floe de doble etapa, durante 8 hrs. a 525°C. (1).

Como la nitruración se realiza a temperaturas relativamente bajas y no se necesita templado, la distorsión se reduce a un mínimo, aunque algún crecimiento ocurre debido al aumento en volumen de la superficie endurecida. Sin embargo, este crecimiento es constante y predecible para una pieza y ciclos dados, de tal modo que en la mayoría de los casos las piezas pueden maquinarse muy próximas a sus dimensiones finales antes de la nitruración. Esto es una ventaja de la nitruración sobre la carburización. Algunas piezas complejas que no pueden endurecerse superficialmente a satisfacción por carburización, se han nitrurado sin dificultad. La resistencia al desgaste es una característica sobresaliente de la porción externa nitrurada y origina su selección en la mayoría de las aplicaciones. La resistencia a la fatiga es también una importante ventaja. La resistencia a la corrosión de los aceros inoxidables se reduce considerablemente por medio de la nitruración. Entre las desventajas de la nitruración están los largos ciclos que generalmente se requieren, la fragilidad de la superficie endurecida, el costo de la atmósfera de amoníaco y el control técnico requerido.

Cromatizado.— Este proceso consiste en la introducción de cromo dentro de las capas superficiales del metal base. El proceso no está restringido a materiales ferrosos y puede aplicarse a níquel, cobalto, molibdeno y tungsteno para mejorar la resistencia a la corrosión y al calor.

Cuando se aplica a hierro o a acero convierte la capa superficial en una porción externa de acero inoxidable. Si el acero contiene grandes cantidades de carbono (superiores al 0.60 %), los carburos de cromo se precipitarán incrementando la resistencia al desgaste. El proceso de cromatizado más ampliamente utilizado se basa en el principio de transferencia de cromo a través de la forma gaseosa a temperaturas elevadas. Las temperaturas utilizadas varían desde 900 a 1100°C. Estas altas temperaturas pueden producir alguna deformación y crecimiento de grano durante el tratamiento. Los aceros cromatizados de alto contenido de carbono tiene una dureza de 800 a 1000 Vickers y un bajo coeficiente de fricción. El cromatizado se emplea en troqueles forjados a martinete, herramientas, martinets hidráulicos, pistones y ejes para bomba.

Cianuración.- Este método de endurecimiento produce superficies externas endurecidas de carbono y nitrógeno por medio de atmósferas gaseosas. Las temperaturas que se utilizan son inferiores a las empleadas en carburización estando entre 760 y 870°C. La exposición es por un tiempo más corto y se producen partes externas más delgadas, hasta 0.25 mm.

La proporción de nitrógeno y carbono en la superficie dura externa producida por un baño de cianuro, depende de la composición y de la temperatura del baño, siendo esta última la más importante. Generalmente, el contenido de carbono de la superficie endurecida es menor que el producido por la carburización, variando desde 0.5 hasta 0.8%. La superficie endurecida también contiene hasta 0.5% de nitrógeno; por ende, las superficies endurecidas resistentes al corte por lima pueden obtenerse en el templeado, a pesar del relativamente bajo contenido de carbono.

Este proceso es particularmente útil para partes que requieren una porción externa muy dura y delgada, como tornillos, pequeños engranes, tuercas y pernos. Las principales desventajas de la cianuración son: las piezas deben ser lavadas totalmente después del tratamiento para prevenir el herrumbre, es necesario una revisión y ajuste regulares de la composición del baño (a fin de obtener una profundidad uniforme de la superficie endurecida), algunas piezas no pueden manejarse debido a que flotan o llevan consigo cantidades excesivas de sal y las sales de cianuro son venenosas y requieren de cierto cuidado en su manejo.

Carbonitruración.- Este es un proceso de endurecimiento superficial en donde se utilizan temperaturas idénticas a las de cianuración, pero producen una porción externa de más espesor 0.76 mm aproximadamente. El proceso consiste en calentar un acero en una atmósfera gaseosa de tal composición que el carbono y el nitrógeno se absorben simultáneamente.

El término carbonitruración es engañoso por que implica un proceso de nitruración modificado. Realmente el término nitrocarburización sería más descriptivo. El proceso también se conoce como cianuración seca y cianuración por gas. Las atmósferas utilizadas en la carbonitruración incluyen una mezcla de gas portador, gas enriquecedor y amoníaco. El gas portador suele ser una mezcla de nitrógeno, hidrógeno y monóxido de carbono.

El gas enriquecedor es generalmente propano o gas natural.

Las propiedades de este método son equivalentes a las de carburización por gas. También se ha encontrado que la resistencia de una superficie carbonitrurada al reblandecimiento durante el revenido es marcadamente menor que la de la superficie carburizada. La figura 12 muestra una superficie externa carbonitrurada.



a) x 125

Figura 12. Porción externa carbonitrurada sobre un acero AISI C1213. Calentado a 850°C durante 20 min., en una atmósfera de amoníaco-propano, y luego templado en aceite. Profundidad de la porción externa 0.635 mm (1).

Siliciado.- Este método consiste en la impregnación de un material de base de hierro con silicio. El proceso se lleva a cabo en el intervalo de temperatura de 930 a 1010°C. La pieza se calienta en contacto con un material que contiene silicio (como carburo de silicio) y se utiliza gas cloro como catalizador. La profundidad de la superficie endurecida varía desde 0.27 hasta 2.54 mm, dependiendo principalmente del contenido de carbono en el material base. La superficie endurecida producida contiene alrededor

dor de 14% de silicio y es esencialmente una solución sólida de hierro-silicio. Las superficies endurecidas siliciadas son difíciles de maquinar, aunque la dureza es solo de 80 a 85 Rockwell B. El incremento en la resistencia al desgaste por siliciado se debe a su bajo coeficiente de fricción y a las propiedades de soldarse por fricción. Las superficies endurecidas siliciadas se han empleado en ejes para bombas, eslabones de transportadores de cadena, camisas de cilindro, guías de válvula, válvulas y accesorios para las industrias química y petrolera.

Endurecimiento superficial por medio de soldadura.

Cuando se ha tomado la decisión de endurecer la superficie de alguna parte mecánica por medio de algún método de soldadura, el material que se use para recubrir deberá ser seleccionado de acuerdo al tipo de desgaste que la parte mecánica tenga que resistir. Después de que se ha elegido el material se tiene que checar cual proceso de depositación por soldadura que esté disponible pueda combinar una aplicación económica con un buen desarrollo del recubrimiento.

La principal característica de los procesos de soldadura es que son más económicos que otros y que se pueden aplicar a diferentes sustratos. Lo que se debe tomar en cuenta es que hay algunos materiales que pueden ser endurecidos fácilmente y otros a los que se le debe prestar un cuidado especial y que son endurecidos con mayor dificultad. A continuación se presentan una serie de ejemplos de cuando el endurecimiento superficial por soldadura es fácil y cuando no lo es tanto.

Endurecimiento superficial fácil de aplicar.- Cualquier proceso de soldadura puede ser usado para endurecer la superficie de algún acero de bajo y medio carbono, en donde tanto el precalentamiento como el postcalentamiento no siempre son necesarios. Sin embargo, para los aceros con alto contenido de carbono el tratamiento térmico es normalmente necesario. Un tratamiento similar es apropiado para aceros de baja aleación, éstos materiales proveen de una excelente base para el tratamiento de endurecimiento superficial. El endurecimiento superficial puede ser aplicado a un acero inoxidable al cromo-níquel por cualquier proceso de soldadura. La es-

tabilización del columbio de el acero inoxidable es importante cuando se usa un proceso de oxiacetileno, para prevenir la sensibilización de la zona afectada por el calor, con lo que se perdería resistencia a la corrosión. Los patrones cambian para un acero con un 11-14% de contenido de manganeso, ya que tales superficies requieren ser endurecidas superficialmente usando un proceso de soldadura por arco; también es importante mantener fría la superficie que se va a recubrir, lo que se puede lograr por medio de soldadura por brinco o con un enfriamiento con agua.

Endurecimiento superficial no tan fácil de aplicar.- Uno de los materiales más difíciles para endurecerse es el hierro colado, el cual requiere del uso de un proceso de soldadura de oxiacetileno para partes pequeñas, de un precalentado cuidadoso, de un postcalentado y de un enfriamiento lento. Para partes más grandes, en donde el precalentado es poco práctico se puede usar un proceso de soldadura eléctrica.

Cuando se trabaja con acero inoxidable 321 es preferible usar un proceso de gas inerte ya que el recubrimiento de oxiacetileno tiende a ser poroso. Por otro lado, el acero inoxidable 400 puede ser endurecido usando cualquier proceso de soldadura. El problema con estas superficies es el gran cuidado que se debe de dar al precalentamiento, al control de la temperatura de interfase y al tratamiento post-soldadura, con el propósito de obtener un recubrimiento libre de roturas. Las partes tratadas por calentamiento siempre deberán recocerse antes del endurecimiento superficial.

Herramientas y piezas de acero también deben ser recocidas antes de que se les aplique la soldadura. El enfriamiento debe ser controlado. En la tabla 3 presentamos las categorías de sustratos metálicos para la aplicación de soldadura. A continuación presentaremos algunos métodos de soldadura aplicables para endurecimiento superficial.

Rociado metálico.- Este proceso se ha utilizado por muchos años en la recuperación de piezas, para su reconstrucción y para reparar superficies desgastadas. Las cubiertas rociadas pueden aplicarse por diversos métodos: metalizado, revestimiento metálico por llama, depositación por medio de un arco de plasma el cual puede depositar casi todos los materiales inorgánicos.

Endurecimiento superficial de fácil aplicación

- Aceros de bajo y medio carbono (arriba de 0.4 % de C).
- Aceros de alto contenido de carbono.
- Aceros de baja aleación.
- Níquel.
- Aceros inoxidables al cromo-níquel.
- Acero inoxidable con niobio estabilizado.
- Aceros con un contenido de 11-14 % de manganeso.

Endurecimiento superficial de difícil aplicación.

- Hierro colado.
- Acero inoxidable con titanio estabilizado.
- Aceros inoxidables al cromo.
- Herramientas y troqueles de acero.

Tabla 3. Categorías de sustratos metálicos para la aplicación de soldadura para endurecimiento superficial.

El metalizado suele hacerse alimentando automáticamente un alambre de metal a una velocidad controlada a través de una pistola de metalizado (Figura 13). Aire, oxígeno y un gas combustible se suministra a la pistola por medio de mangueras y forman una llama de alta temperatura y gran velocidad alrededor de la punta del alambre. Esta punta se funde continuamente y las partículas de metal líquido se dirigen a la pieza por la llama de alta velocidad. Cuando chocan contra la superficie dichas partículas se aplastan para formar discos de forma irregular. Al mismo tiempo estas partículas se fuerzan dentro de los poros e irregularidades de la superficie para proporcionar adherencia mecánica con el material previamente depositado. La naturaleza de los óxidos formados bajo condiciones de metalizado, determina en alto grado las propiedades físicas del depósito. Los metales que forman óxidos densos y tenaces con buenas propiedades físicas como: acero al cromo, bronce al aluminio y aleaciones aluminio-silicio muestran una resistencia al desgaste relativamente alta en la parte rociada. Los metales que forman óxidos sin cohesión y desmenuzables, como los latones

el cobre, producen cubiertas de baja resistencia.

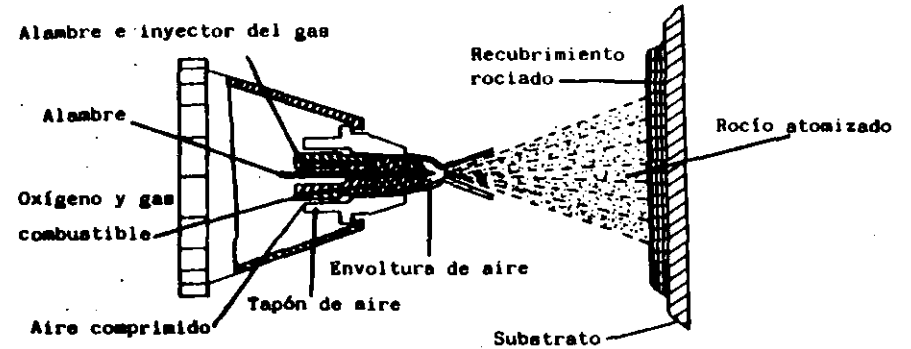


Figura 13. Diagrama de una sección transversal de una pistola de alambre para rociado metálico.

Otro método de metalizado emplea polvo aplicado con una pistola de oxiacetileno (Fig. 14). La pistola puede rociar polvo de metal en el sitio adecuado o sobre casi cualquier superficie. Es necesario precalentar la superficie cubierta para fundir el depósito metalizado. La pistola de polvo puede aplicar cubiertas delgadas y es útil para metalizar aleaciones duras y resistentes a la corrosión la mayoría de las cuales, son materiales de base níquel o de base cobalto que contienen: cromo, boro y silicio. Los polvos de aluminio, estaño y zinc pueden rociarse con la pistola de polvo.

Otro método de metalizado es el que se hace por medio de arco de plasma, el plasma es un flujo luminoso de gas ionizado producido al pasar a través de un arco eléctrico. Una ventaja del proceso de plasma es que el oxígeno y el gas de combustión, así como sus productos de combustión, están ausentes del flujo de gas. La figura 15 muestra esquemáticamente los detalles de una pistola de rocío de plasma. La desventaja del rociado de plasma con arco eléctrico es que se deben emplear medidas de seguridad muy es-

trictas, debido a los riesgos por las altas temperaturas producidas, el alto nivel de ruido, los productos tóxicos y la radiación.

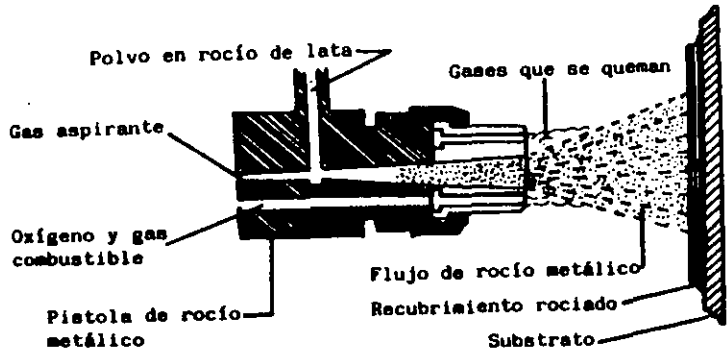


Figura 14. Diagrama de una sección transversal de una pistola de polvo para rociado metálico.

En general, una cubierta metalizada es más dura, frágil y porosa que el metal equivalente fundido o forjado. La resistencia al desgaste de metales rociados suele ser muy buena, pero el metalizado no es adecuado para un servicio que implique cargas aplicadas con gran impacto o abrasión extrema o donde se apliquen cargas altamente localizadas. El metalizado es lo más adecuado para aplicaciones que incluyen ligero desgaste abrasivo, para condiciones en que existe lubricación, y para proporcionar una superficie resistente al desgaste o resistente a la corrosión para materiales base económicos.

Revestimiento duro.

La producción de una capa superficial dura y resistente al desgaste sobre metales, por medio de soldadura se conoce como revestimiento duro. Este método es relativamente fácil de aplicar, requiriendo solo las aleaciones de revestimiento duro en forma de varillas de soldar y una llama de oxiacetileno o arco eléctrico. Las ventajas del revestimiento duro son:

que puede aplicarse a áreas sujetas a desgaste, que están disponibles como compuestos duros y resistentes al desgaste, y que proporciona el uso efectivo de aleaciones caras y una protección a fondo.

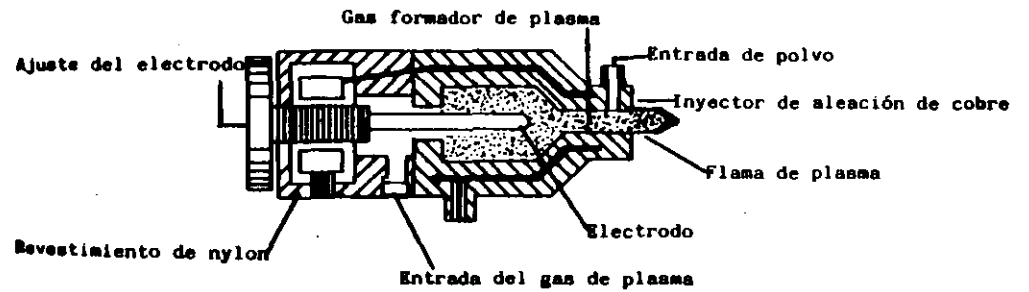


Figura 15. Diagrama de una sección transversal de una pistola de plasma para roció metálico.

El material de revestimiento duro se proporciona en forma de un electrodo o varilla para soldar la cual, generalmente se utiliza sin revestir para soldaduras con gas oxiacetileno y está cubierta con un fundente para la soldadura por arco eléctrico. El revestimiento de fundente contiene materiales para la estabilidad del arco, protección a la oxidación de la soldadura fundida, limpieza de impurezas, aislamiento térmico y eléctrico, y control de transferencia de metal. La soldadura por gas oxiacetileno produce depósitos más uniformes que pueden colocarse más precisamente, en tanto que las velocidades de calentamiento y enfriamiento son más lentas. La soldadura por arco eléctrico es menos cara, puede ser más rápida y se presta mejor a un equipo automático. Los depósitos de arco generalmente son más ásperos y lo más probable es que sean porosos; tienden a desarrollar fisuras, debido a los agudos gradientes de temperatura causados por el rá

pido calentamiento y enfriamiento.

El material de revestimiento duro se funde sobre el metal base y lo liga a él para formar una superficie nueva que varía desde 1.84 hasta 6.34 mm de espesor dependiendo de la aplicación. Sólo la superficie del metal base se lleva a la temperatura de fusión lo cual evita la mezcla de la aleación con el metal base y que de ese modo cambien las propiedades del revestimiento y del metal base.

El revestimiento duro se utiliza más extensamente donde la lubricación sistemática para reducir la abrasión es imposible, como en herramientas para perforación de pozos petroleros, equipo para agricultura y movimiento de tierra, herramientas para minería, válvulas para motor, y equipo de procesamiento químico o de refinería. El revestimiento duro también aumenta la vida de las piezas lubricadas, como troqueles para trabajo de metales y áreas de piezas de máquina que tienen gran rapidez de desgaste. Las superficies revestidas en forma dura suelen ser más resistentes al desgaste, al calor y a la corrosión que las superficies externas endurecidas por depositación, difusión o endurecidas por llama. También se pueden revestir en forma dura áreas críticas locales de componentes grandes, en donde sería impráctico o imposible endurecer el componente por tratamiento térmico.

Como el revestimiento duro es un proceso de soldadura puede utilizarse para reparar piezas sobre sitios sin desmantelar equipo pesado. El revestimiento duro sirve para incrementar la eficacia de operación, aumentando la vida del equipo, disminuyendo el costo de reemplazo y la pérdida de tiempo de producción y permitiendo emplear un metal base de bajo costo para piezas que se desgastan o corroen.

Tufftriding.

El tufftriding es un tratamiento termoquímico en baño de sales líquidas que se lleva a cabo aproximadamente a 570°C. Compuestos de cianuro liberan carbono y nitrógeno en presencia de metales ferrosos. El nitrógeno es más soluble que el carbono a la temperatura de operación del proceso y se precipita en la superficie, mientras que el carbono forma partículas de carburo en la superficie del acero o cerca de ésta. Estas partículas actúan

como núcleo, precipitando algo de nitrógeno difundido para formar una zona dura compuesta de carbón y nitruro de hierro. La zona compuesta será normalmente de 0.01524 mm de profundidad, pero la zona de difusión del nitrógeno puede ser mayor, de entre 0.76-1.016 mm, la cual se forma después de 1 a 3 hrs.

Aunque hay un considerable aumento en la dureza, la mejora en las propiedades al desgaste adhesivo se atribuye a la formación de la zona compuesta de nitruros, lo cual reduce la característica de que el recubrimiento se solde a la superficie en contacto.

Examinando las dos superficies de la figura 16, muestran marcadas diferencias, tanto en la topografía superficial como en su microestructura. La fundición gris tiene una apariencia superficial muy áspera con cierta evidencia de transformación de fase en los extremos de las asperezas, resultante de las altas ráfagas de las temperaturas desarrolladas. La superficie a la que se le aplicó el tufftriding, es mucho más lisa y sin evidencia de transformación de fase, lo cual indica que se alcanzaron temperaturas más bajas. Estas diferencias topográficas y microestructurales indican que el tufftriding opera reduciendo la tendencia a la adhesión y la fluidez de metal al mismo tiempo, en los primeros minutos de contacto. Es durante este período que las asperezas de la superficie asociadas con altas fuerzas de contacto, generan destellos de alta temperatura, lo cual trae como resultante cierto desgaste inicial.

Las ventajas obtenidas por el tufftriding son muy amplias cuando se aplica a aceros y fundiciones. Estas ventajas se han confirmado en aplicaciones industriales tales como la fabricación de engranes, árboles de levas, anillos de pistón y metales de levas.

Fosfatado.

Las excelentes propiedades de adhesión de los revestimientos con fosfato, las cuales se atribuyen a su crecimiento epitaxial, llevó a su desarrollo y uso como tratamientos superficiales para coloración y como revestimiento a los cuales los lubricantes se adhieren más rápidamente en la superficie del metal base recubierto.

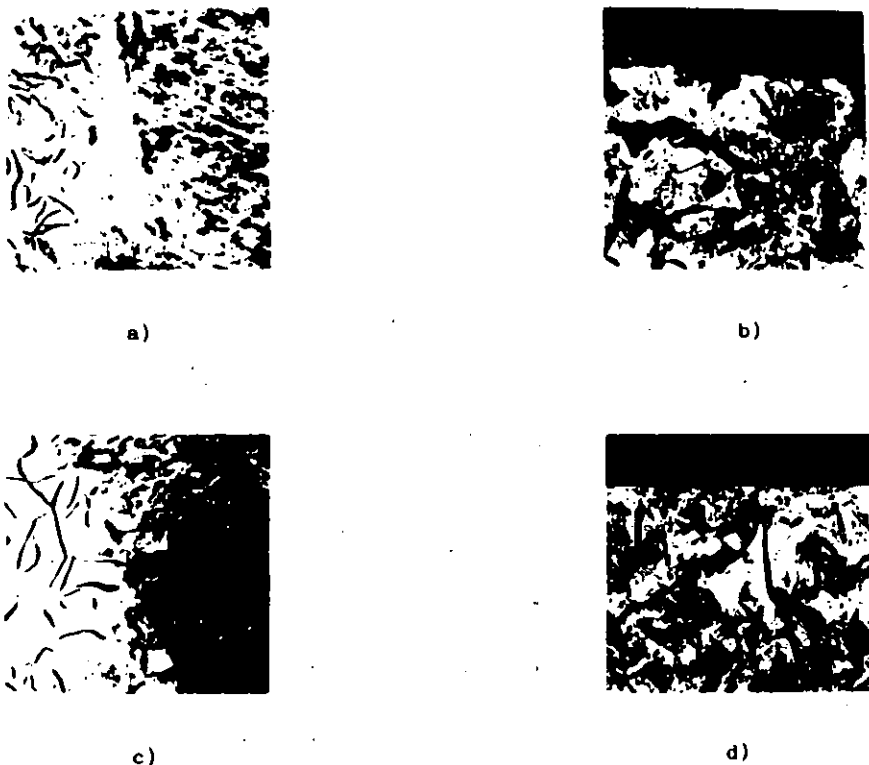
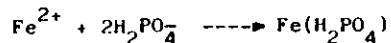


Figura 16. Efectos del tufftriding en superficies desgastadas, durante su operación después de 80,000 cm recorridos. a),b): sin tufftriding y c),d) con tufftriding (4).

Durante el proceso de fosfatado:



la superficie se pone de color negro o gris y asume una apariencia de haber sido atacada químicamente, dando lugar a una interconexión entre la superficie y sus alrededores, las cuales se llegan a cubrir de cristales de fosfato (figura 17).

Este proceso puede ser aplicado a una gran variedad de metales ferrosos y no ferrosos, y no afecta adversamente las propiedades del metal si éste ya ha sido tratado, por ejemplo: si hay un pequeño calentamiento durante el proceso (40 a 100°C), lo cual podría causar un revenido o un re-

blandecimiento al metal tratado. Los tratamientos de fosfatado de zinc, hierro y manganeso han sido usados, pero el fosfato de manganeso es preferido para aplicaciones de desgaste.



Figura 17. Estructura superficial del fosfatado a) x 800 ; b) x 1600 (4).

Estos revestimientos fueron realizados para mejorar las características de desgaste y superficie del acero y Midgley (1957) le atribuía esto a lo siguiente:

1.- Durante el principio del rozamiento, la presencia de cristales de fosfato ayuda a prevenir el contacto metal con metal y por lo tanto, a prevenir el desgaste adhesivo. Una capa de óxido forma rápidamente un deslizamiento continuo y la región de desgaste suave es alcanzada sin un deterioro significativo.

2.- Durante el ciclo de desgaste después de que la operación se ha completado, el recubrimiento de fosfato no incrementa en si mismo la resistencia al desgaste, pero las superficies de contacto tienen una gran posibilidad de sobrevivir.

Sulfinizado.

Este proceso es un baño de nitrurado, donde el potencial de nitruración es incrementado por la acción de un compuesto de azufre el cual, ac-

túa como un acelerador. Esto significa que el azufre, así como el nitrógeno y como el carbono, es incorporado en la superficie de la pieza tratada. Los baños de sulfinado operan a temperaturas de entre 540 y 600°C y por lapsos mayores de 3 hrs. Una zona luminosa con aparente ataque químico, rica en azufre (5 %), nitrógeno (2 %), carbono (2 %) y de aproximadamente 0.0127 mm de profundidad es producida, y una zona más amplia rica en nítruros se extiende con una profundidad de cerca de 0.381 mm.

El efecto del sulfinado es muy similar al que se obtiene por medio del proceso de tufftriding, por lo que es difícil saber cual método nos conviene usar más. No obstante, los desarrollos obtenidos en el acero inoxidable los cuales se inclinan especialmente por la adhesión durante el funcionamiento, son un buen ejemplo del sulfinado.

Tanto el proceso de sulfinado como el del tufftriding tienen la desventaja de que la temperatura de operación del proceso es lo suficientemente alta como para reventar o recocer muchos metales ferrosos y para aplicaciones de rodamientos bajo cargas altas puede ser desventajoso, particularmente si aparte se produce fatiga. Es posible que se dé una distorsión en el proceso, la cual es difícil de detectar debido a que estos procesos son el último paso en una producción en línea además que su rectificación es costosa. Sin embargo, la distorsión es menor que la esperada en la carburización.

Niquelado químico.

El niquelado químico o catalítico, es uno de los procesos de acabado de metal que más rápidamente ha evolucionado. En contraste con el niquelado electrodepositado o electrolítico, el cual es un proceso bien establecido, el niquelado químico produce una superficie con un espesor más uniforme. Todos los depósitos electroniquelados tienen una desventaja que está asociada a las propiedades eléctricas de la solución, la cual combinada con la configuración de la pieza de trabajo, trae como consecuencia que haya variaciones en el poder de penetración. Esto nos dice que la cantidad de depósitos a realizar en hoyos y en áreas huecas, causarán dificultades para poder tener las tolerancias de la pieza de trabajo; y también es casi seguro que se produzca un revestimiento con espesor mínimo en las á-

reas inaccesibles del componente.

En el proceso de niquelado químico se da una reducción directa del níquel sobre las superficies de los componentes en soluciones a través de reactivos químicos, dando como resultado un buen poder de penetración y un espesor uniforme. Tres son los principales tipos de baño para niquelar químicamente: el de hipofosfito de sodio, los de compuestos de boro y el de hidrazina, siendo el más popular el de hipofosfito de sodio. Cuando éste es usado como reductor químico el fósforo se hace presente en el níquel con el cual se codeposita y dependiendo del proceso, el peso puede cambiar de un 3 a un 14 %. Como depósito el revestimiento tiene una dureza de 48 a 60 Rockwell C aproximadamente, pero en el tratamiento térmico la naturaleza química de la aleación cambia y se precipita fosforo de níquel. Esto trae como resultado un aumento en la dureza del depósito hasta 80 Rockwell C, arriba del límite del cromo duro o al menos se aproxima al alcance de este material. Un aspecto interesante es la dureza en caliente del niquelado químico la cual mejora al cromo duro en la región de entre 200 y 450°C aunque el depósito se empieza a ablandar aproximadamente a 425°C.

El fósforo provee de cierto grado de lubricación al revestimiento, el cual tiene un bajo nivel de fricción inherente. La característica de poca fricción se hace evidente en el contacto sólido-sólido y también bajo lubricación hidrodinámica. El fósforo imparte también una capa superficial en el níquel para que de esta manera se mejore la resistencia a la corrosión comparada con un depósito de electroniquel del mismo espesor.

El proceso de niquelado químico dá a la superficie una cierta resistencia al desgaste abrasivo, la cual por el momento es difícil de cuantificar, pero se han hecho ciertos exámenes que indican que el niquelado químico iguala la resistencia al desgaste al cromo duro, cuando el tratamiento térmico es apropiado y las condiciones de servicio son favorables.

Es importante tener en cuenta que el proceso de calentamiento puede tener efectos en la porosidad resultante del revestimiento y por tanto, en la resistencia al desgaste. Casi todos los substratos sujetos a revestimientos electro-metálicos pueden ser recubiertos por medio de niquelado químico, desde aceros hasta aluminio y plásticos.

Estado actual de los recubrimientos.

Método C.V.D.

La duración en servicio de las herramientas y de los elementos integrantes de las máquinas, puede prolongarse considerablemente con la aplicación de capas de material duro resistentes al desgaste, mediante el método CVD (del inglés: chemical vapor deposition).

La técnica de este método, implica la exposición de una capa calentada en una mezcla de reacciones gaseosas, con el propósito de que interactúen en la superficie, formando un depósito sólido. La técnica es usada más ampliamente para producir recubrimientos duros formados de carburos, siliciuros y boruros de los metales de transición. La elección del material base y del de la capa a aplicar depende para todo tipo de usos, tanto de las condiciones de utilización de las piezas en la práctica, como de la posible presencia de interacciones entre los materiales de la capa y de la base durante el proceso de recubrimiento. Si las condiciones óptimas son escogidas, se obtendrá un recubrimiento de espesor uniforme aunque sea un objeto de forma compleja, esto es debido a que la reacción de CVD solo se deposita en la superficie a recubrir. Es por esto que es posible recubrir miles de pequeños componentes simultáneamente, con un excelente control de espesor del recubrimiento. La aplicación de recubrimiento de carburo de titanio a partes de herramienta, es el mejor ejemplo comercial del CVD.

Las mejoras en desgaste, profundidad de crater, y la más importante de todas el incremento en la velocidad de corte, mostradas en la figura 18 se atribuyen a que el carburo de titanio (TiC) limita la difusión y la adhesión. El carburo de titanio reduce el coeficiente de fricción entre las herramientas y las virutas, con lo que consecuentemente se reducen las fuerzas de corte y las temperaturas. Eso también forma una capa de óxido cerca de la punta de las herramientas, y esta capa es transportada a la zona del crater. La difusión del tungsteno de la matriz de la herramienta dentro de la viruta se previene y la adhesión sobre la cara del rastrillo disminuye. Las herramientas que han sido reafiladas requieren recubrimiento, así es que la técnica está limitada para usos de un solo filo. Si la

pieza de trabajo se oxida o si se presenta una inclusión de alguna partícula abrasiva, entonces el recubrimiento de carburo de titanio puede ser penetrado y las ventajas del recubrimiento se anulan.

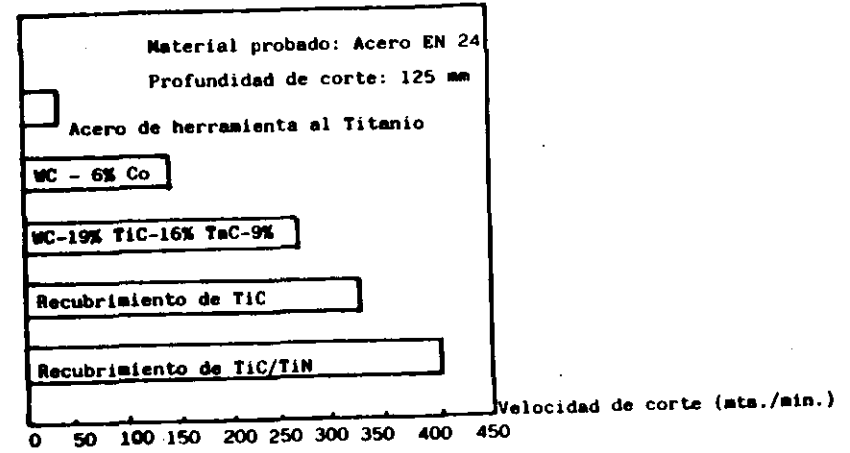


Figura 18. Efectos del recubrimiento de carburo de titanio como mejoramiento de las características de maquinado. Mejoras en la ejecución de cortado de material con diferentes mezclas de carburo de titanio en herramientas de corte.

Una de las limitantes del proceso es la temperatura de reacción, la cual normalmente se da a 1000 °C, que puede tener serios efectos de reblandecimiento en los sustratos de acero. Es necesario por tanto, seleccionar el material base cuidadosamente para que tanto la temperatura no modifique la estructura, así como el endurecimiento por aire pueda hacerse fácilmente después de que se termine el proceso. Actualmente se puede disponer de una temperatura de reacción baja durante el proceso, con lo cual nos libramos de esta limitante.

Implantación Iónica.

En muchas aplicaciones de ingeniería una pieza de trabajo requerirá de un tratamiento que sea esencialmente a baja temperatura, que no modifi

que grandemente sus dimensiones y que no produzca un recubrimiento de distinta composición química que la estructura del metal base. En el proceso de implantación iónica los átomos escogidos para impartir las propiedades deseadas a un material, deben ser ionizados y acelerados en un campo eléctrico adentro de un vacío para así impregnar la superficie. Este proceso se basa más en la elevada energía cinética de una especie de ión que en la energía térmica de impregnación, es importante darse cuenta que la implantación de los átomos escogidos, a menudo de elementos gaseosos, se introducirá en el material original y actuará en éste. Una ventaja de este método es que aún en periodos prolongados de bombardeo, los átomos no pueden formar un recubrimiento de composición química diferente, ya que por regla general, más átomos son "salpicados" en la superficie de los que son inyectados como iones. Por la misma razón las dimensiones de la parte tratada permanecen invariables, y el proceso puede ser tratado de una manera más efectiva al final de la preparación superficial de alguna pieza.

El estado final del material tratado se produce por medio de trabajo en frío. Se generarán esfuerzos compresivos en la superficie, los cuales serán bastante benéficos en el incremento del límite de fatiga y para el control de las primeras etapas del desgaste. Cuando en la superficie se produce una deformación bajo una carga severa, no existe tendencia hacia la fragilidad en el ión implantado el cual, rápidamente se deformará junto con el material sin desgastarse o quebrarse.

En los últimos tres años muchas pruebas industriales han confirmado el completo uso de la implantación iónica, en particular en herramientas y troqueles, en los cuales los sobrecalentamientos no son problema. Componentes como: matrices de embutido, herramientas moldeadas por inyección, toberas y moldes han mostrado un incremento en su vida útil como el resultado del tratamiento. Aún más, fabricantes de rodillos para varillas de cobre y de conformado de herramientas, como por ejemplo herramientas de prensado, han mostrado un incremento en la resistencia al desgaste. El tratamiento no solo está limitado a aleaciones de acero, sino que también se ha usado para tratar punzones de carburo de tungsteno; los cuales son usados en la fabricación de motores eléctricos.

Como otro ejemplo de el uso de la implantación de iones podemos citar

el que se está llevando a cabo en Johnson & Johnson en USA, en donde se están realizando pruebas químicas de rodillas artificiales con titanio e iones implantados. El titanio que se utiliza para fabricar caderas y coyunturas artificiales está sujeto al desgaste. Pero la implantación de iones de nitrógeno en la superficie del titanio parece aumentar grandemente la vida del material.

También en la Marina de USA se experimenta con implantación de iones en motores de aviones y helicópteros. Las bielas y baleros de estos motores, fabricadas de acero con una pequeña cantidad de cromo, están altamente sujetas a la corrosión que ejerce el agua salada, que se introduce en el aceite lubricante después de una operación en el mar. Se está utilizando la implantación iónica para agregar más cromo a la superficie de los baleros con lo que se aumenta la resistencia a la erosión.



Figura 19. La implantación de nitrógeno mejora grandemente la vida útil de los rodamientos de acero.

Los requerimientos para poder aplicar el método de implantación iónica a la maquinaria industrial están lógicamente lejanos en comparación de un laboratorio de investigación, particularmente en cuanto a escala y costo refiere, pero la disponibilidad de nuevas máquinas abrirán las puertas a compañías que deseen tratar con herramientas y componentes industriales. Como la implantación iónica es realizada al vacío, el cual es mucho

mayor que en otros tratamientos superficiales, como son el revestimiento iónico o nitruración por plasma, es esencialmente una característica del tratamiento de implantación iónica que los iones lleguen directamente a la superficie. Esto es lo que hace posible tratar particularmente con pequeñas áreas de una manera selectiva, lo cual es una opción que no se tiene en las técnicas de difusión. A continuación se presentan las ventajas y las limitaciones de la implantación iónica.

Ventajas: Versatilidad, manejabilidad, baja temperatura de proceso, sin aumento dimensional, tratamiento limpio, proceso en vacío, aplicación a componentes terminados, bajo consumo de energía, conserva el material y no es tóxico.

Limitantes: costo elevado, tratamiento poco profundo, proceso visual, proceso poco conocido, requiere de manejo en vacío y aún no es aplicado en México.

Endurecimiento superficial por medio de rayo laser.

En la última década se ha incrementado mucho el interés por el uso de los rayos electrónico y laser, los cuales han pasado de ser una curiosidad de laboratorio a una herramienta de trabajo para endurecer selectivamente las superficies de los metales. En las aplicaciones industriales se les considera como técnicas complementarias más que competitivas de los métodos tradicionales siendo su principal característica el extender el alcance de los endurecimientos superficiales ya impuestos.

En este contexto, los rayos laser y electrónico pueden ser considerados simplemente como fuentes de energía sutilmente controladas. Comparadas con las técnicas convencionales de endurecimiento selectivo la característica más importante de estas técnicas es el flujo de gran energía el cual, provoca rangos de endurecimiento extremadamente rápidos. De este modo cuando el rayo choque, la superficie de un material ferroso alcanza temperaturas de austenización después de un tiempo de interacción muy corto (una fracción de segundo) mientras que el volumen permanece invariable. Consecuentemente cuando la fuente de calor es apartada, no hay necesidad de un enfriamiento externo para hacer la transformación martensítica, ya que el

material provee de una adecuada disminución de calor por medio de un auto enfriamiento.

En general todos los aceros y los hierros colados capaces de endurecerse por un método convencional responderán satisfactoriamente a un endurecimiento superficial rápido por medio de rayo laser. La facilidad del auto enfriamiento es la base para uno de los principales beneficios pretendido por este tratamiento es decir, la mínima distorsión de la pieza de trabajo. Otra ventaja se deriva del alto poder de control (gran selectividad) y precisión del área tratada; habilidad para tratar áreas inaccesibles por técnicas convencionales; flexibilidad; repetibilidad (habilidad para repetirse) y velocidad (tasas de producción altas).

En aplicaciones de endurecimiento superficial el rayo laser más usado es el continuo de CO_2 , con una potencia de salida de 1.5 KW y una longitud de onda de 10.6 μm , el tipo que opera para una producción más alta es el de 15 KW.

Normalmente, el endurecimiento por laser es empleado en donde se requieren profundidades de arriba de 4 mm. La dureza superficial y la profundidad de penetración se adquieren dependiendo principalmente de lo siguiente:

- 1.- El tipo de rayo laser (poder óptico o perfil energético).
- 2.- Duración del choque (el área a tratar puede ser atacada moviendo el laser, la pieza de trabajo o lo más usual la óptica).
- 3.- El tipo de material y la masa o volumen.

Las dos mayores aplicaciones industriales registradas de esta técnica, utilizan el endurecimiento por laser para conferir resistencia al desgaste, mientras que se minimiza la distorsión en los componentes críticos. Lo más notable de ambas aplicaciones es el nuevo concepto en los modelos de desgaste, más que cualquier tipo de endurecimiento.

La primera aplicación de un sistema de endurecimiento por laser fue instalada por General Motors en su división de engranes para la dirección de sus carros en Michigan en 1973. En este caso, el desgaste en una hora de operación en el carter de una dirección de hierro maleable, es minimizado por la creación de cinco vías discretas de desgaste en los puntos de más carga

mecánica. La medida de las vías es de entre 1.5 a 2.5 mm de ancho por 0.25 mm de profundidad y endurecidas de 58 a 62 Rockwell C por un autoenfriamiento. La dirección de los carros de General Motors es tratada con 19 la sers con una potencia de 500 W cada uno.

La segunda aplicación es la que hace la división electromotiva de General Motors en Lagrange Illinois, en donde usan laser de 5 KW para aumentar la resistencia al desgaste en los cilindros de hierro colado de un motor en línea. Se trata de combatir las asperezas de la pared interior de un cilindro producidas por el deslizamiento del anillo del pistón, cuando no se tiene una capa adecuada de lubricación que proteja lo suficiente.

Tratamiento termoquímico en baño de sales.

A pesar de que el proceso de tufftriding ha sido empleado por algunos años, una compañía ha desarrollado una nueva aplicación en este campo. La adición de un medio de enfriamiento conocido como "ABI" ha sido realizada para un proceso de baño de sales y su trabajo es eliminar el bajo nivel de cianuro producido durante el tratamiento, dando como resultado un tratamiento no tóxico. El proceso de enfriamiento es llevado desde la temperatura del nitrurado a un nivel típico de entre 350 y 450 °C, mejorando significativamente los cambios de dimensión causados por el enfriamiento brusco en agua desde 580 °C.

Las partes tratadas tienen un acabado azul-negro o café dependiendo de las temperaturas del tratamiento. La resistencia a la corrosión de la capa superficial del compuesto puede reemplazar a la del revestimiento de plomo, reduciendo considerablemente el costo. Una variedad de aplicaciones son apropiadas con el "ABI" con lo que se reduce la fatiga y el desgaste, sobretodo en las partes dinámicas. Ejemplos comprobados de la aplicación de este métodos son: la biela de un pistón, amortiguadores de impacto y tuercas de válvulas de deslizamiento.

Otro método que produce superficies extremadamente duras es el borado. Este tratamiento es llevado a cabo a 950 °C y como su nombre lo indica se produce difusión del boro en la superficie del metal, creandose de esta manera una capa de aproximadamente 0.15 mm de espesor y puede llegar a

obtener una dureza de entre 1500 y 1900 Vickers. Esta capa manifiesta una reducción en el desgaste. Se pueden producir capas sencillas o dobles con diferentes agentes de borado para minimizar la tendencia a la fisura y soldadura en frío. El aumento dimensional debe tenerse en cuenta ya que el proceso implica un incremento de la capa superficial; la extensión del cambio dimensional dependerá del material así como de la profundidad del revestimiento.

Tanto un calentamiento como un enfriamiento permitirán que con el tratamiento la pieza quede libre de alguna distorsión en sus partes delgadas siempre y cuando la caja en donde se lleve a cabo el tratamiento sea adecuada en forma y tamaño de la pieza. El borado se ha llevado a cabo con éxito en el troquelado de tornillos sinfín, mandriles para la manufactura de ladrillos huecos y tubos de escape. En estos ejemplos se muestra un incremento en la vida útil del componente. Una desventaja de este revestimiento es la necesidad de endurecer o temprar después del borado.

Endurecimiento superficial por medio de haz electrónico.

Los sistemas de endurecimiento por medio de rayo electrónico a diferencia de los lasers, tienen una cámara de trabajo y operan completamente al vacío. Sin embargo, puesto que la energía de los electrones es dirigida, directamente hacia los átomos de la pieza de trabajo más que por absorción, no se necesita recubrir los componentes antes del tratamiento.

Se puede disponer de pistolas de haz electrónico de arriba de 150 KW, aunque para la mayoría de las aplicaciones de tratamiento térmico, se empleará probablemente un tipo de equipo de 30-60 KW de alcance. Un rayo electrónico que rápidamente se concentra para soldadura, es capaz de chocar contra densidades del orden de 10 MW/cm^2 . Para un tratamiento térmico, una concentración de energía de unos pocos KW/cm^2 es más conveniente si se requiere evitar el derretimiento. Con el fin de reducir el nivel de la energía de entrada, un rayo electrónico es programado por medio de un grupo de posiciones discretas, para que así se desparrame la energía sobre una cierta área.

El avance que se tuvo recientemente, fue el desarrollo que hizo de

contorno de la pieza, proveyendo de un endurecimiento uniforme en toda el área de la superficie (Fig. 21),

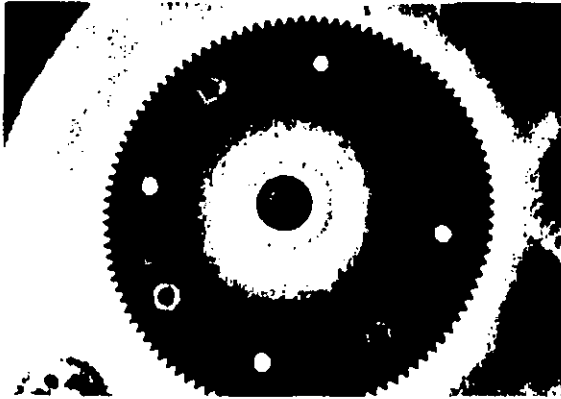


Figura 21. Foto del proceso de nitruración iónica.

En los últimos años una gran cantidad de discos de carter de máquina hechos de hierro colado han sido nitrurados iónicamente. El proceso fue seccionado para proveer a los discos de una mejor resistencia al desgaste y una buena estabilidad dimensional. El proceso es seguido por un ensamble directo sin limpieza y de un pulido o mecanizado. Los japoneses están tratando engranes y los dientes de éstos. Una aplicación de más amplia escala está en el tratamiento de miles de válvulas de acero inoxidable. De hecho la industria automotriz parece tener gran interés en la aplicación de esta técnica tomando en cuenta el incremento en el costo de las piezas.

La habilidad del nitrurado iónico para hacer frente a componentes de gran diámetro ha hecho que sea aceptado para su aplicación en la industria pesada de engranes. Los engranes son usados particularmente en las plantas trituradoras de mineral, en fábricas de rodillos, grúas y transmisiones de turbinas. Estos engranes son generalmente procesados en aproximadamente 36 horas y a más o menos 500°C, para de esta manera mejorar su resistencia a la carga, al desgaste y sus propiedades de fricción. La superficie que se obtiene evita la necesidad de un esmerilado posterior, aunque el pulido

sea necesario.

La nitruración iónica se realiza en México en el Instituto de Física de la UNAM por el Doctor Lorenzo Martínez Gómez, quien diseñó un tipo de cámara de nitruración iónica que podría tener aplicaciones en el sector industrial para endurecer las superficies de los aceros. Lo anterior se debe a que la cámara es más práctica en su manejo. Este proceso permitiría un ahorro significativo de recursos económicos y ofrecería grandes posibilidades para incrementar la competitividad de México en la fabricación de partes automotrices como cigüeñales, ejes, balancines, engranes, etc.

un sistema de control computarizado programable unido con el equipo de rayo electrónico. El rayo electrónico es sucesivamente situado en cada sitio específico, residiendo por un intervalo de tiempo ajustable (20×10^{-6} a mínimo) y entonces se transfiere a una muy alta velocidad al siguiente punto coordinado, produciendo un patrón lo cual conforma el perfil requerido de la superficie a ser endurecida. El patrón es repetido en todo el ciclo entero del tratamiento térmico normalmente a 100 veces/seg.

El sistema de endurecimiento por rayo mejor documentado es el que instaló Chrysler en su planta de Kokomo, Indiana en 1977. Ahí las levas del embrague de una transmisión automática (de un acero SAE 5060) son endurecidas selectivamente a una profundidad de 1.5 mm (dureza superficial 58 - Rockwell C) sobre 8 áreas a más o menos 250 piezas por hora (figura 20). Este proceso proporciona la respuesta a insuperables problemas de distorsión experimentados en el endurecimiento por inducción.

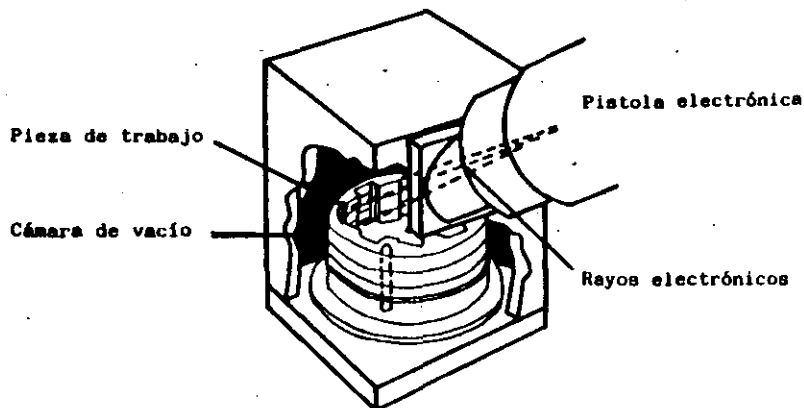


Figura 20. Esquema de partes de un embrague bajo endurecimiento por medio de rayo electrónico. El tiempo total que la pieza pasa en la cámara es de 40 seg.

Nitruración Iónica.

Otro método para tratar las superficies a bajas temperaturas de 400 a 600°C con el propósito de endurecer la superficie, es el proceso de nitrurado mediante plasma, también conocido como nitrurado iónico o descarga luminosa.

Este proceso es una forma de nitrurado con gas, en el cual el plasma se asienta en una atmósfera rica en nitrógeno, permitiendo que el gas se introduzca en la superficie del metal. El bombardeo de iones de gas provee tanto del mecanismo del nitrurado mediante plasma como de la energía térmica del proceso, la cual es esencialmente una difusión térmicamente activada. El rociado de partículas energéticas de plasma sirve para limpiar la superficie del material a tratar, haciendo que se remuevan las barreras para la difusión como es el óxido que siempre está presente en condiciones normales.

Este proceso es usado para aceros aleados, ya que en el acero al carbono no mejorará sus condiciones de dureza. Gracias a los elementos aleantes (incluyendo aluminio, cromo y vanadio) los cuales forman nitruros duros, se producen propiedades de gran endurecimiento superficial y excelente resistencia a la fatiga, en el lugar de la reacción. Por medio de este tratamiento se podrá reducir el tiempo de exposición respecto al nitrurado de gas convencional.

La mayor ventaja de un tratamiento superficial de esta naturaleza, radica en sus aplicaciones a componentes que están sometidos a cargas de torsión. Debido a que el esfuerzo cortante de torsión se incrementa del centro de una barra hacia afuera, la presión más alta ocurre en la superficie endurecida. Otra ventaja del tratamiento es su reducción sustancial en el consumo de energía. Como el proceso es esencialmente de naturaleza eléctrica, solamente los componentes y no el cuerpo llega a ser calentado por el tratamiento térmico. El consumo de gas es muy reducido debido al bajo nivel de presión del proceso, y la falta de partes en movimiento durante el proceso, indica bajo costo. El aislamiento mecánico del área que no necesite tratamiento puede ser llevado fácilmente a cabo, pero si se requiera de un recubrimiento completo, la nitruración iónica será cada



**FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.
DIVISION DE EDUCACION CONTINUA**

CURSOS ABIERTOS

I CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES

MODULO 4: CONTROL DEL DETERIORO DE MATERIALES

Del 1°. al 26 de junio de 1992

RECUBRIMIENTOS CONTRA LA CORROSION: PINTURAS

DR. LUIS SALVADOR HERNANDEZ H.

JUNIO - 1992

LOS SISTEMAS DE PINTURAS COMO RECUBRIMIENTOS PROTECTORES CONTRA LA CORROSION
LUIS SALVADOR HERNANDEZ HERNANDEZ
INSTITUTO DE METALURGIA, UASLP
AV. DR. MANUEL NAVA N° 5, 78240 SAN LUIS POTOSI, SLP.

Las pinturas constituyen el sistema de protección más ampliamente aplicado a un metal contra la corrosión, ya que son relativamente baratas, frecuentemente pueden ser aplicadas por personal no calificado o semi-calificado, pueden aplicarse en el taller o a pie de obra, pueden combinarse con otros recubrimientos protectores y la gran diversidad de tipos con diferentes características y resistencias hacen que prácticamente no haya superficie a la que no puedan ser aplicadas, si se exceptúan las destinadas a soportar temperaturas muy elevadas. El total de superficie metálica protegida por medio de pinturas es muy superior al conjunto de superficies protegidas con todos los demás tipos de recubrimiento. Se ha escrito que por cada 100m² de superficie metálica expuesta a la corrosión, unos 85-90m² están protegidos por revestimientos de pintura (2).

1. RECUBRIMIENTOS DE PINTURA.

Las pinturas son mezclas líquidas que al ser aplicadas sobre una superficie tienen la propiedad de formar una capa continua y de transformarse en película sólida. Se componen de una fase Sólida (pigmento) y una fase líquida (barniz) (3). El pigmento puede dividirse en dos categorías:

1. Pigmentos imprimadores que proporcionan color, poder ocultante y protección del sustrato por inhibición de la corrosión.
2. Extendedores para modificar las propiedades mecánicas de la película y como relleno para tapar los poros.

El barniz consiste de disolvente volátil, aglutinante y varios aditivos:

1. Disolvente volátil para controlar la viscosidad de la pintura y su velocidad de secado.
2. Aglutinante o vehículo fijo es el formador de la película y es usualmente un polímero, o componentes reactivos que forman un polímero durante el secado. Decide en gran medida las propiedades básica, física y química de la pintura.
3. Aditivos, que pueden ser catalizadores, agentes humectantes, plastificantes, etc.

Son varios los tipos de pigmentos que forman parte de las pinturas cuya acción es diversa. Los pigmentos inertes refuerzan el efecto barrera de la película de polímero, sellando las microvías por donde puede haber entrada de agua u otras sustancias. Ejemplos de este tipo son: óxido de hierro, tierra de diatomeas, partículas de acero--inoxidable y aluminio. Los pigmentos metálicos, como el zinc, reducen la corrosión por protección catódica ya que las partículas de zinc --forman ánodos locales confiriendo una protección electroquímica al --substrato metálico.

Los pigmentos pasivadores, como los cromatos, que protegen al substrato metálico por la acción lixiviante del agua sobre los iones cromato de las partículas de pigmento. Estos iones migran a la superficie metálica y la pasivan, siempre y cuando la película de pintura--permanezca intacta y no haya excesiva penetración de iones agresivos--como los cloruros. Sin embargo, la protección se perderá cuando no --haya más suministro de iones cromato, o si hay una rotura considera--ble de la película de pintura.

El aglutinante puede ser un aceite secante (como los aceites--de linaza, de soja o de pescado), o estar basado en alguna resina natural o artificial. Entre las resinas sintéticas se encuentran las al--cídicas, fenólicas, vinílicas, celulósicas, acrílicas, de amino, sili--conas, caucho cloradas, de tipo epoxi, etc.

En las pinturas suelen encontrarse plastificantes, líquidos --prácticamente no volátiles, que permanecen en el revestimiento des---pués del secado, reduciendo la fragilidad de la pintura.

El proceso de formación de la película sólida o curado puede--obedecer a mecanismos distintos, e incluso a una combinación de ellos. A continuación se exponen los principales (4):

Oxidación. La película se forma (o cura) como resultado de la reac---ción del aglutinante de la pintura con el oxígeno del aire (polimeri--zación autoxidante). Las pinturas a base de aceites secantes o resi--nas alcídicas modificadas con aceite pertenecen a esta categoría.

Evaporación. El formador de película (resina) queda sobre la superfi--cie una vez el disolvente de la película líquida depositada ha esca--pa do a la atmósfera. Son ejemplos de este mecanismo las lacas nitrocelu--lósicas, vinílicas, acrílicas, derivados del caucho, etc.

Condensación. El polímero se forma debido a la reacción entre sí de dos o más componentes de la pintura, no siendo ninguno de ellos, por sí mismo, formador de película. Las pinturas epoxídicas pertenecen a esta categoría.

Coalescencia. La película sólida es el resultado de la coalescencia de partículas dispersas cuando el material dispersante abandona la película líquida. El agente dispersante es usualmente el agua, aunque también puede serlo un disolvente débil. Los recubrimientos más comunes en este apartado son los denominados "látex", siendo las emulsiones acrílicas y las vinil-acrílicas los tipos genéricos de mayor utilización.

2. PROTECCION POR PELICULAS DE PINTURA

El propósito de una película de pintura es actuar como una barrera entre el medio ambiente y el substrato metálico y ha sido descrito como la combinación de una barrera física, un inhibidor químico y una resistencia eléctrica (5).

Los recubrimientos de pintura tratan de impedir, o al menos frenar (mitigar), el proceso corrosivo del substrato metálico por alguno o algunos de los siguientes mecanismos (4).

Efecto barrera. La película de pintura limita el acceso a la superficie del metal de las especies químicas presentes en el electrólito -- (agua, oxígeno, iones, etc.). La protección por películas de pintura ha sido descrita electroquímicamente como causante de un grado de polarización por resistencia, debida a su alta resistencia eléctrica; polarización catódica, debida a la restringida penetración de oxígeno a través de ella, y polarización por concentración, ya que los iones metálicos liberados por la reacción anódica no pasarán directamente a la solución lejos de los sitios activos.

Efecto inhibidor. Las películas de pintura pueden contener en su formulación pigmentos inhibidores de la corrosión, de modo que cuando el electrólito difunde a través del recubrimiento hacia el metal y se crean las condiciones propicias para que se verifique el proceso de corrosión, aquellas especies inhibidoras incrementan la polarización

de los ánodos y/o cátodos reduciendo por tanto la magnitud del fenómeno corrosivo.

Efecto de protección catódica. Ciertas pinturas están formuladas a base de pigmentos metálicos (usualmente zinc) que actúan de ánodo en beneficio del soporte metálico que actúa de cátodo. Como es sabido, en el caso del hierro, la disolución metálica (corrosión) se produce en los ánodos mientras que los cátodos permanecen inalterados presentándose en ellos otras reacciones químicas distintas de las de disolución metálica. Es este el mecanismo básico de la protección catódica, en que toda la superficie metálica se protege por hacerla actuar de cátodo.

Resistencia iónica. La corriente de las pilas de corrosión se reduce a niveles muy bajos por el impedimento que la película de pintura ofrece al movimiento de los iones en el electrólito en contacto con el metal. Se acepta en la actualidad como el mecanismo principal de protección anticorrosiva que ofrecen los recubrimientos de pintura.

La resistencia iónica estará afectada por diversos factores:

- a) presencia de electrólitos en o debajo de la película de pintura
- b) penetración de agua u otros electrólitos a través del recubrimiento
- c) espesor de película.

3. SISTEMAS DE PINTURA.

Por lo general en la protección por recubrimientos orgánicos no se emplea una única pintura sino una serie de ellas, cada una con distinta misión, que constituyen lo que se denomina el sistema o esquema de pintura. Este lo componen como máximo cuatro diferentes pinturas: pretratamiento; imprimación, intermedia y acabado, aunque con frecuencia queden reducidas a dos o tres de ellas. Tales componentes, mientras cumplen su propia función particular en el sistema, deben estar relacionados unos con otros de modo que el esquema completo se comporta como un simple elemento.

Así pues, en cualquier sistema de pintura cada componente cumple un determinado papel en el funcionamiento del esquema, y sin cualquiera de ellos el sistema total es menos efectivo. Sin embargo, si entre los componentes del sistema tuvieramos que destacar a alguno de

ellos por su excepcional importancia, este sería la pintura de imprimación sobre la que descansan dos grandes responsabilidades del recubrimiento protector: Control de corrosión y Adherencia.

Entre las funciones principales de la pintura de imprimación, capa de bajo espesor en íntimo contacto con la superficie metálica, son de destacar las de asegurar una buena adherencia entre la pintura intermedia y el sustrato que se desea proteger, y retardar la corrosión de éste. En la formulación de la pintura de imprimación entrarán en juego el componente de inhibición de la corrosión que poseerán determinados pigmentos adicionados a la resina, y la existencia de grupos polares en el vehículo que aseguren un equilibrio entre las propiedades de adherencia y permeabilidad del polímero (2).

Las pinturas intermedias cuando se aplican, pues no siempre es necesario su concurso poseen altas relaciones pigmento/vehículo. Sus misiones principales son las de adherirse fuertemente a la capa de imprimación, dotar de espesor al sistema y suministrar una buena superficie para su unión con la pintura de acabado. No es necesario que sean particularmente resistentes al medio ambiente en que va a estar expuesto el sistema.

La pintura de acabado si tiene como característica fundamental la de poseer una excelente resistencia al ambiente en contacto con ella. Desde un punto de vista "decorativo" se aconseja que sus propiedades de retención del color y brillo se conserven durante el mayor tiempo posible.

De acuerdo con Keane (6), en el diseño de un recubrimiento anticorrosivo orgánico más que hablar de sistema de pintura, se debería de hablar de un sistema de pintado, donde intervendrían no solamente el tipo y espesor de las diferentes pinturas utilizadas (sistema de pintura), sino también la preparación de la superficie metálica, modo y condiciones de aplicación del recubrimiento, etc., factores todos ellos de importancia decisiva para la vida del revestimiento protector.

El tipo de pintura, factor de innegable importancia, requiere para manifestarse plenamente el cumplimiento de determinados requisitos vinculados a los restantes factores. Así, una pintura de gran resistencia química, pero mal aplicada, puede comportarse peor que otra de inferior calidad, y puede, sin embargo, superarla con creces con tal de que se siguieran exactamente sus especificaciones de aplicación.

4. PREPARACION SUPERFICIAL Y APLICACION DE LA PINTURA.

El primer problema que se plantea al proyectar un sistema satisfactorio de pintura es el de encontrar la forma de asegurar una buena unión con el metal base.

Lo ideal sería que la primera capa (imprimación) se adhiriese lo mejor posible bajo todas las circunstancias y que "mojara" completamente la superficie metálica, desplazando o absorbiendo cualquier contaminante presente en ella: cascarillas, herrumbre, suciedad, grasa o humedad. La cascarilla y herrumbre no son nunca realmente desplazadas, pero algunas imprimaciones penetran a su través llegando hasta la superficie del acero. Una imprimación debe, además, resistir las tensiones introducidas por ulteriores capas de recubrimiento.

La contaminación superficial limita enormemente la vida del recubrimiento y tiene una importante repercusión en el sistema completo de pintura compatible con la imprimación y con las exigencias de protección anticorrosiva. Por desgracia, las imprimaciones que mejor se aplican a las superficies contaminadas, con excelentes características de mojado y adherencia, son las basadas en compuestos de aceites vegetales o marinos, que son relativamente permeables a la humedad.

Muchos contaminantes (grasa, polvo, agua) pueden eliminarse con relativa facilidad, pero la cascarilla y herrumbre se desprenden sólo recurriendo a procesos caros y laboriosos. De ahí que a veces se prefiera utilizar una superficie en relativamente malas condiciones, seleccionando una imprimación y sistema de pintura compatibles con dicho estado, lo cual tiene la ventaja del bajo costo inicial, aunque entraña a la larga elevados costos de mantenimiento, pues habrá que repintar al cabo de cierto tiempo. Otra solución, que encuentra cada día mayor aceptación, es la de limpiar perfectamente la superficie del acero, para poder así seleccionar el sistema de protección desde el exclusivo punto de vista del medio que deba resistir. Esta limpieza de la superficie metálica se consigue por medio de tratamientos ácidos, por abrasión mecánica (tratamiento con cepillo de alambres o con chorro de arena o granalla), a la llama (con soplete) o por otros métodos especiales.

Una vez limpia la superficie, y como una preparación adicional para recibir la pintura, puede ser sometida a un pretratamiento químico o electroquímico de "pasivación", el cual es de importancia

primaria en el caso de superficies muy activas, como las de magnesio. Sobre el magnesio se utilizan tratamientos con fluoruros o cromatos y también la anodización; sobre el zinc es casi universal el tratamiento con cromato o fosfato; sobre el aluminio suelen ser muy efectivos los tratamientos con cromato, fosfato y el anodizado; y sobre el acero es corriente la fosfatación.

Un tratamiento superficial relativamente reciente estriba en la aplicación de los llamados wash primers, que garantizan una buena adherencia a la base metálica de las sucesivas capas de pintura, y -- que reúnen, además de por sí características de protección y pasivación. En líneas generales, se obtienen mezclando antes de su utilización una solución de resina de butiral polivinilo pigmentada con cromato de zinc (que había sido preparada dispersando tetraoxocromato de zinc en una disolución de aquella resina en butanol, isobutanol o isopropanol) con una solución conteniendo ácido fosfórico, un alcohol -- (isopropanol) y algo de agua. Pueden emplearse como tratamiento previo al pintado para una gran variedad de metales, incluyendo el acero el zinc, el acero galvanizado, el cadmio, el aluminio, el magnesio, -- etc. Mediante la reacción del ácido fosfórico con la superficie metálica y el pigmento de tetraoxocromato de zinc se forma un recubrimiento inorgánico de conversión, unido químicamente a la superficie metálica con una delgadísima película orgánica superpuesta. Para obtener una protección óptima, la aplicación del wash primer debe estar complementada por la de un sistema completo de pinturas.

Las pinturas pueden aplicarse a brocha in situ, pero también pueden aportarse de otras maneras. En las superficies grandes y relativamente limpias, el empleo de la pistola de pulverización es, a la vez, económico y eficaz. En un proceso de producción industrial, la operación puede realizarse montando las piezas en bastidores o transportadores que las colocan frente a las pistolas de proyección en cabinas a tal fin. Existen túneles de proyección para operaciones de -- pintado continuo de carrocerías de automóviles u otros artículos. En el sistema de proyección electrostática el metal recibe las partículas de pintura cargadas electrostáticamente. Otros sistemas de aplicación son: por inmersión, a chorro (la pintura es bombeada sobre la superficie de la pieza), por electroforesis (descarga de micelas de pinturas cargadas negativamente sobre la superficie anódica, constituida por la pieza a pintar, dentro de un baño que mantiene la pintura en suspensión), etc.

5. CORROSION DE METALES PINTADOS

La degradación de los metales pintados se caracteriza por muchos procesos parciales individuales que actúan conjuntamente, tales como la penetración de agua, vapor de agua, oxígeno y iones a través de la película; la degradación ultravioleta con enyesamiento, pérdida de color y brillo, cambios nocivos en la adhesión de la película en estado seco o húmedo; el desempeño de los pigmentos, pretratamientos e inhibidores, y la degradación química de la película de pintura resultante de la corrosión del sustrato.

La presencia de trazas de electrólito en la superficie de separación metal/pintura tiene un gran efecto en la resistencia del recubrimiento. Es un hecho bien comprobado que el comportamiento del acero pintado cambia enormemente según las condiciones ambientales de exposición del metal, previas a la aplicación del recubrimiento, y el estado de la superficie metálica en el momento del pintado. Existe una relación entre cantidad de sulfato ferroso contaminando la superficie y la vida del recubrimiento de pintura. Los residuos solubles de sulfato ferroso cortocircuitan la resistencia del recubrimiento, favoreciendo la reacción de corrosión debajo de la capa de pintura, donde llegan por difusión moléculas de oxígeno y de agua. Lo mismo puede decirse respecto a otros posibles depósitos salinos, por ejemplo, de cloruros. Los residuos de óxido en la superficie metálica retienen humedad y sales solubles debajo de la capa de pintura aplicada.

Según Leidheiser (7), se puede hablar de seis manifestaciones distintas de corrosión en los metales pintados:

Ampollamiento. Regiones locales en que el recubrimiento ha perdido adherencia con relación al sustrato, habiéndose producido una acumulación de agua, gas, óxido, etc., en la intercara metal/pintura.

Corrosión precoz. Corrosión resultante de exponer el recubrimiento, una vez ha secado al tacto, a condiciones de alta humedad.

Corrosión instantánea. Corrosión que aparece de forma súbita sobre una superficie chorreada de acero a la que se aplica una imprimación de base agua.

Corrosión subyacente. Corrosión que progresa debajo de la capa de pintura y ocasiona desunión del recubrimiento al metal.

Corrosión filiforme. Tipo de ataque que progresa linealmente en forma de filamentos sobre la superficie. Ocurre generalmente en ambientes húmedos.

Desunión catódica. Levantamiento o pérdida de adherencia del recubrimiento al sustrato como consecuencia de las reacciones catódicas del proceso de corrosión.

6. PERMEABILIDAD DE LAS PINTURAS.

Los reactantes necesarios para que proceda la corrosión en medio ambientes normales son el agua y el oxígeno. El concepto de la película de pintura como una membrana impermeable ha sido muy desacreditado por los datos de permeabilidad para agua y oxígeno.

En muchos sistemas de pintura, la permeabilidad del agua es mayor que aquella requerida para la corrosión del sustrato desnudo, indicando que el paso que determina la velocidad de corrosión no es el consumo de agua. BOXALL (8), estudiando películas de barnices, vinílica, epoxy y caucho clorinado, concluyó que los 3 primeros sistemas de pinturas eran más permeables al vapor de agua que el agua líquida, mientras que con el caucho clorinado ocurría lo opuesto. HAAGAN y FUNKE (9), compararon una tabla de permeabilidades de vapor de agua para varios sistemas de pinturas con la cantidad de agua necesaria para corrosión atmosférica de acero desnudo y concluyeron que más agua puede ser suministrada por penetración de la que es necesaria para que ocurra la corrosión, de manera que la permeabilidad del vapor de agua tampoco puede ser el paso que determina la velocidad. Similarmente se ha concluido que el peso de O_2 que puede pasar a través de un número de películas de pintura varía desde $1/10$ a un valor mayor que aquel consumido por un espécimen de acero desnudo. Ya que los especímenes pintados expuestos no se corromen a estas velocidades, a menos que la película haya sido degradada, la velocidad de difusión del O_2 no puede ser el factor controlante de la velocidad (10).

Los iones agresivos como el Cloro y el Sulfato, que ya están presentes en la interfase recubrimiento/metal o que entran a esta área por difusión, son también importantes agentes que estimulan la corrosión formando productos de corrosión solubles y reduciendo la resistencia eléctrica del electrolito entre los sitios anódicos y catódicos. FIGURA 1.

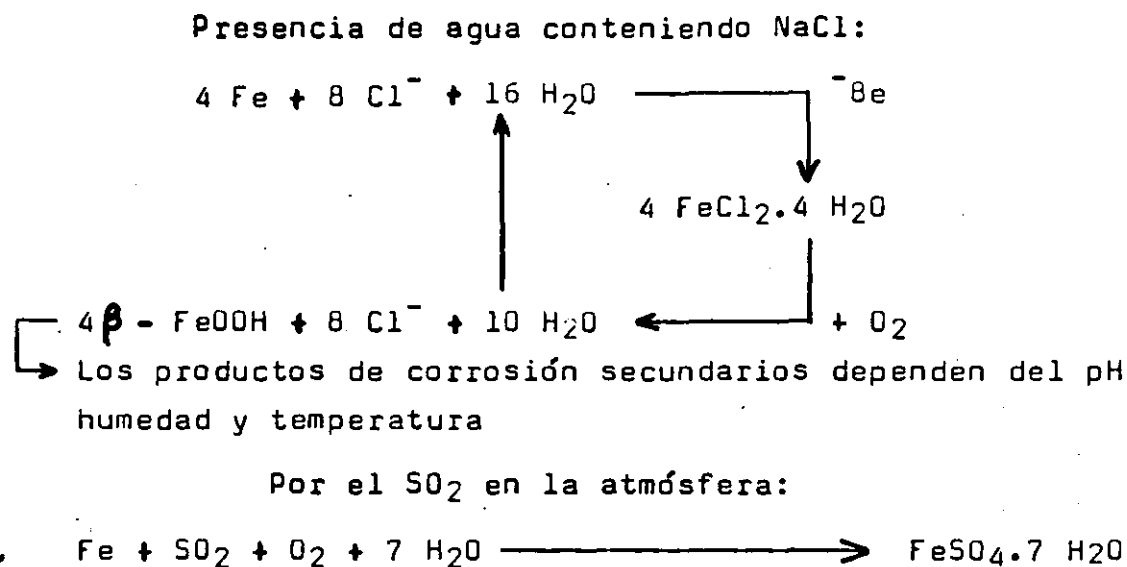


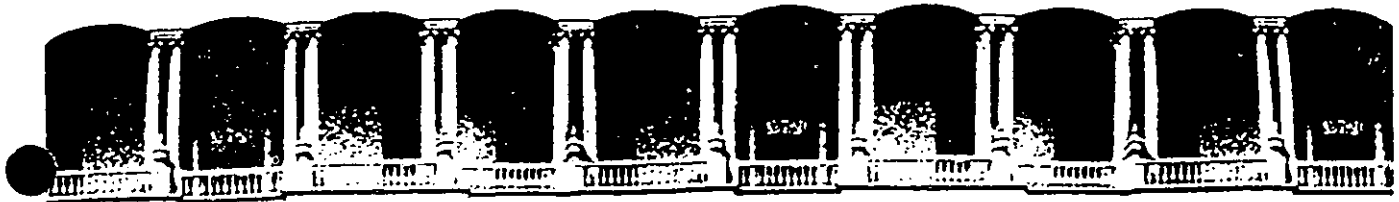
FIGURA 1. Mecanismo que favorece la corrosión por los aniones cloruro y sulfato (11).

Sin embargo, los datos de permeabilidad más fidedignos para estos iones publicados en la literatura, muestran que los recubrimientos protectores, en los espesores prácticos, tienen una permeabilidad extremadamente baja a los aniones, si no se aplican voltajes externos. Por lo tanto, puede suponerse que la aceleración de la corrosión en exposiciones a soluciones salinas, tiene lugar principalmente en puntos o áreas dañadas o imperfectas de la película y que la aceleración debajo de una película perfecta que cubre completamente al sustrato con un espesor razonable, debe ser debido a impurezas, posiblemente de la misma clase, que ya estaban presentes sobre la superficie metálica antes del pintado.

Finalmente debe considerarse que los iones sulfato pueden formarse in situ después de que el SO₂ ha penetrado a través de la película hasta el sustrato metálico. De acuerdo con los resultados de --FUNKE (11), la permeabilidad del SO₂ es muy alta si los recubrimientos se exponen al gas puro a presión atmosférica. Sin embargo no debe excluirse que tenga lugar alguna reacción química con el aglutinante en estas condiciones.

REFERENCIAS.

- (1) J.A. Von FRAUNHOFER, J. BOXALL: Protective Paint Coatings for Metals, Portcullis Press Ltd. London, 1976.
- (2) M. BRACHET, J. BEDDELEEM: Le minium et la corrosión. Citado - por S. FELIU: Mecanismos de Corrosión y Métodos de Lucha Anti corrosiva (curso de especialización). CSIC, Cenim, 1983.
- (3) I. L. DAVIES: Instrumental analysis in the coatings industry, JOCCA, 110 (1985).
- (4) M. MORCILLO: Química e Industria, Vol. 27, 5, 379 (1981).
- (5) F. L. FLOYD, R. G. GROSECLOSE, C. M. FREY: JOCCA 66,329 (1985).
- (6) J. D. KEANE: AISC Engineering Journal, January, 6 (1971).
- (7) H. LEIDHEISER: Corrosión (NACE), 38, 7, 374 (1982).
- (8) J. BOXALL, J. A. FRAUNHOFER, S. C. WERREN: JOCCA 55, 24 (1972).
- (9) H. HAAGAN, W. FUNKE: JOCCA 58, 359 (1975).
- (10) J. E. O. MAYNE: ANTI-CORROSION, p 3, OCTOBER (1973).
- (11) W. FUNKE: JOCCA 62, 63-67 (1979).



**FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.
DIVISION DE EDUCACION CONTINUA**

CURSOS ABIERTOS

I CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES

MODULO 4: CONTROL DEL DETERIORO DE MATERIALES.

Del 1º. al 26 de junio de 1992

NOCIONES SOBRE EL DESGASTE

M. EN I. BERNARDO CAMPILLO I.

JUNIO - 1992

Desgaste.

Un sistema tribológico está formado por dos o más cuerpos en contacto superficial mecánico o estático, y se gestan una vasta clase de fenómenos. La tribología estudia entre otras cosas, la adhesión, fricción, desgaste y lubricación de sólidos en contacto. Según Vingsbo (1) las diversas definiciones de desgaste encontradas en la literatura no son muy adecuadas, debido a que no abarcan toda la complejidad de este fenómeno. Una definición más completa de desgaste es: "La remoción de material a partir de las superficies de un sistema tribológico", lo cual implica superficies en movimiento relativo bajo mecanismos de contacto. Otros fenómenos como la deformación, reacciones químicas, o fenómenos cíclicos son sólo casos particulares de determinados sistemas tribológicos.

Desgaste es el nombre genérico de una serie de eventos, por los cuales la pérdida de material tiene lugar. Por lo tanto el desgaste en un tribosistema o sistema tribológico puede ser el resultado de un gran número de eventos con un número casi infinito de combinaciones. Existen muchos procesos y las interacciones de uno y otros es compleja (2), como lo muestra el esquema de la fig. 1.

El desgaste sigue una relación simple, llamada relación de Archard (8) que se expresa como:

$$W = \frac{V}{S} = K \frac{P}{H} \quad (1)$$

donde W es el factor de desgaste, V el volumen perdido, P es la presión o carga aplicada, S la distancia recorrida, H la dureza de indentación y K es una constante que dependerá del material y de las condiciones de la prueba. Esta constante, según el mecanismo de desgaste de que se trate, toma diferentes valores y significados. Se puede calcular, al realizar la prueba de desgaste, al tomar la dureza de el material, ya que todos los terminos que involucra la relación son conocidos.

Fracturas Tribológicas y Mecanismos de Desgaste.

Las superficies de los sólidos no son planas, sino que muestran irregularidades o asperezas (como comúnmente son llamadas). Sólo los materiales frágiles que presentan clivajes a lo largo de planos cristalinos o los monocristales presentan superficies regulares y planas.

Cuando dos sólidos entran en contacto, este ocurre sólo en las asperezas. Bajo una carga aplicada, dependiendo del material, puede ocurrir deformación, primero elástica y luego plástica en estas asperezas. La deformación continuará hasta que el área de contacto real sea suficiente para soportar la carga. En este punto la deformación cesa. Las áreas de contacto pueden formar uniones de acuerdo con la teoría de la adhesión. Los contactos atómicos con o sin contaminantes de la superficie admiten fuerzas de cohesión para crear uniones entre las partes del tribosistema.

En movimiento deslizando, las uniones son continuamente deformadas, plásticamente cortadas y fracturadas, produciendo el desprendimiento de material y consecuentemente el desgaste, como esquemáticamente se describe en la fig. 2. Este es el fenómeno básico de fricción y el componente de fuerzas que actúa en la dirección del deslizamiento es la fuerza de fricción. Podemos observar que puede haber intercambio de material entre uno y otro de los componentes del sistema tribológico. Este es el mecanismo de Adhesión presente en el desgaste.

Otro de los mecanismos que producen fracturas y pérdida de material es el microcorte. Si una aspereza dura o partículas se deslizan sobre la superficie de un material blando, bajo condiciones tribológicas particulares (alta carga, distintos ángulos de corte de las partículas o alta dureza, etc.) actúa como una microherramienta de corte. Este mecanismo remueve material de la superficie por la formación de rebabas, fragmentos, etc. La profundidad y tamaño del surco, depende del tamaño del elemento cortante.

Otro de los mecanismos que actúan en el desgaste es el impacto. Las condiciones normales de impacto (cero esfuerzos paralelos) es establecida en la superficie mecánica en contacto bajo condiciones de percusión, con un ángulo de incidencia, el cual tiende a ser normal. Si la energía transferida a la superficie no puede ser disipada como calor o deformación plástica, la superficie se relaja formando fracturas por impacto. Esto requiere una alta densidad de energía y condiciones

típicas de alta tensión durante una muy corta duración y un gran ángulo de incidencia. La fractura por impacto es el resultado de una percusión aislada y es más fácil de producir en un material frágil que en uno dúctil.

Durante movimientos cíclicos la superficie de un tribosistema puede estar sujeta a fenómenos de fatiga. Las fluctuaciones de carga pueden iniciar la sucesiva nucleación y crecimiento de fracturas por fatiga y la falla por fatiga resultante, representa otro de los mecanismos de las fracturas tribológicas.

Numerosas clases de fenómenos físicos y químicos interactúan con las fracturas tribológicas. Parte del trabajo de fricción es disipado generalmente como calor y el incremento de temperatura en pequeñas áreas de contacto puede ser muy alto dando lugar; a otros fenómenos como la soldadura, y en general a desviaciones a lo esperado en el comportamiento a temperatura ambiente.

Una combinación de alta concentración de deformación y alta temperatura activa una serie de cambios en la capa debajo de la superficie de contacto. Estos fenómenos internos que se pueden presentar son: deformación plástica, cambios estructurales como cambios de fase en los metales, y cambios de composición química.

Además existen fenómenos externos, dependiendo de la interacción con la atmósfera que rodea al sistema tribológico, resultando la formación de una capa superficial, que se puede deber a: A) Reacciones Químicas; en el aire las superficies limpias, son cubiertas con una capa de óxido o por componentes

de corrosión. B) Adsorción; las moléculas de gases, predominantemente vapor de agua, se unen a la superficie del metal por adsorción y forman una segunda capa sobre la capa anterior. Estas capas evitan la formación de uniones minimizando el desgaste en sistemas aparentemente no lubricados.

La pérdida de los gases absorbidos si hay un sobrecalentamiento, y la ruptura de la capa de óxido si el esfuerzo normal es alto, exponen al metal incrementándose el desgaste.

Tipos de Desgaste.

Uno de los aspectos presentes en el desgaste es el movimiento relativo entre los componentes. Este puede ser unidireccional, en dos direcciones, deslizante o rodante. Puede haber una combinación de rodamiento y deslizamiento o movimientos oscilatorios. Un metal puede interactuar con un no metal o líquidos tales como aceite lubricante o agua marina. Dependiendo de la naturaleza del medio envolvente en una interacción bajo carga, el desgaste puede ser clasificado de la siguiente manera.

A) Desgaste Adhesivo.

En este, el movimiento relativo puede ser unidireccional o en dos direcciones y deslizante, o la interacción ocurre bajo pequeñas amplitudes de carga. Se caracteriza por la formación y fractura de uniones adhesivas. Ver fig. (2). Eventualmente

fracturas por fatiga nuclearán y se propagarán desprendiéndose fragmentos los cuales causan una pérdida neta de el material. También se puede dar el proceso de adhesión y transferencia de material el cual se puede repetir en ambas direcciones para que finalmente ocurra la pérdida por fragmentos. Dependiendo de la geometria el mecanismo de adhesión produce protuberancias en la superficie sometida a desgaste, formadas por el material transferido de una superficie a otra.

El desgaste adhesivo se puede expresar como:

$$V = ZAS \quad (2)$$

Donde Z es el número de átomos removido por encuentro, A es el área total, V el volumen removido y S es la distancia recorrida. Pero esa área total se relaciona con la carga como sigue:

$$A = P / \sigma \quad (3)$$

Donde P es la carga y σ la tensión de fluencia del material blando. Sustituyendo en (2) obtenemos:

$$V = \frac{Z P}{S} \quad (4)$$

Que tiene la forma de la relación de Archard. Ahora bien utilizando la relación de la Tensión de fluencia y la dureza.

$$H = 3 \sigma \quad (5)$$

Llegamos finalmente a la relación de Archard, solo que en este caso la constante tiene que ver con el número de átomos removidos por encuentro.(2)

$$V = 3Z P \quad (6)$$

B) Desgaste Abrasivo.

El desgaste abrasivo se caracteriza por la formación de surcos. Estas interacciones se llevan a cabo por microcorte, con deformación plástica, al ser rasgada la superficie por un elemento abrasivo duro. La deformación plástica se refleja en la formación de una cresta al mismo tiempo que el fragmento corta la superficie. Las partículas abrasivas pueden provenir de material desprendido, de polvo de los alrededores, o de partículas de impurezas que quedan atrapadas en la interfase deslizante y remueven gran cantidad de material. En otros casos se utiliza este tipo de desgaste, para la evaluación de abrasivos en forma sistematizada, en un proceso estandarizado. (ASTM G56-82).

El desgaste abrasivo sigue también una relación como las anteriores, solo que la constante es considerada como un coeficiente de desgaste bajo una situación abrasiva entre dos cuerpos y toma valores de acuerdo a la geometría de la partícula que incide la superficie. (2).

$$\frac{V}{S} = \frac{P}{H} \quad (7)$$

Donde $\tan \theta$ toma el valor de 0.63 para una aspereza cónica y θ es el ángulo que forma la base de la partícula cónica con la superficie de el metal blando. (2).

Para calcular la resistencia al desgaste abrasivo de un material sometido a investigación se puede usar la siguiente

relación:

$$\frac{R1}{R2} = \frac{A H}{P} \quad (8)$$

Donde R1 es la resistencia al desgaste de un material usado como referencia, R2 es la resistencia del material bajo investigación, A es una constante, P es la presión aparente de contacto y H la dureza del material bajo investigación.

C) Desgaste por Fatiga.

Los fenómenos de fatiga son generalmente importantes en todos los tipos de desgaste. Las tribofracturas son un fenómeno interactivo que son promovidas por efectos acumulativos durante fluctuaciones cíclicas de carga. Es común que el material removido sea predominantemente producido por fracturas de tipo fatiga en los sistemas tribológicos. El más típico sistema tribológico de fatiga es dado en contacto rodante como por ejemplo los cojinetes. En estos los efectos de abrasión e impacto son reducidos. El desgaste adhesivo puede ser de importancia; en casos donde la lubricación es difícil como por ejemplo en los cojinetes de los rodillos de laminación en caliente.

La propagación de fracturas por fatiga esta concentrada en dos direcciones, una perpendicular y otra paralela a la superficie de contacto. El resultado es que al avanzar la fractura, la superficie del material es removida en escalas relativamente grandes en forma de hojuelas. La exfoliación por fatiga es un ejemplo de esto. El proceso es similar al que sufren al

removeirse, por rompimiento, las capas de material intercambiado en el desgaste adhesivo. Este proceso es llamado "Delaminación".(3).

D) Desgaste Erosivo.

Es el desgaste de una superficie, la cual es golpeada por una corriente de partículas. Si las partículas son gotas líquidas el desgaste es llamado erosión por cavitación y cuando se mencionan partículas erosivas se refieren a partículas sólidas.(3). Los sistemas tribológicos erosivos son también llamados sistemas de desgaste de tres cuerpos. Un cuerpo es la superficie expuesta, las partículas en contacto momentaneo con la superficie representan el segundo cuerpo. El medio el cual transfiere la carga sobre el segundo cuerpo, (este prodrá ser otra superficie, una corriente líquida o el flujo mismo de partículas) es considerado como el tercer cuerpo.(3).

El principal mecanismo de tribofracturas en el desgaste erosivo son el microcorte y el impacto, adicionando la deformación plástica. Los ángulos de incidencia en erosión son menores que en abrasión.

E) Desgaste Vibracional.

El desgaste vibracional o rozamiento, envuelve elementos de todos los otros tipos. Los sistemas tribológicos de este tipo se caracterizan por estar sometidos a oscilaciones de varias frecuencias y pequeñas amplitudes. Dependiendo del material y las

condiciones de superficie, la adhesión puede actuar como un mecanismo de activación para mecanismos de abrasión, y la fatiga es un componente inherente.

Dependiendo de el diseño del sistema, este puede desprender partículas que no pueden escapar de el area de contacto y toman una función abrasiva. Al mismo tiempo la dificultad de mantener una lubricación continua, puede provocar adhesión. Para materiales metálicos los efectos adicionales de la corrosión son muy severos incrementandose el factor de desgaste. Una mezcla de partículas metálicas y partículas provenientes de el rompimiento de la capa de corrosión es un efectivo medio abrasivo el cual previene la adhesión y reemplaza al lubricante. Sistemas prácticos de rozamiento son las uniones mecánicas.

Pruebas de Desgaste.

a) Máquinas de Desgaste.

Generalmente los estudios de laboratorio de donde son obtenidos los datos de desgaste, se realizan bajo condiciones controladas, simulando situaciones reales. Hay un gran número de máquinas para evaluar el desgaste, todas ellas requieren el diseño de un par metálico, el cual provee la interfase friccionante.

La máquina de perno con extremo plano y disco es un aparato popular para pruebas de desgaste. Fig. (3a) Donde la probeta es sometida a una carga normal. Las variables son: La carga normal,

la velocidad de deslizamiento, las condiciones atmosféricas y la temperatura del medio ambiente. La cantidad de desgaste puede ser establecida pesando el perno con una microbalanza. Una prueba de desgaste completa supone graficar la pérdida de peso contra la distancia deslizada hasta obtener un desgaste inicial y un estado estable de desgaste. Es muy importante trabajar bajo condiciones químicas de Limpieza y el método es muy laborioso.

Un método alternativo es usar un perno con la punta cónica, soportado por una barra de carga con una bisagra. La probeta es sometida a desgaste y después la máquina se para, la barra se gira 180 grados y la magnitud del desgaste es detectada conociendo la pérdida de volumen.(2). Fig. 3b. Existen algunas máquinas estandarizadas para diversas pruebas, como la máquina de bloque sobre anillo (ASTM G77-83), la ASTM D83-83, algunas para cintas de abrasivos como la ASTM G75-82 o la ASTM D2625-83 que es para probar capas líquidas de lubricantes, pero son específicas para probar ciertos materiales, o capas de líquidos y no existen condiciones estandares para desgaste de materiales, como las hay para otras pruebas mecánicas. Por lo tanto al reportar valores de desgaste, se deben dar las condiciones a las cuales la prueba fué realizada.

b) La Curva de Desgaste.

Si el volumen o el peso perdido es graficado continuamente contra la distancia, se obtiene una curva característica como la mostrada en la fig. 4. El punto 0 es cuando la máquina empieza a

funcionar y la distancia recorrida es cero. La pérdida de peso inicial es curvilínea y la cantidad de peso o volumen perdido por unidad de distancia recorrida, decrece hasta el punto A, donde se une con una línea recta AB. El aumento del volumen o peso perdido en el estado de desgaste inicial está dado por AO, y AB es el estado estable, que es usado para encontrar el factor de desgaste de un material, dependiendo de la naturaleza de la otra superficie. El patrón de la curva mostrada en la fig. 4 es la presentada por partes de máquinas y hay un verdadero énfasis en la importancia del desgaste inicial antes de someter un componente a desgaste, a toda su carga, durante su vida de operación.

Cuando dos metales entran en contacto bajo carga, crean una situación donde la carga se concentra en las áreas de contacto verdaderas, que se forman entre las asperezas. Algunas veces, la tensión se concentra en dichas áreas de contacto, rebasando el límite elástico del material más blando de el par, este fluirá plásticamente y el área de contacto crecerá dentro de un equilibrio de tamaño proporcional a la aplicación de la carga. Si ambos metales son duros, las asperezas pueden ser removidas por algún mecanismo de los antes descritos y la superficie toma una apariencia llana, donde el área de contacto verdadera se incrementa. Esta puede ser la razón más común por la cual el desgaste inicial se presenta, y es superado al lograr un área de equilibrio, cuando el contacto se ha estabilizado. Pero esto no

explica todos los casos, ya que algunas veces, hay evidencia de formación de óxidos, o un incremento en la dureza de las interfases, y el mecanismo de desgaste inicial esta gobernado por un gran número de factores interrelacionados.

c) Curvas Factor de Desgaste-Carga.

Cuando un nuevo material es investigado, la primera fase de el trabajo es usualmente una evaluación de la cantidad de desgaste con el incremento de la distancia recorrida. El siguiente paso es graficar el factor de desgaste contra la carga. Para bajas cargas, hay un regimen de desgaste no severo, seguido por un regimen de transición donde el factor se incrementa en pocos ordenes de magnitud. Posteriormente si se incrementa la carga, la curva se estabiliza, entrando a una zona donde el factor de desgaste vuelve a tener ordenes de magnitud similar. La carga a la cual la curva tiene el punto de inflexión es llamada carga de transición y las zonas donde los factores son estables corresponden a regimenes de desgaste. Una curva típica se puede ver en la fig. 5.

No necesariamente un material puede presentar tan sólo dos regimenes, ya que algunos pueden presentar sólo uno o más de dos, dependiendo de las condiciones de la prueba y de la naturaleza del material. Algunos materiales forman varios tipos de óxidos y presentan curvas como la mostrada en la fig. 6 donde los diferentes regimenes corresponden a los diferentes óxidos formados.

Aleaciones antrifricción

Un grupo de aleaciones muy importantantes son las aleaciones empleadas como revestimiento en las piezas sometidas a desgaste, llamadas aleaciones antifricción. La resistencia al desgaste que puede presentar una aleación depende de un gran número de factores como: presión, lubricación, velocidad de rotación y microestructura de la misma.

En general, una aleación antifricción es una aleación de dos constituyentes, formada de una fase dura englobada en una matriz plástica. El constituyente duro resiste el desgaste y tiene un coeficiente de fricción pequeño. Es un metal puro o mas generalmente una combinación de dos elementos. El constituyente plástico permite a la pieza sometida a desgaste, amoldarse a la otra superficie metálica con la que esta interactuando, permitiendo un ajuste adecuado en el caso de los cojinetes. Asi las cargas se reparten uniformemente. La superficie de contacto es máxima y no hay peligro de tener presiones locales considerables que podrian deteriorar los metales en contacto

El constituyente plástico es ordinariamente un eutéctico. La proporción de estos dos constituyentes de caracteres opuestos varian con las aplicaciones, el constituyente duro es tanto mas abundante, cuanto mas fuerte es la presión que debe resistir. Estas aleaciones son de punto de fusión relativamente bajo, generalmente entre los 220 a 200 °C. por esto son fáciles de colocar y sobre todo una elevación anormal de temperatura provoca

la fusión de la aleación y evita el calentamiento del par metálico, que podría ocasionar su deterioro.

Las aleaciones antifricción son muy numerosas y no daremos mas que las principales familias.

a) Antifricción a base de plomo Pb-Sb de aproximadamente 10 a 15% de Sb, el componente plástico es un eutectico. Pb-Sn-Sb (60 a 80, 10 a 20 y 10 a 20). El constituyente duro es la combinación Sn_3Sb_2 . Pb-Sb-Cu (86-10-04).

b) aleaciones antifricción a base de estaño. Sn-Sb-Cu (78 a 83, 4 a 13 y 6 a 9). Sn-Pb-Sb-Cu (40-40-15-5). Estas aleaciones contienen dos constituyentes duros Sn_3Sb_2 y Cu_3Sn .

c) Antifricción a base de cobre, cobre-plomo de 20 a 30% de Pb.

Dentro de las aleaciones compuestas de Sn y Pb se encuentran los llamados metales "Babbit", cuya principal característica es su alta resistencia al desgaste, y sus propiedades antifricción. Algunas de estas aleaciones contienen entre 3.5 y 15% de antimonio el cual se combina con el estaño formando un compuesto intermetálico SbSn , que forma cristales cúbicos llamados "cuboides", que son duros y con buenas propiedades de baja fricción. Por economía se agrega Pb, que forma soluciones sólidas de solución limitada con estaño y con el antimonio. Estas soluciones sólidas forman estructuras eutécticas.

Actualmente se han desarrollado aleaciones con buenas propiedades al desgaste, a base de Pb, conteniendo pequeñas cantidades de los metales alcalinos Calcio y Bario, así como Sodio. Son del tipo de endurecimiento por precipitación,

utilizando compuestos intermetálicos Pb_3Ca , Pb_3Ca . Existen además aleaciones base cadmio y base Zinc, las primeras se usan en forma limitada y tienen propiedades similares a las aleaciones base estaño. Las segundas se han desarrollado como sustituto para uso ligero, ya que carecen de la plasticidad adecuada.

A continuación se presenta una tabla con algunas aleaciones antifricción y su uso.(16).

Sn	Sb	Pb	Cu	Características y usos.
98	3.5	-	3.5	Usado principalmente para chumaceras de cabeza de biela.
86	10.5	-	3.5	Chumaceras, principalmente para motores de automóviles y de aviones. trabajo en general.
80	11	6	3	Trabajo en general en servicio pesado.
60	10	28.5	1.5	Locomotoras, maquinas de vapor, motores de combustión interna, generadores y dinamos.
40	10	48.5	1.5	Servicio mediano de tipo rodante de via.
20	15	63.5	1.5	una aleación de servicio más bajo que la anterior.
5	15	80	-	Metal Magnolia útil a temperatura elevada para presiones y velocidades más bajas.
5	9	86	-	Ejes de los carros de ferrocarril

En general este tipo de aleaciones se usan en bielas y cojinetes del cigüeñal del arbol de levas de los automóviles, en los cojinetes de los motores diesel, y en muchos motores eléctricos.

Los bronce al plomo se utilizan también en los cigüeñales de

los automóviles y máquinas areas. Se han utilizado con éxito aleaciones Ag-Cd para cojinetes de automóviles y aviones, sometidos a altas presiones y elevadas velocidades.⁽¹⁹⁾ Como puede observarse, por su uso cotidiano, las aleaciones antifricción son sumamente importantes.



**FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.
DIVISION DE EDUCACION CONTINUA**

CURSOS ABIERTOS

I CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES

MODULO 4: CONTROL DEL DETERIORO DE MATERIALES

Del 1º. al 26 de junio de 1992

**ESTRATEGIAS EN LA PRODUCCION DE MATERIALES
RETOS, AMENAZAS Y OPORTUNIDADES**

DR. VICTOR M. CASTAÑO

JUNIO - 1992

ESTRATEGIAS EN LA PRODUCCION DE MATERIALES RETOS, AMENAZAS Y OPORTUNIDADES

Victor M. Castaño
Departamento de Física Aplicada
y Tecnología Avanzada
INSTITUTO DE FISICA, U.N.A.M.

INTRODUCCION

Generalmente, cuando se habla de producción de Materiales, es difícil no caer en la tentación de resaltar solamente algunos de los, como veremos, numerosos aspectos involucrados en el diseño, fabricación y comercialización de algún material. Así, en la Academia se acentúa el papel de la investigación, ya sea básica o aplicada, y se olvidan muchas veces otros parámetros que, si bien pueden resultar menos impresionantes o asombrosos, juegan un papel definitivo en el asunto que nos ocupa. Por otro lado, los industriales, sobre todo en nuestro país, no piensan siquiera en que la Ciencia y la Ingeniería, son actores fundamentales en el desarrollo tecnológico de prácticamente todas las áreas de producción económica.

El objetivo de las presentes líneas es el de hacer algunas reflexiones publicamente sobre la problemática antes planteada, desde la perspectiva de alguien que, si bien ha seguido una trayectoria profesional netamente académica, ha tenido también la nada común oportunidad de interaccionar directamente con industrias en México y el extranjero.

ALGUNOS FUNDAMENTOS TEORICOS

Hablar de producir materiales de alta tecnología es hablar de competitividad en varios sentidos. En efecto, la producción de materiales es un problema harto complejo que involucra no solamente el desarrollo de la Ciencia y la Tecnología necesarias, sino también su adaptación a los sistemas productivos y la respectiva comercialización, entre otros factores. Este problema ha merecido enorme atención en tiempos recientes por especialistas en la Ciencia de los Materiales del más alto nivel en los países desarrollados industrialmente y, cada vez con mayor frecuencia, es posible encontrar interesantes trabajos al respecto (1-3). La Figura 1 representa esquemáticamente un modelo basado en una serie de recientes artículos de la Materials Research Society (MRS), probablemente la sociedad de Ciencia de Materiales más importante en la actualidad. Tal modelo muestra que un material terminado es el resultado no solamente de la investigación científica, sino también de la ingeniería de producción y de factores más administrativos que, por conservar la nomenclatura de las referencias (1), se han llamado genéricamente "Ciencia de la Manufactura", de tal manera que un enfoque globalizador y práctico debe de realizar un análisis serio de cada uno de los factores involucrados.

EL PAPEL DE LA CIENCIA DE MATERIALES

Resulta ocioso tratar de resaltar el papel determinante de la Ciencia de Materiales en la producción de los mismos, y solo es pertinente recalcar un par de aspectos importantes. La figura 2 (4) representa simbólicamente el ciclo natural que, de manera obligada, siguen todos los materiales de ingeniería usados en la actualidad. El principal aspecto a resaltar es el hecho de que la fuente primaria de todo material es la Naturaleza y es esta también el destino último de todo material

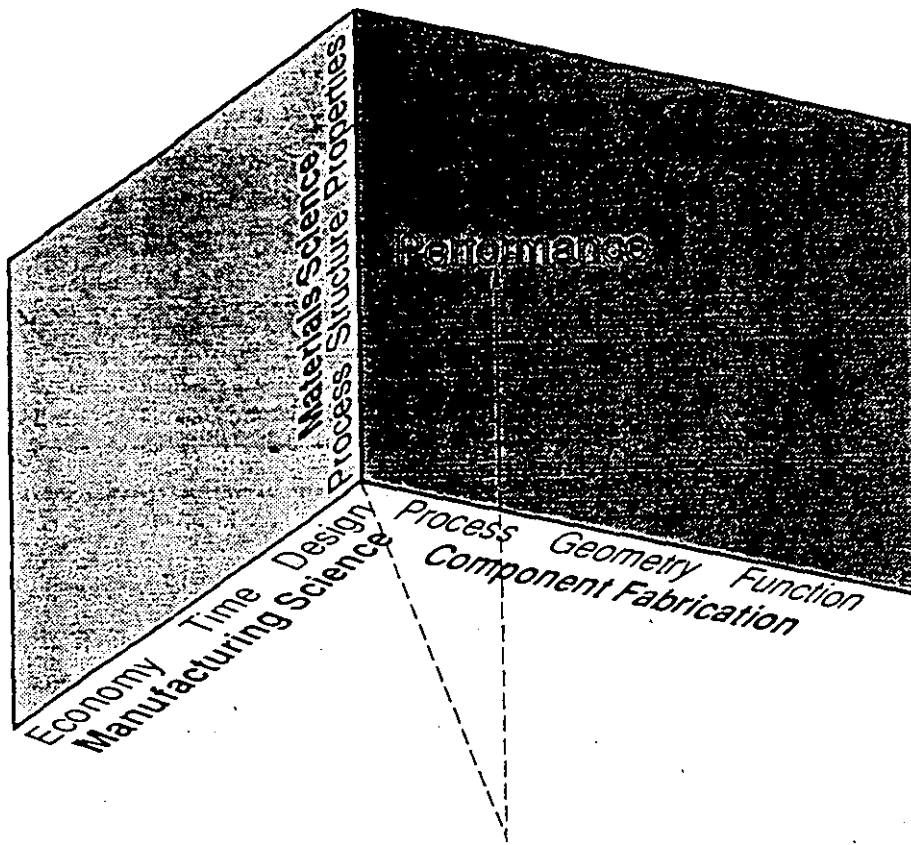


Figura 1.- Componentes principales en la fabricación de un material (Ref. 1)

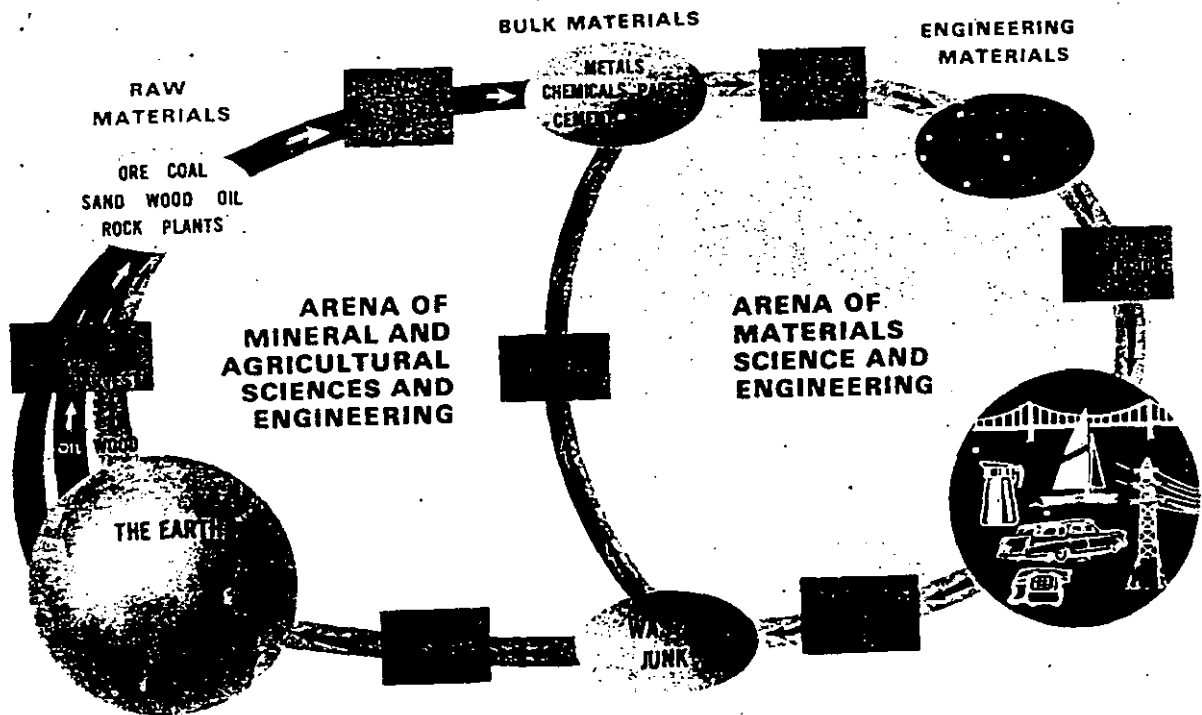


Figura 2.- El ciclo natural de los materiales (Ref. 2)

despues de que ha cumplido su vida util. En este contexto, la necesidad imperiosa del reciclamiento de materiales, a diversos niveles, constituye una potencial amenaza para la supervivencia de nuestras sociedades de consumo, por lo que la investigación y desarrollo en este campo representan un area de oportunidad enorme y una exigencia social.

El segundo punto a resaltar en este apartado es el del fenómeno, día a día creciente en la comunidad científica internacional, del estudio y uso de materiales naturales para la producción de bienes de alto valor agregado. Un ejemplo, de relevancia para nuestro país, es el de los materiales compuestos ("composites") reforzados con fibras naturales y que han comenzado a utilizarse para la elaboración de objetos tan inesperados como partes de automóviles y de aviones (5). De nuevo, el desarrollo de técnicas en esta dirección constituye un campo interesante de crecimiento profesional, así como la posibilidad de coadyuvar al uso de materiales que, como las fibras de plantas, constituyen actualmente un problema de manejo de desperdicios en las agroindustrias.

EL PAPEL DE LA INGENIERIA DE PRODUCCION

Claramente, una vez que la investigación básica ha producido ideas con buenas oportunidades de aplicación, la Ingeniería toma su papel, de no poca importancia, de diseñar los métodos y mecanismos de producción. Factores tales como la del proceso detallado a seguir, el escalamiento y diseño de plantas, constituyen otra serie de problemas complicados que deben de atacarse a fin de producir materiales útiles. En esta etapa también, como lo muestra la Figura 3, el conocimiento profundo de técnicas de caracterización de materiales, resulta una imperiosa necesidad.

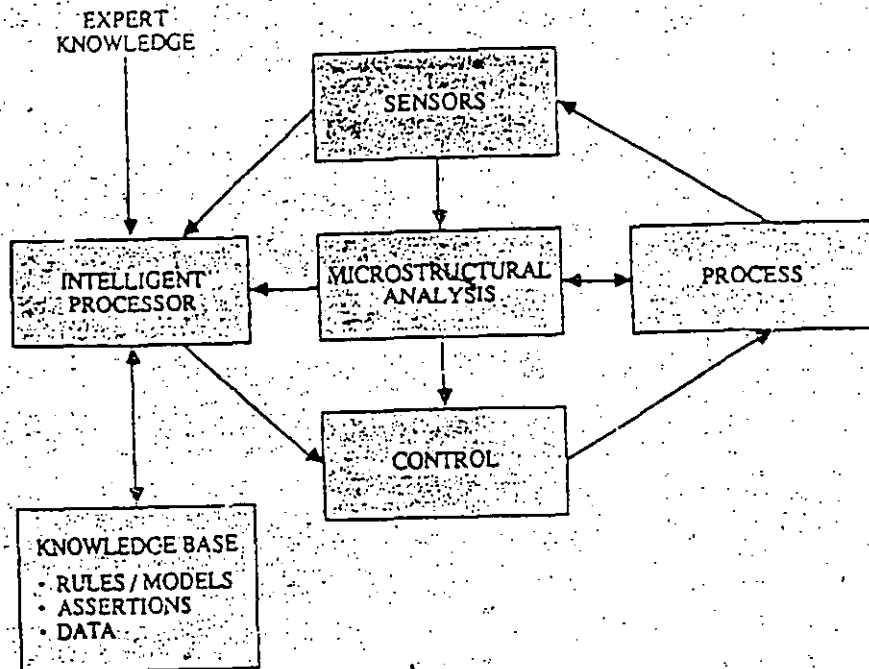


Figura 3. - Elementos de la ingeniería de producción de materiales (Ref. 6)

EL PAPEL DE LA CIENCIA DE LA MANUFACTURA

Este elemento, por obvio, ha sido despreciado con frecuencia, en especial por los científicos, a pesar de que, en opinión del autor de las presentes líneas, ha sido en muchos casos la razón del fracaso de excelentes ideas o diseños. De hecho, estudios muy recientes en los Estados Unidos (1), indican que este tipo de elementos han sido la causa de la creciente disminución del liderazgo mundial de ese país frente a naciones europeas y, especialmente, frente al Japón, bien conocido por su atención al desarrollo de técnicas y metodologías modernas y avanzadas de administración industrial. La preocupación de nuestros vecinos, y dentro de muy poco socios cercanos, por

ésta temática, los ha conducido a acciones como el establecimiento de premios de calidad industrial como el Malcolm Baldrige National Quality Award (1), que establece, entre otros criterios, el de la adecuada administración de tiempos y recursos humanos y financieros, para ser otorgado a alguna empresa norteamericana.

COMENTARIOS FINALES

Indudablemente, analizar en detalle algunos de los elementos que se han esbozado en el presente ensayo sería materia de estudios más profundos y, necesariamente, interdisciplinarios. Sin embargo, algunos puntos pueden señalarse como conclusiones parciales:

- 1.- La necesidad de un enfoque multi e interdisciplinarios en la manufactura de materiales, incluyendo criterios sociales y ecológicos, entre muchos otros.
- 2.- El reto de encontrar líneas de investigación y desarrollo propias que permitan pasar de seguidores de tecnología a generadores de la misma en ciertas áreas.
- 3.- La amenaza de adoptar procesos industriales fuera del contexto nacional y de consecuencias nocivas en la Naturaleza.
- 4.- La oportunidad de aprovechar las coyunturas socio-económicas actuales para encontrar caminos de organización y desarrollo originales y nacionales.

REFERENCIAS

- 1.- Materials Research Society Bulletin, April (1992)
- 2.- Materials and Man's Needs, National Academy of Sciences (1974)
- 3.- Advancing Materials Research, National Academy of Engineering-National Academy of Sciences (1987)
- 4.- M. Cohen, en First International Simposium México-U.S.A.: The frontiers in Materials Science, Ixtapa, Gro. (1991)
- 5.- V. Castaño, L. Martínez, H. Sánchez e I. Arita, enviado a Materials Letters (1992)
- 6.- Materials Research Society Bulletin, June (1989)



**FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.
DIVISION DE EDUCACION CONTINUA**

CURSOS ABIERTOS

**I CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES
MODULO IV: CONTROL DEL DETERIORO DE MATERIALES
Del 1º. al 26 de junio de 1992**

"ACEROS ALUMINIZADOS RESISTENTES A LA CORROSION"

**DR. YOSHITO MITANI N.
ING. EDGAR VALDES C.**

JUNIO - 1992

"ACEROS ALUMINIZADOS RESISTENTES A LA CORROSION"

EDGAR VALDES C.

YOSHITO MITANI N.

DIVISIÓN DE INGENIERÍA
METALÚRGICA Y SECCIÓN
DE GRADUADOS ESIQIE-IPN

INTRODUCCION

La aplicación de los productos del proceso aluminizado ha mostrado⁽¹⁾ una gran utilidad en las plantas petroquímicas por su excelente resistencia a la corrosión en atmósferas de H_2S y vapor de S bajo las condiciones de alta temperatura y la oxidación en alta temperatura, así como a la carburización debido al gas CO, hidrocarburos, etc. Estas características diferencian precisamente este proceso de aluminizado por difusión de los otros por estado líquido y sólido.

Dentro del rango de temperatura que se emplea en este proceso, $850^{\circ}C$ - $1020^{\circ}C$, se ha encontrado⁽²⁾ la mejor propiedad de la capa formada a $900^{\circ}C$ en los aceros aleados de 18 Cr.- 8Ni-Ti, 2 1/4 Cr - 1 Mo, ya que estos aceros son comúnmente utilizados en tuberías de unidad de desulfurización, por lo que podemos encontrar una gran variedad de condiciones óptimas del proceso de acuerdo a las diversas condiciones de aplicación.

En los trabajos anteriores (3,4), se realizaron varias pruebas de aluminizado, utilizando aceros 1015, 1045 y 1060. Los parámetros de operación eran temperatura de aluminizado, tiempo y atmósfera, obteniéndose distinta profundidad de la capa aluminizada. Se ha caracterizado el proceso mediante la medición del perfil de concentración por microanálisis de rayos-X. Dentro del rango de temperatura de $830^{\circ}C$ a $950^{\circ}C$, se obtuvieron el espesor desde 20 a 340 μ m en un paquete de 3% NH_4Cl ; 25% aluminio y 72% Al_2O_3 a -325 malla. La concentración de aluminio alcanzó hasta 65 por ciento en peso.

La caracterización de la capa aluminizada es un estudio ir

tante, ya que las propiedades que se presentan dependen totalmente de su composición y fases que se forman. Para entender completamente el mecanismo de este proceso, se debe analizar detalladamente el sistema de par de difusión Fe-Al.

Por otro lado, desde el punto de vista de desarrollo tecnológico de este proceso, se debe resolver algunos aspectos prácticos, tales como: encontrar la condición adecuada para mejor acabado superficial, proceso de formado del producto, técnicas de soldadura.

En el presente trabajo se reportan los resultados de algunas pruebas sobre la composición de paquete para obtener mejor acabado, así como los de oxidación en altas temperaturas.

EXPERIMENTOS

Para determinar condiciones óptimas de aluminizado se diseñó una serie de pruebas en función del tamaño de polvos y mezclas de paquete para tres tipos de aceros 1018, 1060 y con acero de baja aleación (0.28 Cr, 0.28 Ni, 0.02 C).

En la prueba del tamaño de polvo Al_2O_3 se utilizaron la misma mezcla a $900^\circ C$ durante 3 hs, obteniéndose las siguientes observaciones.

1. Mezcla comercial de alúmina logra una capa muy profunda pero muy heterogénea y la superficie de acabado es burda.
2. Polvo de Al_2O_3 a -200 mallas resulta en la formación de la capa homogénea.
3. Polvo de Al_2O_3 a -325 mallas reduce la profundidad de la capa.

Por lo que en las pruebas posteriores se utilizó el polvo

de Al_2O_3 de -200 mallas.

En las pruebas siguientes se investigó la composición, especialmente la cantidad relativa del polvo de NH_4Cl , el cual es el agente de difusión de Al en estado de vapor.

Se realizaron las pruebas a 900°C por 4 hs, para los aceros 1018 y 1060, variando la relación de Al y NH_4Cl de 7-21, 14-14, 21-7%, de las cuales se encontró que a medida que se reduce la cantidad de NH_4Cl , aumenta la profundidad de la capa aluminizada.

Sin embargo, se encontró que la mezcla 25-3 de la primera prueba mostró mejor opción para la mezcla del paquete, después de realizar las pruebas con las mezclas 24.5-3.5 y 25.5-2.5%. Por consiguiente se decidió utilizar el paquete de aluminizado cuya composición de peso es de 72% Al_2O_3 (-200 mallas), 25% Al (-325 mallas) y 3% NH_4Cl (-325 mallas).

Las muestras preparadas para la prueba de oxidación con dimensiones de 7 x 6 x 3 mm fueron de acero de baja aleación cuya composición química es 0.02% C, 0.33 Mn, 0.026 P, 0.016 S, 0.40 Si, 0.28 Cr, 0.28 Ni, 0.02 Mo, las cuales fueron aluminizadas durante 1, 4, 10 y 16 hs.

Se analizó el perfil de concentración para cada condición por el análisis de energía dispersiva.

La prueba de oxidación se llevó a cabo a 900°C durante 24 hs, en la atmósfera de oxígeno puro a la presión atmosférica, registrando la ganancia en peso por termobalanza.

RESULTADOS Y DISCUSION

En la figura 1 se muestran las capas aluminizadas en los distintos tamaños de polvo de Al_2O_3 , de las cuales se determinó el tamaño óptimo para el acero aleado que se utilizó posteriormente en la prueba de oxidación.

Mediante el análisis de energía dispersiva se obtuvieron los perfiles de concentración dependiente del tiempo de aluminizado de acero aleado, como se muestra en la fig. 2. Permitiendo cierto rango de errores en la medición de la concentración, se pueden esperar los perfiles de concentración como se muestra en la fig. 3, tomando en cuenta los rangos de concentración de cada fase intermetálica; θ (Al_3Fe): 0.63-0.57; η (Al_5Fe_2): 0.55-0.52, ζ , (Al_2Fe): 0.49-0.47 y la solución sólida de 0.33 a cero.

En el presente trabajo el incremento de la concentración en la superficie es notable, lo cual implica la formación de óxidos de aluminio durante el proceso de aluminizado, como se ha indicado⁽⁴⁾. En la fig. 4 se puede observar la secuencia de oxidación, cuya capa se aprecia como una zona negra que se incrementa conforme pasa el tiempo de una hora a 12 hs. El aluminizado fué realizado para un acero 1006 en una atmósfera de CO. De esta experiencia se empleará posteriormente la soldadura para sellar el paquete, como se indica en (5).

Considerando la posible oxidación durante el proceso, la prueba de oxidación se llevó a cabo con la muestra aluminizada durante una hora. La curva de ganancia en peso con respecto a tiempo se muestra en la fig. 5. La velocidad de la ganancia de peso de la muestra aluminizada exhibe una mejora muy marca

da con respecto a la muestra original. Este hecho confirma la utilidad de aceros aluminizados en altas temperaturas como la de 900°C a 950°C.

De acuerdo a los resultados obtenidos en los trabajos citados y del presente, se ha demostrado el proceso básico de la fabricación de aceros aluminizados y la mejoría en la resistencia a la oxidación a altas temperaturas. Sin embargo, desde el punto de vista del mecanismo de aluminizado y de la oxidación. Se requiere más estudios detallados relativos a la caracterización de la capa aluminizada en atmósfera controlada, con el fin de establecer un proceso industrial que permite controlar las características de la capa aluminizada. Además es necesario registrar la ganancia en peso, con el fin de aclarar la cinética de este proceso. De este modo se podría proceder a la simulación del proceso, y conocer las características y propiedades en las aplicaciones determinadas.

RESUMEN Y CONCLUSION.

Se han encontrado las condiciones óptimas del proceso de aluminizado de acero por la prueba y error. Los aceros aluminizados muestran marcada resistencia a la oxidación en altas temperaturas. Se discuten algunos aspectos que se deben realizar para dominar esta técnica de aluminizado.

RECONOCIMIENTO.

Se agradecen a los Drs. A. Peraza y R. Rioja del Instituto de Investigaciones Eléctricas por su valiosa colaboración en la realización de este trabajo, al Ing. A. López por sus datos experimentales en el acero 213 TP11.

Este trabajo fué realizado como una parte del proyecto de investigación IPN-CONACYT, IVT/MM/NAL/81/1236. Se agradece al CONACYT por el apoyo económico brindado.

REFERENCIAS

- 1.- W.A. McGill and M.J. Weinbaum, "Aluminium Diffused Steels Resist High Temperatures in Hydrocarbon Environments", Metal Progress, Oct, 1979, 26-31.
- 2.- Kunio Izumi, Keikichi Maeda, Masao Izumiya, "Try Improved Calorizing Steel, "Hydrocarbon Processing, June, 1976, -- 75-80.
- 3.- Yoshito Mitani, "Desarrollo de la Técnica del Proceso de Aluminizado en Acero", Memoria VII Congreso de la Academia Nacional de Ingeniería, Oaxaca, 1981, 263-266.
- 4.- Yoshito Mitani, Edgar Valdes C. "Studies on Aluminized Steels for the Construction of Petrochemical Plants". Memoria VII Congreso Interamericano de Tecnología de Materiales, México, D.F., 1981, 119-123.
- 5.- W.A. McGill and M.J. Weinbaum, "The Use and Abuse of Alonized Tubes in Chemical Plant Heat exchangers", Corrosion/76, Houston, Texas, 1976; 145/1-145/11.

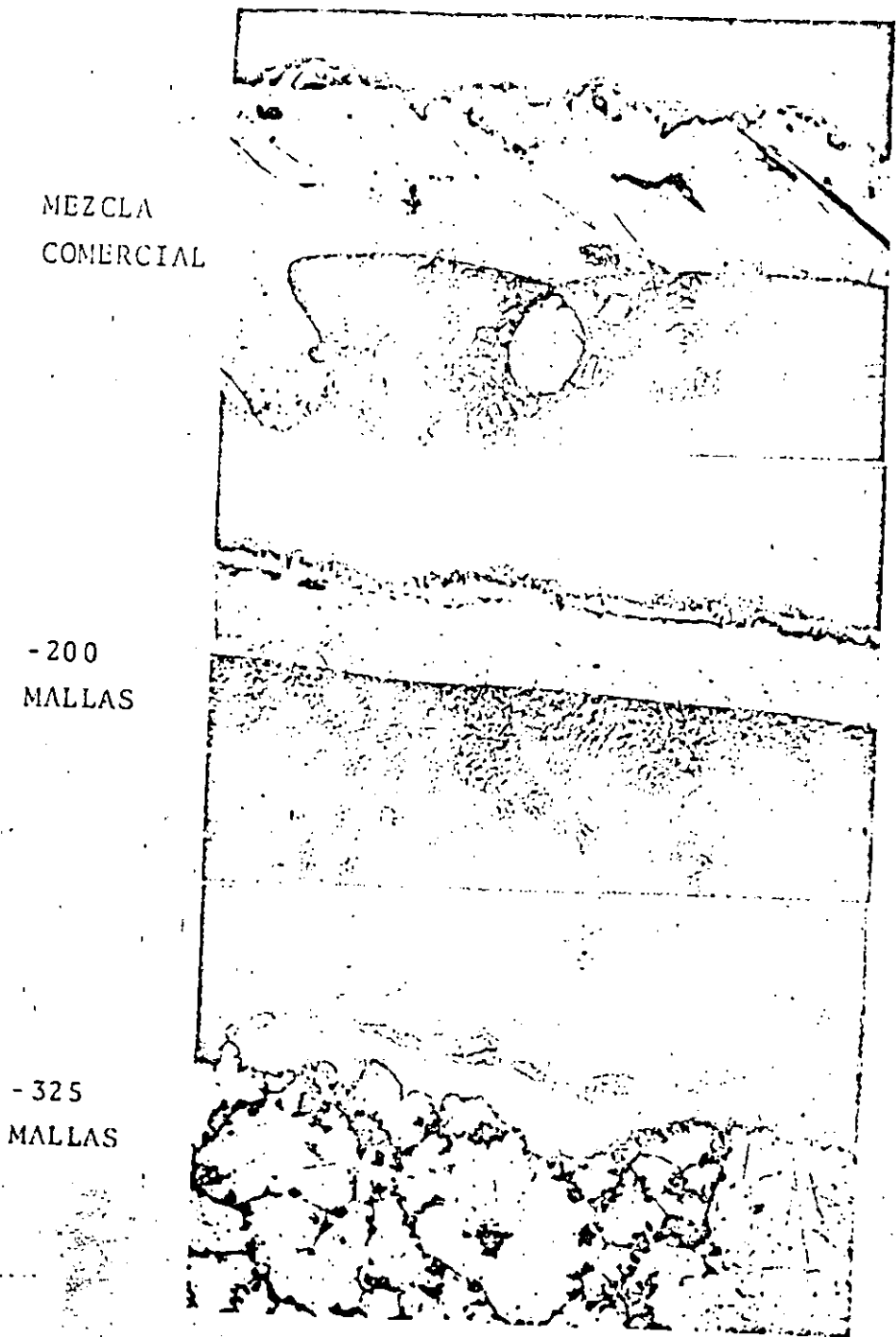


FIG. 1.- APARIENCIA DE LAS CAPAS ALUMINI-
ZADAS SEGUN EL TAMAÑO DE Al_2O_3 A $900^{\circ}C$
EN 4 HS.

CONCENTRACION DE Al (% PESO)

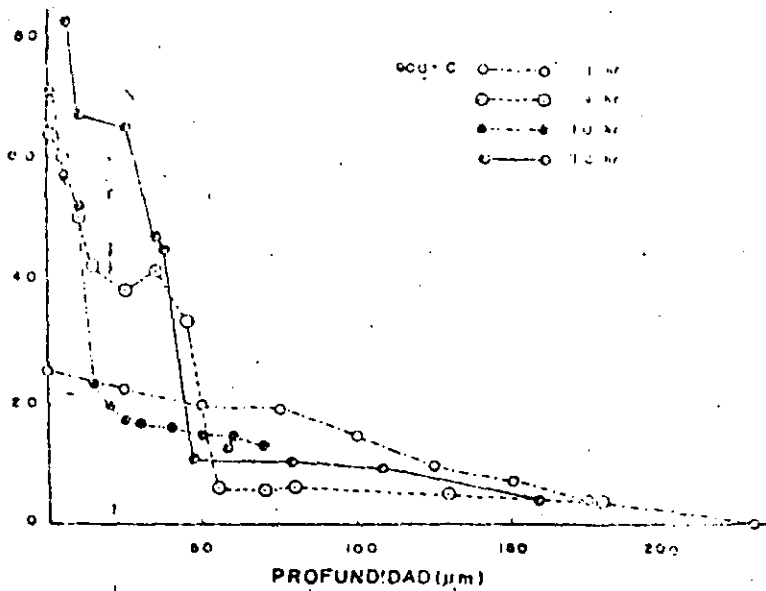


FIG. 2.- PERFIL DE CONCENTRACION DEL Al EN LA SUPERFICIE DEL ACERO ALEADO ALUMINIZADO A 900°C.

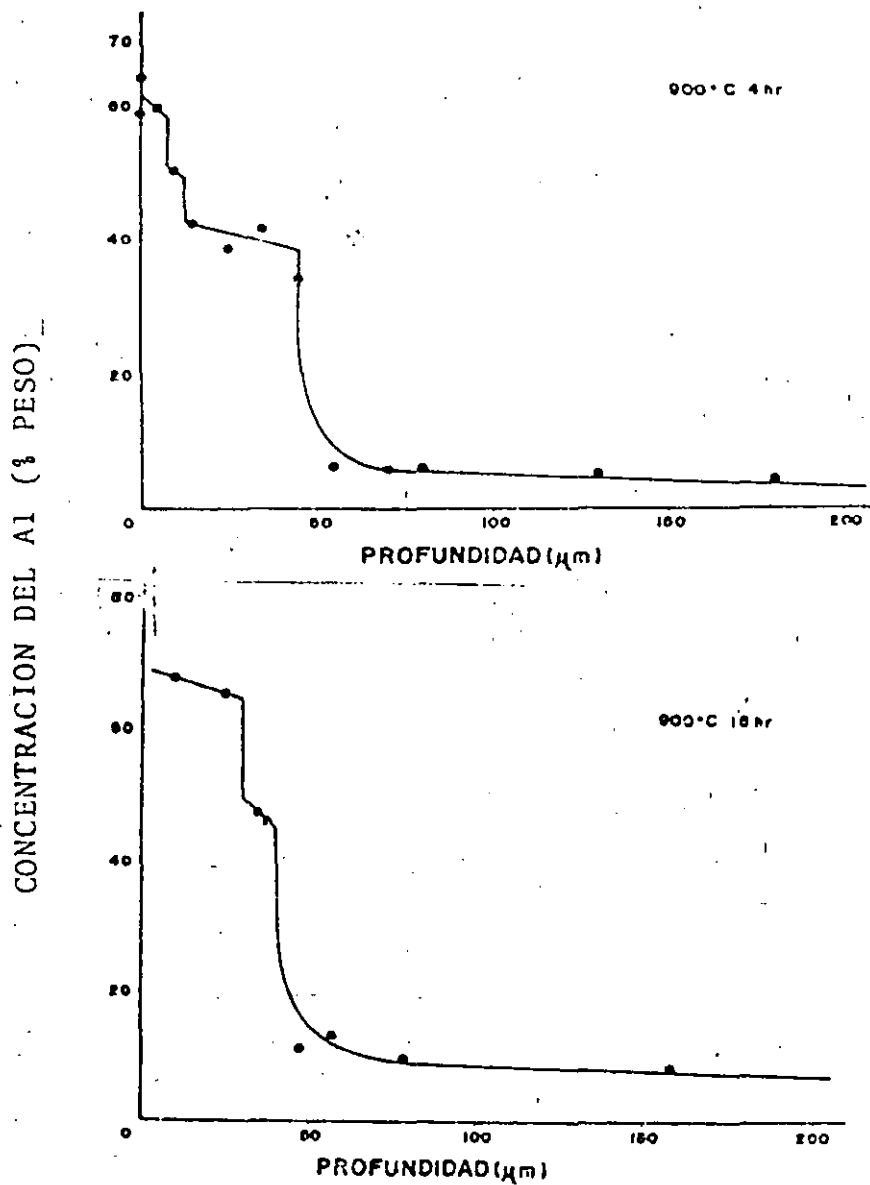
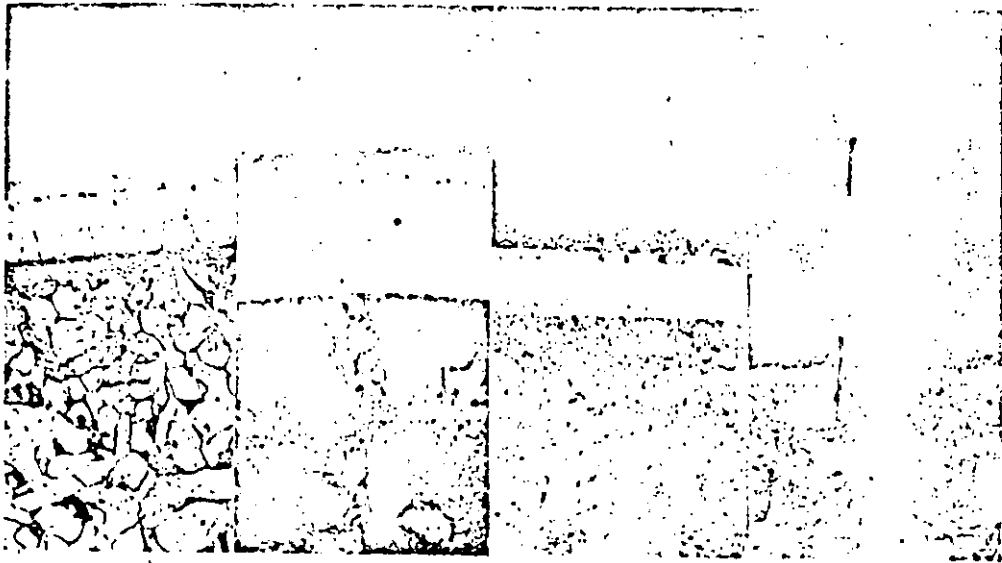


FIG. 3.- FORMACION DE FASES INTERMETALICAS SEGUN LOS PERFILES DE CONCENTRACION PARA ACERO ALEADO A 900°C DURANTE 4 HS. Y 16 HS.



TIEMPO DE ALUMINIZADO

FIG. 4.- CRECIMIENTO DE LA CAPA ALUMINIZADA Y SU OXIDACION DURANTE EL PROCESO DE ALUMINIZADO EN ACERO 1006.

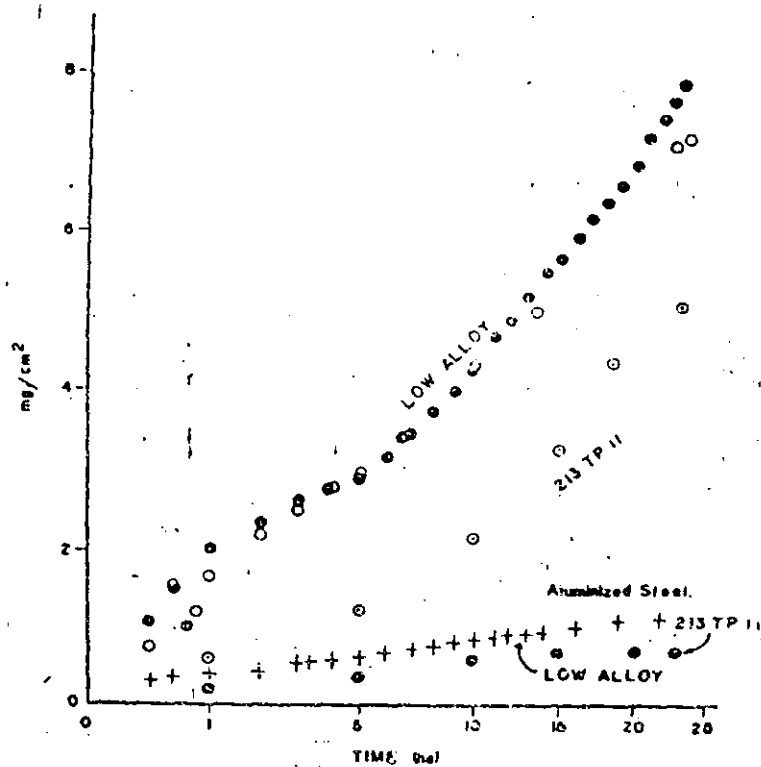


FIG. 5.- CURVA DE GANANCIA EN PESO EN LA PRUEBA DE OXIDACION A 900°C DURANTE 24HS. PARA EL ACERO ALEADO Y EL ALUMINIZADO COMPARADO CON EL ACERO 213 TP 11.



**FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.
DIVISION DE EDUCACION CONTINUA**

CURSOS ABIERTOS

I CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES

MODULO 4

CONTROL DEL DETERIORO DE MATERIALES

" CORROSION Y PROTECCION EN LA INDUSTRIA ELECTRICA "

**M. EN C. JESUS PORCAYO-CALDERON
DR. ALBERTO MATINEZ-VILLAFANE**

JUNIO

1992



1er CURSO 1992

INTERNACIONAL

DE MATERIALES

**ORGANIZADO POR LA DIVISION DE EDUCACION CONTINUA DE LA
FACULTAD DE INGENIERIA (UNAM) CON APOYO DE LA OEA**

1 AL 26 DE JUNIO DE 1992

MODULO IV

CONTROL DE DETERIORO

DE MATERIALES

" CORROSION Y PROTECCION EN LA INDUSTRIA ELECTRICA "

**M. C. JESUS PORCAYO-CALDERON
DR. ALBERTO MATINEZ-VILLAFANE**

**DEPTO. FISICO-QUIMICA APLICADA
INSTITUTO DE INVESTIGACIONES
ELECTRICAS**

CORROSION Y PROTECCION EN LA INDUSTRIA ELECTRICA.

INTRODUCCION.

Un generador de vapor está diseñado para transmitir calor de una fuente externa de combustión (combustóleo) a un fluido (agua-vapor) contenido dentro de él. Cada paso en el proceso de generación está asociado al fenómeno de transmisión de calor, cuyo paso culminante es el cambio de estado del agua, de líquido a gaseoso.

Los elementos de calor son fundamentalmente simples en su concepción, sin embargo, ya en su aplicación práctica la transmisión de calor se vuelve complicada, debido a los continuos cambios en las condiciones de trabajo, irregularidades en la superficie de calefacción y la aparición simultánea de otros factores de influencia como es la corrosión externa de los tubos que contiene el generador de vapor que es uno de los principales problemas que afectan la disponibilidad de la unidad.

La importancia de este fenómeno aumenta con el incremento de la temperatura de operación. Su causa es la depositación de impurezas minerales sobre la superficie externa de los tubos que conforman los intercambiadores de calor, esta ceniza es rica en vanadio, azufre y sodio, elementos que se combinan entre si y dan origen a compuestos de bajo punto de fusión, los cuales son alcanzados a temperaturas normales de operación. Una vez en estado fundido, estos compuestos complejos disuelven la película de óxido protectora que desarrollan normalmente las aleaciones, causando que la oxidación se lleve a cabo de una manera acelerada y promoviendo la difusión de especies gaseosas al metal aumentando de esta manera el proceso de deterioro metálico.

La resistencia a la corrosión de aceros y aleaciones depende de un gran número de factores, todos ellos relacionados con el diseño y condiciones de operación de la caldera. De esta manera, los depósitos formados sobre los bancos de tubos son los productos finales de una secuencia de interacciones químicas cuya ocurrencia depende fundamentalmente de las características físicas y químicas del combustible y de las condiciones de operación de la unidad.

El adelgazamiento que sufre el metal en combinación con el esfuerzo inducido por la presión del vapor que provoca un deterioro estructural del mismo, que lo conduce finalmente a la fractura. Este tipo de fallas en la tubería ocasiona que la unidad generadora de vapor salga de operación ocasionando con ello una pérdida de consideración.

La corrosión de materiales expuestos a gases de combustión de calderas de Centrales Termoeléctricas, normalmente es un problema severo que afecta la disponibilidad de éstas. Las temperaturas de metal más altas ocurren en las secciones del sobrecalentador y recalentador, aunque la temperatura de los gases de combustión en esta sección de la caldera es más baja que en el hogar, el efecto refrigerante del vapor es también más bajo. Las máximas temperaturas de metal, del lado de los gases, del recalentador y sobrecalentador son de 580°C en plantas que queman combustóleo [1].

Los componentes de sobrecalentadores y recalentadores tales como espaciadores, abrazaderas, mamparas deflectoras, etc., generalmente no están refrigerados directamente y por lo tanto operan a temperaturas cercanas a la de los gases de combustión. Esto ocasiona que debido a las altas temperaturas de metal y al alto contenido de V, Na y S en el combustóleo utilizado, la velocidad de corrosión en estos componentes pueda llegar a ser catastrófica [1, 2].

En la sección del economizador, la corrosión generalmente no es un problema debido a que tanto la temperatura de gases como de metal es mucho más baja. Los problemas de corrosión pueden ocurrir en la sección del precalentador de aire debido a la condensación ácida [1, 3].

A este respecto se sabe que bajo condiciones normales de combustión de un generador de vapor, la cantidad de SO₂ que se forma a partir del azufre es pequeña, sin embargo a temperaturas abajo de 350°C se puede formar ácido sulfúrico altamente concentrado por combinación del SO₂ con vapor de agua, aunque la proporción de ácido sulfúrico es baja, éste puede condensar en cantidades significativas sobre superficies "frías" y causar serios problemas de corrosión [3].

Cuando las altas temperaturas de metal y los residuos de la combustión son la causa de los problemas de corrosión se deben tomar medidas correctivas que aumenten la confiabilidad de las plantas generadoras. Algunas de las acciones que el IIE lleva a cabo es la utilización de recubrimientos metálicos resistentes a la corrosión en alta y baja temperatura, específicamente metalizado por termorrociado y recubrimientos Ni-P electroless, respectivamente [4].

ra
SU

1 RECUBRIMIENTOS METALICOS.

Los recubrimientos metálicos tienen un número importante de aplicaciones en diferentes industrias (Química, Petrolera, Eléctrica, Nuclear, etc.). El propósito principal de este tipo de recubrimientos es alterar las características de la superficie de manera que resistan ambientes corrosivos, abrasión, erosión, entre otros.

Los recubrimientos metálicos pueden aplicarse por diferentes métodos como electrodeposición, depositación sin corriente, inmersión en caliente, termorrociado o metalizado, difusión, etc., debido a que las propiedades de los recubrimientos metálicos difieren apreciablemente de los metales forjados o vaciados y de las aleaciones mismas, el conocimiento de sus propiedades es muy importante cuando se selecciona un recubrimiento para un uso específico. El procedimiento utilizado para aplicar el recubrimiento es también de considerarse, porque procedimientos alternativos frecuentemente producen propiedades muy diferentes.

1.1 TERMORROCIADO O METALIZADO.

ub
OS

Este procedimiento puede definirse como el término genérico que cubre todas las técnicas en las que materiales metálicos o no metálicos son depositados en un estado semifundido o plástico para formar un recubrimiento. El material al ser depositado viene en forma de polvo o alambre. Los procesos de termorrociado o metalizado pueden subdividirse dentro de tres grandes procesos de rociado o proyección, rociado por flama, arco eléctrico y rociado por flama [5].

i) ROCIADO POR FLAMA.

El rociado por flama es un proceso en el cual una mezcla de oxígeno y gas combustible es usada como fuente de calor. El combustible es generalmente acetileno, aunque propano e hidrógeno son comúnmente utilizados. En el rociado de alambre y en algunos casos de rociado de polvos se usa aire a presión para proyectar el material hacia el sustrato. El proceso de rociado por flama se subdivide a su vez en tres técnicas: alambre, polvo y detonación.

ii) ARCO ELECTRICO.

e
OR

Este proceso emplea material de aporte en forma de alambre y como fuente de calor un arco de alto voltaje es creado y mantenido entre las puntas de dos electrodos consumibles, conforme los electrodos se funden un gas comprimido (generalmente aire) se usa para proyectar el material hacia el sustrato.

1970-1971

FRACTURA

José M. Hallen López
E.S.I.Q.I.E.-I.P.N., Apdo Postal 75-874
México, D. F., 07300

1. Esfuerzo de Cohesión Teórico.

Teóricamente, la resistencia a la fractura de un material depende de la resistencia de sus enlaces atómicos, debido a que la fractura tiene lugar por el rompimiento de los enlaces atómicos. Un cálculo, semejante al de la resistencia teórica al deslizamiento, permite obtener una estimación teórica de la fractura.

En el cristal de la figura 1, el esfuerzo necesario para separar los planos atómicos, una distancia mayor que el parámetro reticular ($a > a_0$), aumenta hasta que la resistencia teórica o crítica, σ_c , a la cual los enlaces se rompen. Una continuación del desplazamiento de los átomos, puede tener lugar ahora bajo un esfuerzo decreciente.

Suponiendo que la curva esfuerzo-desplazamiento para este mecanismo de fractura será una curva "sinusoidal" (figura 2) de longitud de onda λ , es decir el esfuerzo para un desplazamiento $x = a - a_0$ esta dado por:

$$\sigma = \sigma_c \text{ sen } (2\pi x/\lambda) \quad (1)$$

Para un pequeño desplazamiento tenemos:

$$\sigma = \sigma_c (2\pi x/\lambda) \quad (2)$$

Suponiendo que este pequeño desplazamiento sigue la ley de Hooke, es esfuerzo esta dado por:

$$\sigma = E \epsilon = E_x / a_0 \quad (3)$$

lo cual da:

$$\sigma = (\lambda/2\pi) (\sigma/x) = (\lambda/2\pi) (E/a_0) \quad (4)$$

Griffith demostró que las condiciones que determinan si una grieta puede propagarse o no, son parcialmente condiciones energéticas. Por lo tanto, es conveniente definir γ_s , la energía real de superficie, como el trabajo realizado en la creación de dos nuevas superficies por la fractura de los enlaces atómicos, es decir:

$$2\gamma_s = \int_0^{\lambda/2} \sigma \text{ sen}(2\pi x/\lambda) dx = (\lambda\sigma_c)/\pi \quad (5)$$

Por lo tanto,

$$\sigma = 2\gamma_s \pi/\lambda \quad (6)$$

$$\sigma = (E \gamma_s / a_0)^{1/2} \quad (7)$$

Este calculo indica un valor de $\sigma_c = E/7$. Un calculo más preciso da un valor $\sigma_c = E/10$. Esta resistencia teórica a la fractura es obtenida muy raramente. En general, los materiales se rompen a esfuerzos 10-100 veces inferiores a esta resistencia teórica. Existen varias razones para esto:

- los defectos tales como las microgrietas existentes o las entallas, pueden producir la concentración de esfuerzos que aumentan el esfuerzo local hasta la resistencia teórica,
- pueden existir planos débiles en el material, donde la presencia de átomos de impurezas disminuye la resistencia de los enlaces metálicos. En la practica, esto ocurre sobre todo en los límites de grano, donde los átomos soluto pueden concentrarse durante el calentamiento a una cierta gama de temperaturas.
- la resistencia teórica a la fractura es para la fractura sin deformación plástica, la deformación plástica puede producir mecanismos de fractura antes que el esfuerzo teórico haya sido alcanzado.

2. Concentración de Esfuerzos en el Vértice de una Grieta.

La región en el vértice de una grieta puede ser tratada de manera clásica por una serie de pequeños elementos juntos de idéntico tamaño. El tamaño de estos elementos debe ser lo suficientemente pequeño para que se pueda desprestigiar el gradiente de esfuerzos o de deformaciones a través de cada elemento. Bajo el efecto del esfuerzo aplicado σ , se produce un fuerte gradiente de esfuerzos (en elasticidad lineal) y/o de deformaciones en el vértice de la grieta, por lo cual, el tamaño de los elementos debe ser muy pequeño. Considere los elementos mostrados en la figura 3; bajo un esfuerzo aplicado σ . En un estado lineal-elástico, el elemento A es sometido a un esfuerzo más grande que el elemento B, que es sometido a un esfuerzo mayor que C, etc. Es decir:

$$\sigma_{3A} > \sigma_{3B} > \sigma_{3C} > \sigma_{3D} \quad (8)$$

Por lo tanto, si consideramos que cada elemento se comporta completamente independiente de sus vecinos, según este razonamiento se obtendrán espacios libres entre estos elementos a causa de la contracción de Poisson en la dirección x_2 . Sin embargo, los elementos tienen un comportamiento independiente. Ellos están ligados juntos, lo cual impide la formación de espacios libres y por lo tanto, impide al menos parcialmente la contracción de Poisson en la dirección x_2 . Esta restricción de la deformación ϵ_2 , induce un esfuerzo σ_2 . En el caso esquemático de la figura 3, la grieta es muy aguda y el elemento A esta ligado al elemento B sobre uno de sus lados y a los elementos α_1 y α_2 sobre el otro lado. La rigidez de los elementos que rodean al primer elemento en el vértice de la grieta (elemento A) es la que determina el nivel de σ_2 en el elemento A. Esta rigidez depende del límite de elasticidad y del espesor de la materia que rodea elemento A. Para todos los elementos considerados (A, B, C, D, E), σ_2 será una fracción constante de σ_3 , siendo esta fracción determinada por el coeficiente de Poisson. Las figuras 4 y 5 muestran la distribución de esfuerzos en el vértice de una grieta muy

aguda en el caso de un material elástico-lineal y para un estado de esfuerzo plano y para un estado de deformación plana respectivamente. Note que en el caso de deformación plana $\sigma_1 > \sigma_2$. En un estado de deformación plana, los esfuerzos σ_2 y σ_3 tiende a producir una contracción de Poisson ϵ_1 , la cual es impedida por la rigidez del material que rodea los elementos localizados en el vértice de la grieta.

Considere ahora el caso del vértice de una grieta fuertemente redondeada (figura 5). El elemento A esta ligado a otros elementos en la dirección x_2 solamente por uno de sus lados. Del otro lado, el vértice redondeado de la grieta da una superficie libre. Por lo tanto, ϵ_2 ocurre libremente en el elemento A. Sin embargo, la presencia del elemento A provoca que ϵ_2 sea ligeramente limitada en el elemento B, y la presencia de los elementos A y B hacen que el efecto sea un poco mas importante en el elemento C. Dicho de otro modo, σ_2 comienza a cero en el elemento A y aumenta en los otros elementos hasta el momento en que se llega al elemento donde la contracción de Poisson según el eje x_1 es impedida al máximo. Inmediatamente después, σ_2 alcanza la curva ya indicada en las figuras 4a y 4b. La figura 6a esquematiza este caso de una grieta con un vértice fuertemente redondeado para condiciones elástico-lineales y bajo un estado de deformación plana. En el caso intermedio, de un vértice de la grieta ligeramente redondeado, σ_2 , no comienza desde cero y este caso es esquematizado en la figura 6b.

Considerando una serie de elementos a un valor dado de x_2 alineados a lo largo de x_1 (dirección del espesor), se encuentra una variación semejante para la deformación de Poisson ϵ_1 . Esta deformación ocurre libremente en el primer elemento, debido a que hay una superficie libre, sin embargo ϵ_1 ocurre progresivamente menos libremente en los elementos adyacentes a causa de la rigidez de estos elementos. Finalmente se llega a un elemento donde la deformación ϵ_1 es restringida al máximo y este elemento se encuentra entonces sometido a un estado de deformación plana. Es por esta razón que se tiene un estado de esfuerzo plano cerca de la superficie libre y un estado de deformación plana al interior de una pieza agrietada o entallada de espesor suficiente para obtener un estado de deformación plana, pasando por un estado por una zona mixta de deformación y esfuerzo planos. Mayor sea la rigidez del material, más pequeño será el valor de x_1 al cual alcancemos el estado de deformación plana.

A partir de este tipo de consideraciones y utilizando un criterio de plasticidad se puede deducir el estado de esfuerzos en el vértice de una grieta para materiales que presentan un comportamiento elasto-plástico. Suponiendo el criterio de plasticidad de Tresca, el cual esta basado en el inicio de la plasticidad cuando el esfuerzo de corte máximo alcanza un valor critico igual a $\sigma_y/2$ donde σ_y es el limite de elasticidad de la prueba de tracción, se puede decir de manera general que el esfuerzo máximo de corte es igual a $(\sigma_{max} - \sigma_{min})/2$, donde σ_{max} sería siempre igual a σ_3 . En un estado de esfuerzo plano $\sigma_1 = 0$ (σ_1 es el esfuerzo principal mínimo), y en deformación plana σ_2 es este esfuerzo mínimo. Además, se debe considerar un material elástico-perfectamente plástico, es decir un material que no sufre endurecimiento cuando se rebasa su límite de elasticidad, y sabiendo que la deformación plástica en el vértice de la grieta causa un redondeo de este vértice, no es necesario considerar un vértice de la grieta muy agudo. El estado de esfuerzos en el vértice de la grieta de un material elasto-plástico es mostrado en las figuras 7 y 8 para un estado de esfuerzo plano y de deformación plana respectivamente.

3. Fractura Dúctil

Las fracturas que tienen lugar bajo una carga monotonica y que no son causadas por el efecto de un medio corrosivo (p.e. corrosión bajo esfuerzos), se dividen en dos clases: fracturas dúctiles y fracturas frágiles. La fractura dúctil ocurre cuando deformación plástica es necesaria para la propagación de la grieta. La fractura frágil tiene lugar cuando la deformación plástica no es necesaria para la propagación de la grieta, aún si existe una deformación plástica asociada a esta propagación. Aún las fracturas que son producidas por el efecto de un medio corrosivo, pueden ser clasificadas en estos dos tipos de fracturas.

Es necesario hacer notar que con esta definición, un material que se fractura después de una muy pequeña deformación plástica pero en el cual la propagación de la grieta necesita de una deformación plástica, produce una fractura dúctil. Si embargo, desde el punto de vista practico (p.e. en la selección de un material estructural), es necesario considerar este material como un material frágil.

3.1 Formas geométricas de la fractura dúctil

La fractura dúctil de un material deformado en tracción puede tener lugar en varias formas. Una forma extrema es la separación en dos de un monocristal por deslizamiento concentrado sobre un plano o en una banda, lo cual produce una fractura oblicua (slant fracture). Este tipo de fractura puede ocurrir en un monocristal H.C. que se deforma sobre su plano basal (p.e. el Zn) (fig.9a). La fractura dúctil puede también ocurrir en un monocristal C.C.C. con una baja energía de falla de apilamiento, en el cual el fenómeno de "d'overshooting" retarda suficientemente el deslizamiento secundario, para permitir la fractura por el deslizamiento concentrado en una banda (fig. 9b). En el caso de los materiales con una gran ductilidad, la fractura puede tener lugar por estricción hasta dejar un punto (fig. 9c). para una sección inicial circular, ó hasta formar una "lamina de cuchillo" (fig. 9d) para una sección inicialmente rectangular. Estas dos formas de fractura ocurren sobretodo en la tracción de metales C.C.C. de alta pureza al igual que en policristales con un tamaño de grano muy fino. Cuando la ductilidad es intermedia, la tracción produce generalmente una fractura "copacomo" (fig.9e). Este tipo de fractura es común en materiales metálicos que contienen inclusiones ó precipitados (es decir partículas de segunda fase).

3.2. Micromecanismos de fractura dúctil

El micromecanismo de fractura de los materiales dúctiles que contienen partículas de segunda fase se lleva a cabo en tres etapas; germinación de microcavidades, crecimiento de estas microcavidades por el alargamiento de los ligamentos existentes entre las microcavidades para formar microhuecos y finalmente coalescencia de estos microhuecos por el rompimiento de los ligamentos produciendo dos superficies de fractura formadas por cúpulas (dimples):

1) Germinación; las microcavidades pueden ser germinadas en las interfases entre la matriz y las partículas de segunda fase, debido a que es muy difícil mantener continuidad en estas interfases cuando la deformación es muy grande. Las microcavidades también pueden ser formadas en las partículas de segunda fase fracturadas durante la deformación ó en los puntos triples donde tres límites de grano se unen. Las

microcavidades se forman más fácilmente cuando las partículas de segunda fase son inclusiones que cuando estas son precipitados. Esto es debido a que la energía de cohesión de la interfase entre la matriz y las partículas de segunda fase es mayor para los precipitados que para las inclusiones. También es importante hacer notar que esta energía de cohesión disminuye cuando el tamaño de las partículas aumenta. Es decir que las cavidades son formadas a una menor deformación en las partículas grandes que en las partículas pequeñas.

2) Crecimiento; la etapa de crecimiento de microcavidades es la que consume la mayor parte de la energía de deformación plástica asociada a la fractura (aproximadamente el 70%). El crecimiento de las microcavidades depende de la distancia frontera-a-frontera entre las partículas de segunda fase y de la ductilidad de la matriz (principalmente del coeficiente de endurecimiento, n , de la matriz). Si la distancia entre las partículas es muy pequeña o la matriz tiene un bajo coeficiente de endurecimiento, el crecimiento de las microcavidades antes de su coalescencia será limitado y por lo tanto la energía consumida por la deformación plástica será pequeña.

3) Coalescencia; la coalescencia es la última etapa del proceso de fractura dúctil y se produce por el rompimiento de los ligamentos existentes entre los microhuecos. Cuando el material tiene únicamente una familia de partículas de segunda fase y es idealmente plástico, estos ligamentos se romperán por estricción hasta dejar un punto, soportando una gran deformación plástica. Sin embargo cuando existe una segunda familia de partículas con un tamaño promedio menor (p.e. carburos en un acero 4140) que la primer familia de partículas (p.e. inclusiones en un acero 4140), la deformación de los ligamentos entre los microhuecos formados a partir de las inclusiones es limitada por la formación de bandas de corte máximo (a 45° con respecto al eje de tracción) a través del espesor de los ligamentos. Estas bandas de corte favorecen la germinación, crecimiento y coalescencia de microcavidades en los carburos, limitando la deformación plástica de los ligamentos por un rompimiento prematuro de estos. Cuando tenemos un material que contiene únicamente una familia de partículas y con una matriz que presenta un bajo coeficiente de endurecimiento, la deformación plástica de los ligamentos entre los microhuecos formados a partir de las partículas es limitado por el endurecimiento de la matriz, lo cual favorece la formación de bandas de corte máximo sobre un plano a 45° con respecto al eje de tracción limitando la deformación plástica en los ligamento por una fractura prematura de estos por corte.

3.3 Fractura copa-cono

La fractura copa-cono de una probeta de tracción tiene lugar de la siguiente forma (fig.10):

1) Formación de una extricción, lo cual aumenta el valor del componente hidrostático de tensión y produce microcavidades en la región de extricción. Estas microcavidades coalescen y producen una grieta.

2) Esta grieta crece debido a la coalescencia de las microcavidades, propagándose en una dirección que es macroscópicamente perpendicular al eje de tracción, siempre coalesciendo con las pequeñas microcavidades.

3) Esta grieta alcanza la superficie siguiendo un plano con un ángulo de 45° con respecto al eje de tracción, es decir siguiendo el plano de corte máximo.

La primer etapa es la etapa más larga y la más importante debido a que es la etapa de iniciación de la fractura. Cuando es difícil formar las cavidades, la forma de fractura es semejante a la mostrada en las figuras 9c y 9d. Las otras dos etapas comienzan mucho después, cuando se inicia la disminución del esfuerzo nominal.

La grieta se forma en el centro de la sección transversal de la probeta y se propaga perpendicularmente al eje de tracción. El aspecto macrografico de la zona de propagación sobre la superficie de fractura es recta. Sin embargo, microscópicamente, la grieta es muy rugosa y sigue aproximadamente los planos de corte máximo (a 45° con respecto al eje de tracción), pero con un recorrido en zig-zag yendo de un plano a otro. Solamente el recorrido medio es perpendicular al eje de tracción, lo cual indica que el esfuerzo de corte al igual que el esfuerzo normal son importantes en la propagación.

La propagación de la grieta por coalescencia de cavidades se lleva a cabo lentamente con un desgarramiento del material entre cavidades y estricción de los ligamentos de materia entre cavidades. Esta propagación consume mucha energía de deformación plástica. Una vez que la fractura ha comenzado, la propagación es ayudada por los intensos esfuerzos de corte generados en el frente del fondo de la grieta, lo cual favorece la formación de cavidades sobre los planos de distorsión intensa al igual que su coalescencia. En algunos aceros, pueden existir microgrietas, las cuales pueden ser asociadas a las cavidades, lo cual favorece la coalescencia y disminuye la energía de deformación plástica asociada a la propagación.

Las secciones oblicuas de la fractura copa-cono son formadas por un "zig" o un "zag" particularmente grande cuando la grieta se aproxima lo suficiente a la superficie, donde la componente hidrostática de tensión es menos grande y por lo tanto, donde el corte es mas grande.

Las observaciones al microscopio electrónico de barrido, han demostrado que el mecanismo de fractura en la zona oblicua es esencialmente el mismo que en la zona perpendicular al eje de tracción. En los dos casos, se observan cúpulas (dimples) sobre la superficie, lo cual es el signo característico de una fractura dúctil. Estas cúpulas son producidas por la germinación, crecimiento y coalescencia de cavidades. El tamaño y las profundidad de estas cúpulas indica la resiliencia del material. Las cúpulas poco profundas indican un material menos tenaz; mientras que las cúpulas más profundas indican un material más tenaz. Una gran cantidad de estudios han sido realizados para determinar la influencia de las características estereológicas de las partículas de segunda fase sobre la tenacidad y ductilidad de los materiales dúctiles. Estos estudios han demostrado que la tenacidad y ductilidad de un material que contiene partículas disminuyen cuando:

- 1) la fracción volumen de partículas aumenta;
- 2) el tamaño de las partículas aumenta;
- 3) la distancia entre partículas disminuye;
- 4) el coeficiente de endurecimiento de la matriz es bajo;
- 5) cuando la forma de las partículas se aleja de la forma esférica;
- 6) existen dos ó mas familias de partículas con diferente tamaño promedio.

Tal que esquematizado en la figura 10*, una gran información sobre la naturaleza del esfuerzo local que provoca la fractura dúctil puede ser obtenida a partir de la forma y de la orientación relativa de las cúpulas sobre las superficies opuestas de fractura. Una tensión uniaxial uniformemente aplicada, producirá cúpulas redondas (fig 10*a). Una tensión aplicada fuera del centro, producirá cúpulas alargadas paralelamente a la dirección de propagación, con las paredes que separan las cúpulas en forma de medio elipse y con la misma orientación en cada parte de las superficies opuestas de fractura (fig 10*b). Un esfuerzo de corte producirá cúpulas alargadas paralelamente a la dirección de corte (fig 10*c), con las paredes que separan las cúpulas en forma de medio elipse y con orientación opuesta en cada parte de las superficies opuestas de fractura.

4. Fractura Frágil

La fractura frágil puede tener lugar a esfuerzos aplicados menores que el límite de elasticidad del material. Este tipo de fractura tiene lugar la mayoría de las veces sin advertencia. Las piezas se fracturan causando daños serios, y algunas veces pérdidas de vidas. Este problema mucho más serio y mucho más difícil de evitar por una buena concepción de la pieza.

La fragilidad de los materiales se presenta generalmente solo en ciertas condiciones y sobre todo para condiciones de temperatura. Bastantes materiales muestran una transición dúctil-frágil (fig. 13), que esta relacionada al rápido incremento del límite de elasticidad cuando la temperatura disminuye. Esta transición tiene lugar ocurre sobre todo en los metales C.C., con la excepción posible de metales tales que el sodio y el potasio. Sin embargo, esta transición también ocurre en algunos metales H.C., en los cuales la ductilidad esta asociada a la activación a temperaturas elevadas de sistemas de deslizamiento diferentes al deslizamiento en el plano basal, y algunas veces a una ductilidad asociada al maclaje a baja temperatura. Los semi-metales, germanio y silicio, en los cuales la deformación plástica es solamente posible a temperaturas muy elevadas, también presentan una transición dúctil-frágil.

Metalográficamente, se puede distinguir fácilmente entre una fractura frágil y una fractura dúctil, debido a que la fractura frágil se propaga casi siempre a lo largo de los planos cristalográficos simples (los planos de clivaje) ó a lo largo de los límites de grano. La fractura intergranular ocurre principalmente cuando una impureza se segrega en los límites de grano y debilita los enlaces interatómicos en esta región.

4.1. Clivage

El clivage ocurre por el rompimiento de los enlaces atómicos a lo largo de un plano cristalográfico bajo un esfuerzo de tensión (fig.1), produciendo una grieta que se puede propagar sin deformación plástica. Una vez que la grieta ha sido formada, las tensiones concentradas en el vértice de la grieta ayudan mucho en la continuación en la continuación del rompimiento de los enlaces y por lo tanto en la propagación. El clivage no ocurre en compresión y las superficies de fractura tienden a ser perpendiculares al eje de tracción.

El plano de clivage es un plano de alta densidad atómica, debido a que los planos densos son los planos de baja energía superficial. Además, más la densidad de átomos sobre el plano es elevada, más la distancia interplanar es grande, lo cual produce

enlaces débiles entre los planos. Los planos de clivaje usuales son $\{100\}$ en los C.C., $\{0001\}$ en los H.C., y $\{111\}$ en la estructura de diamante (C, Ge, Si). El clivaje no ocurre en los metales C.C.C., debido a que la deformación plástica se produce relativamente fácil en estos metales, aún a muy bajas temperaturas.

Una grieta que se propaga por el clivaje, puede propagarse a una velocidad muy rápida, aproximándose al 40% de la velocidad del sonido en el material. La velocidad del sonido es del orden de 5,300 m/seg. en el acero.

4.2 Ecuaciones de fractura

4.2.1 La teoría de Griffith

La teoría de Griffith considera desde el punto de vista termodinámico el caso de una grieta infinitamente aguda que se propaga sin deformación plástica. El criterio termodinámico se basa en que la propagación de la grieta ocurre cuando esta propagación disminuye la energía total del sistema. En el caso de un material completamente elástico, es necesario balancear el incremento de energía superficial producido por la formación de dos nuevas superficies contra la disminución de energía elástica, producida por la propagación de la grieta, debido a que esta propagación produce un relajamiento de la energía elástica de los dos lados de la grieta.

En el caso bi-dimensional de esfuerzos planos en una placa delgada de espesor unitario (fig. 14), la energía elástica desprendida durante la producción de una grieta perpendicular al eje de tracción y de longitud $2c$ es:

$$W_E = (\sigma^2/E)(\pi C^2) \quad (9)$$

la ec. (9) fue obtenida suponiendo que una sección circular de radio c alrededor de la grieta no esta sometida a carga. La energía de superficie creada es:

$$W_S = 2(2C\gamma_S) \quad (10)$$

donde γ_S es la energía de superficie del material por unidad de superficie.

Para que las condiciones energéticas sean favorables a la propagación de esta grieta, es necesario que:

$$d(\sigma^2\pi C/E)/dC \geq d(4C\gamma_S)/dC \quad (11)$$

$$(\sigma^2 2\pi C/E) \geq 4\gamma_S \quad (12)$$

Por lo cual, la condición crítica para tener una grieta propagándose de manera inestable, es que:

$$\sigma = \sigma_r \geq (2E\gamma_S/\pi C)^{1/2} \quad (13)$$

La ec. (13) representa el criterio de Griffith para un material en el cual no tiene lugar la deformación plástica durante la fractura. Este criterio establece que el esfuerzo de fractura σ_r depende del tamaño del defecto más grande que pueda comportarse como una grieta ó una grieta pre-existente en el material. Alternamente, el criterio

dice que para cada esfuerzo aplicado, existe un tamaño crítico de defecto. Si un defecto más grande que su tamaño crítico esta presente, el agrietamiento inestable tendrá lugar a este esfuerzo.

en la sección 1, se obtuvo una expresión para la resistencia teórica al clivage.

$$\sigma_c = (E\gamma_s/a_0)^{1/2} \quad (14)$$

Ahora, suponiendo una grieta en forma de elipse, de eje mayor $2c$ y de eje menor $2h$, se puede calcular la tensión máxima en el vértice de la grieta, obteniéndose:

$$\sigma_{max} = \sigma(1+(2c/h)) \quad (15)$$

Para una elipse, el radio de curvatura del vértice de la grieta es:

$$r = h^2/c \quad (16)$$

por lo cual,

$$\sigma_{max} = \sigma (1+2(c/r)^{1/2}) \quad (17)$$

y para $c \gg r$,

$$\sigma_{max} = 2\sigma (c/r)^{1/2} \quad (18)$$

Por lo tanto, K el factor de concentración de esfuerzos en el vértice de la grieta esta dado por

$$K = 2(c/r)^{1/2} \quad (19)$$

para una grieta muy aguda. Para tener fractura, es necesario que

$$\sigma_{max} = \sigma K = \sigma_c \quad (20)$$

donde σ_c es la resistencia de cohesión teórica. Esto tiene lugar a un esfuerzo aplicado σ_r . Por lo tanto,

$$2\sigma_r (c/r)^{1/2} = (E\gamma_s/a_0)^{1/2} \quad (21)$$

$$\sigma_r = 0.5 (E\gamma_s r/a_0 c)^{1/2} = (E\gamma_s' r/4ca_0)^{1/2} \quad (22)$$

y tratando de obtener una forma semejante a la ecuación de Griffith,

$$\sigma_r \geq [(2E\gamma_s/\pi c)(\pi r/8a_0)]^{1/2} \quad (23)$$

Por lo tanto se puede escribir que

$$\sigma_r = [(2E\gamma_s/\pi c)(r/3a_0)]^{1/2} \quad (24)$$

ecuación que difiere de la de Griffith por el factor de $(r/3a_0)^{1/2}$.

Los dos cálculos son para la misma geometría de grieta. Además, los dos cálculos suponen que ninguna deformación plástica acompaña el agrietamiento. La teoría de Griffith esta basada sobre consideraciones termodinámicas, mientras que el segundo

calculo esta basado en consideraciones mecanisticas. Las consideraciones termodinámicas indican que un fenómeno puede tener lugar solamente de manera espontanea. Para determinar si el fenómeno hubiera tenido lugar, es necesario también tomar en cuenta las consideraciones mecanisticas y cinéticas.

Otra manera de considerar esto es la siguiente: cuando $r=0$, σ no puede aproximarse a cero tal que previsto por la ecuación mecanistica porque la ecuación mecanistica porque la propagación de la grieta produce siempre dos nuevas superficies. Para balancear esta creación de la energía superficial, es necesario siempre desprender suficiente energía elástica alrededor de la grieta, lo cual no es posible cuando σ es muy pequeño.

Por lo tanto, para la propagación inestable ó espontanea de la grieta, es necesario satisfacer simultáneamente las condiciones termodinámicas y las condiciones mecanisticas, lo cual quiere decir, que es necesario satisfacer la ecuación más exigente. Para $r > 3a_0$, esta es la ecuación mecanistica,

$$\sigma_r = [(2E\gamma_s/\pi c)(r/3a_0)]^{1/2} \quad (25)$$

y para $r \leq 3a_0$, es la ecuación de Griffith.

A partir de estas consideraciones, podemos ver que el radio de curvatura del vértice de la grieta influye σ_r muy fuertemente. Una manera de detener la propagación de una grieta es aumentando el radio de curvatura de la grieta. Una parte importante del rol de la deformación plástica cuando esta acompaña el agrietamiento es el incremento de este radio.

4.2.2 Ecuación Griffith-Orowan

En la sección precedente, se considero la propagación de una grieta en un material muy frágil, en el cual el agrietamiento tiene lugar de manera elástica. Sin embargo, en la mayor parte de los metales, la deformación plástica acompaña la propagación y esta deformación plástica necesita una cantidad importante de energía durante la fractura. Para los materiales que no son completamente frágiles, la energía producida por la deformación plástica durante la fractura es generalmente mayor que la energía para producir las dos nuevas superficies.

Orowan a tomado en cuenta esto agregando un termino de energía de deformación plástica, $2\gamma_p$, en la ecuación de Griffith. La ecuación de Griffith-Orowan da σ_m , el esfuerzo necesario para mantener una grieta móvil,

$$\sigma_m = [(2E/\pi c)(\gamma_s + \gamma_p)]^{1/2} = [(2E\gamma_s/\pi c)(1 + \gamma_p/\gamma_s)]^{1/2} \quad (26)$$

Cuando la deformación plástica es muy grande, γ_p puede ser mil veces mayor que γ_s , $\gamma_p \gg \gamma_s$, y γ_p representa bien el trabajo total realizado durante la propagación de la grieta en el material. En este caso,

$$\sigma_m = [(2E\gamma_s/\pi c)(\gamma_p/\gamma_s)]^{1/2} = (2E\gamma_p/\pi c)^{1/2} \quad (27)$$

La deformación plástica que tiene lugar cerca del vértice de la grieta tiende a redondear el vértice de la grieta, lo cual disminuye la concentración de esfuerzos en esta región. Una manera de demostrar esto es comparando la ecuación mecanística obtenida de la condición que σ_{\max} en el vértice de la grieta debe igualar la resistencia teórica de cohesión,

$$\sigma_r = [(2E\gamma_s/\pi c)(r/3a_0)]^{1/2} = [(2E\gamma_s/\pi c)(\gamma_p/\gamma_s)]^{1/2} \quad (28)$$

Por lo tanto,

$$r/(3a_0) = \gamma_p/\gamma_s \text{ para } \gamma_p \gg \gamma_s$$

Aún si esta comparación no es siempre estrictamente válida, ella hace resaltar dos hechos importantes. Primero, cuando γ_p es grande con respecto a γ_s , r es también relativamente grande. Segundo, aún cuando $\gamma_p \gg \gamma_s$, la energía de superficie del material juega todavía un papel muy importante, afectando el radio de curvatura en el vértice de la grieta.

4.3 Germinación de microgrietas

Existen varios mecanismos que han sido propuestos para explicar la germinación de microgrietas. En estos mecanismos las dislocaciones y la deformación plástica juegan un papel importante. Estos mecanismos son importantes en los materiales que pueden deformarse plásticamente y que no contienen defectos que puedan actuar como una grieta de Griffith. En estos materiales, la deformación plástica precede siempre la fractura (la cantidad de deformación plástica sin embargo, puede ser microscópicamente pequeña).

Un mecanismo por el cual la deformación plástica puede producir microgrietas es por la coalescencia de n primeras dislocaciones en la punta de un apilamiento de dislocaciones para producir una superdislocación de vector de Burgers nb . Esta coalescencia de n medio-planos suplementarios de átomos produce una microgrieta triangular de longitud $2c$ y de espesor máximo nb (fig. 15). Para que este mecanismo opere, es necesario que no haya deformación plástica local cerca del apilamiento para reducir la concentración de esfuerzos en esta región y que el obstáculo producido por el apilamiento, sea muy resistente al paso de las dislocaciones. La posibilidad de este agrietamiento se acrecienta también cuando consideramos únicamente el efecto de un corte importante sobre el plano de deslizamiento en la región de un obstáculo fuerte, tal que un límite de grano (fig. 16a).

En los metales C.C., la reacción entre las dislocaciones $a/2 [111]$ y $a/2 [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ en el sitio de intersección de sus dos planos de deslizamiento puede iniciar una microgrieta (2.15b) produciendo dislocaciones de borde $[001]$, lo cual es favorecido por la regla de Frank. Estas dislocaciones no son deslizables y por lo tanto pueden coalescer entre ellas muy fácilmente para producir una microgrieta sobre el plano (001) , que es un plano de clivage. Nuevamente, la posibilidad de este agrietamiento se ve simplemente considerando los cortes que tienen lugar sobre los dos planos de deslizamiento (fig. 16b).

En algunos metales H.C., como el Zn, los límites de flexión pueden deslizarse. Sin embargo, el deslizamiento de solamente una parte del límite, produce una decohesión sobre el plano de deslizamiento de dislocaciones que forman el límite (fig. 15c). Este plano es el (0001) , el plano de clivage en los metales H.C.. Nuevamente la posibilidad

de este clivage se observa simplemente considerando el corte (deslizamiento) que tiene lugar (fig. 16c).

El mecanismo indicado en la figura 16b opera también cuando el deslizamiento de los límites de grano tiene lugar durante la termofluencia a alta temperatura. F explica la formación de microgrietas o de cavidades durante esta termofluencia en puntos triples donde los tres límites se unen.

Otro mecanismo por el cual el deslizamiento inicia la formación de microgrietas o de cavidades es por los apilamientos de dislocaciones contra las inclusiones o contra precipitados debilmente ligados a la matriz. La concentración de esfuerzos producida por el apilamiento de dislocaciones puede producir una decohesión de la interfase (fig. 17) o simplemente una fractura de la partícula.

Cuando una de estas grietas alcanza la longitud crítica requerida por la ecuación de Griffith-Orowan, esta puede propagarse hasta la fractura de la pieza. Sin embargo, una grieta que comienza a propagarse se puede detener en un límite de grano. Debido a que los planos de clivage de los dos lados del límite, en general, no se reencuentran a lo largo de una línea común, por lo que el límite es un obstáculo eficaz a la propagación. La energía de desgarramiento necesaria para permitir que la grieta atravesase el límite y continué sobre el plano de clivage en el grano vecino aumenta la longitud crítica de la grieta para la propagación. Entre más larga es la grieta antes de intersectar un límite de grano que es un obstáculo eficaz, menor es la posibilidad de detener la propagación., tal como lo indica la ecuación Griffith-Orowan. Por lo tanto la disminución del tamaño de grano es un método muy eficaz para aumentar la resiliencia y la tenacidad de los metales C.C. y H.C.. Además este método aumenta el límite elástico y la resistencia a la tracción.

4.4 Examen metalografico de la fractura frágil

El examen de piezas que han sufrido una fractura se hace primero al ojo y a bajos aumentos ($\approx 20x$) con un estereoscopio óptico, el cual da una buena profundidad de campo. Además de permitir la observación del aspecto general, este examen amenudo permite también identificar el sitio de iniciación del agrietamiento, cuando la grieta es iniciada en uno o varios puntos particulares. Las fracturas que se propagan rápidamente (es decir de manera inestable) muestran amenudo marcas de chevron, que son líneas de desnivelación reuniendo las partes de la grieta que se propagan sobre planos más o menos paralelos. Estas líneas son paralelas a la dirección de propagación, el sitio de germinación es lugar de donde todas ellas parten. Este sitio debe ser examinado en detalle y amenudo a altos aumentos, para determinar si un defecto de diseño, de maquinado, de microestructura o producido por la corrosión ha iniciado el agrietamiento. Si por cualquier razón, la grieta se detiene durante su propagación, las líneas de detención del frente de agrietamiento son amenudo detectables. Estas líneas son perpendiculares al chevron cuando este ultimo también esta presente. Las líneas de detención del frente de agrietamiento tienen lugar cuando la grieta ha comenzado por un mecanismo diferente, tal que la fatiga o la corrosión bajo esfuerzo. Generalmente, la dirección que apunta hacia el centro de curvatura de las líneas de detención es la dirección de donde viene la grieta.

Para la superficie de clivage sobre monocristales o sobre granos individuales, a altos aumentos se pueden observar líneas de río que son equivalentes al chevron y que representan desnivelaciones entre los planos de clivage paralelos. La formación de líneas de río representa una contribución importante al término γ_p cuando el clivage tiene lugar en los metales y otros materiales cristalinos que se deforman plásticamente. Estas líneas se forman sobre todo cuando la grieta atraviesa un límite de grano. De manera general, el plano de clivage sobre los dos lados del límite de grano no se intersectan a lo largo de una línea común, por lo que el clivage se inicia en el segundo grano sobre un gran número de planos paralelos con un gran desgarramiento entre estos planos, lo cual explica porque los límites de grano son obstáculos eficaces a la propagación. Conforme la propagación avanza dentro de un grano, estas líneas de río coalescen rápidamente entre ellas produciendo desnivelaciones más grandes y menos numerosas. El aspecto es bastante similar al de pequeños ríos que se juntan que se unen para formar un gran río. Esta característica puede ser utilizada para determinar la dirección en la cual una grieta se propaga.

Frecuentemente es difícil distinguir a bajos aumentos entre una fractura por clivage y una fractura intergranular. Sin embargo, la microscopía electrónica de barrido, permite distinguir fácilmente estos dos tipos de fractura., debido a que la fractura intergranular sigue el plano del límite de grano y no presentan líneas de río.

4.5 Influencia de diferentes factores sobre la fragilidad

4.5.1 La influencia de la temperatura

Un gran número de metales presentan una temperatura de transición dúctil-frágil. Este efecto fragilizante de una baja temperatura ocurre en casi todos los metales C.C. y también en la mayoría de los metales H.C.. Los metales C.C.C. , el Zr y el Ti, son al menos al estado puro, dúctiles a cualquier temperatura. En los metales C.C.C. la fractura por frágil por clivage jamás es obtenida. Sin embargo algunas aleaciones C.C.C. con una muy baja energía de falla de apilamiento atómico, muestran una caída marcada de su ductilidad por abajo de una cierta temperatura. Esta disminución de ductilidad parece estar asociada con las fallas de apilamiento causadas por el deslizamiento.

Con la transición dúctil-frágil, la diferencia entre un acero frágil y un acero dúctil puede ser menor que 50 °C, algunas veces solamente unos 20 °C. Esta temperatura de transición dúctil-frágil depende de la composición del acero, de su microestructura y de su tamaño de grano. En el caso de los aceros ordinarios, la temperatura de transición se encuentra generalmente entre -25 °C y 80 °C. En base a esta temperatura una fractura frágil puede tener lugar bajo un esfuerzo ordinario.

La temperatura de transición obtenida por la prueba Charpy utilizando probetas con una entalla en forma de V es la más utilizada, debido a que esta temperatura da la mejor aproximación a las temperaturas de fractura frágil en servicio.

Podemos considerar que la transición dúctil-frágil en los metales C.C. es debida a que el esfuerzo necesario para la fractura frágil aumenta menos rápido que el incremento brusco del esfuerzo para producir la deformación plástica cuando la temperatura disminuye. Sin embargo, estrictamente ablando, esta explicación no es

correcta porque es necesario tener una deformación plástica para germinar una microgrieta cuando esta no existe previamente. El límite de elasticidad elevado a bajas temperaturas permite menos deformación plástica acompañando la propagación de la grieta. Por encima de la temperatura de transición, la propagación de la grieta es muy difícil de iniciar y a una mayor temperatura, la propagación es más difícil de continuar.

Una fragilización a altas temperaturas también es posible. Un tipo de fragilización en caliente es el causado por la formación del compuesto intermetálico, FeS en los límites de grano de los aceros. Este compuesto que tiene un bajo punto de fusión, puede fundirse cuando deformamos el acero en caliente, produciendo la desintegración del acero debido a que no hay nada que pueda mantener juntos los granos. Este problema es suprimido adicionando suficiente Mn para formar un sulfuro de Mn en lugar del sulfuro de Fe.

El fenómeno de envejecimiento dinámico después del conformado tiene lugar en ciertos metales (p.e. aceros bajo carbono, Zr, Ti) y puede producir una disminución de la ductilidad ó una fragilización. Este fenómeno sucede a las temperaturas donde los átomos soluto que anclan las dislocaciones pueden difundirse a una velocidad comparable a la del desplazamiento de las dislocaciones, lo cual produce un anclamiento en continuo de las dislocaciones. En los aceros este anclaje de las dislocaciones puede causar la precipitación de carburos y de nitruros sobre las dislocaciones, lo cual limita suficientemente el deslizamiento como para producir una fragilización. Cuando los precipitados no se forman, este fenómeno causa a menudo poca disminución del alargamiento uniforme pero una disminución del alargamiento total.

4.5.2 Influencia del estado de esfuerzos

Un esfuerzo normal de tensión trata de abrir una grieta que se propaga en una dirección perpendicular a esta tensión y por lo tanto ayuda a la propagación de la microgrieta. Por otra parte, una carga de compresión tiende a cerrar esta grieta y a dificultar su propagación. Por esta razón, un material muy frágil tal que el concreto puede soportar una carga que es mucho mayor en compresión que en tracción.

Este resultado demuestra que el componente hidrostático del esfuerzo juega un papel muy importante durante la fractura frágil. Este componente no afecta la plasticidad o el deslizamiento, pero este afecta fuertemente la facilidad con la cual una grieta puede propagarse. Además, para la misma magnitud del esfuerzo principal, σ_1 , un componente hidrostático más grande indica más pequeñas diferencias entre los esfuerzos principales y por lo tanto, esfuerzos cortantes más débiles y una menor plasticidad. Esta disminución del término γ_p en la ecuación de Griffith-Orowan favorece la fragilidad.

La sensibilidad a una entalla que provoca que algunos metales y sobre todo algunos aceros se fragilicen cuando contienen una entalla esta ligado al efecto de esfuerzos hidrostáticos. La presencia de una entalla (o de una grieta) en una pieza con el suficiente espesor produce un importante componente hidrostático en el frente de la entalla. Este componente ayuda a abrir la grieta y limita γ_p y por lo tanto aumenta la temperatura de transición. Note que los hierros grises con grafito laminar, son normalmente poco sensibles a las entallas debido a las numerosas entallas agudas

internas (las laminas de grafito).

4.5.3 Influencia del tamaño de la pieza

La influencia del tamaño de la pieza esta relacionada con la influencia del esfuerzo hidrostático en el frente de una entalla. Para un componente hidrostático máximo, es necesario que el tamaño de la pieza sea lo suficientemente grande para que este esfuerzo triaxial máximo aumente la rigidez del material alrededor de la región de fuerte concentración de esfuerzos en el frente de la entalla o de la grieta e impida completamente la contracción de Poisson en esta región. Por lo que una pieza con un gran espesor es generalmente más frágil que una pieza delgada.

Para un material muy frágil que se comporta de acuerdo a la ecuación de Griffith, la resistencia a la fractura depende del tamaño del defecto más grande en el material. La probabilidad de encontrar un defecto de un cierto tamaño en la pieza es proporcional a su volumen. Por lo tanto, independientemente del efecto de los esfuerzos triaxiales, la resistencia a la fractura de una pieza grande producida con un material frágil tal que un cerámico, es estadísticamente menos elevada que aquella de una pequeña pieza. Este tipo de efecto estadístico es descrito por el tratamiento de Weibull.

Para la fractura dúctil el efecto del tamaño de la pieza es diferente. Cuando el espesor de la probeta, de tracción disminuye, el alargamiento uniforme tiende a disminuir, lo cual se explica por un efecto más importante de la deformación sobre el termino dA/A de la condición para la estricción

$$d\sigma/\sigma = -dA/A$$

Los materiales reconocen este efecto disminuyendo el alargamiento requerido cuando las probetas son más delgadas que el espesor estándar.

4.5.4 Influencia de la velocidad de deformación

Un aumento de la velocidad de deformación de los metales que presentan una transición dúctil-frágil incrementa su tendencia a la fragilización., es decir, un incremento en su temperatura de transición. La teoría de la activación térmica de la deformación plástica nos dice que un aumento de la velocidad de deformación aumenta sobretodo el límite de elasticidad de los metales para los cuales una disminución de la temperatura produce un incremento brusco de su limite de elasticidad. Estos metales son los que presentan una transición dúctil-frágil. Este incremento de la velocidad de deformación disminuye la cantidad de deformación plástica que acompaña la propagación de una grieta y por lo tanto el termino γ_p de la ecuación de Griffith-Orowan. En un estado atermico, es decir, muy por arriba de la temperatura de transición, la velocidad de deformación no tiene más influencia sobre el límite de elasticidad o sobre γ_p .

4.5.4 Influencia de la composición, microestructura y de tratamiento térmico.

La composición y las condiciones de conformado y de tratamiento térmico de metal son las que determinan la microestructura y la distribución de los elementos a través de la microestructura y por lo tanto, son los que determinan las propiedades de ductilidad o fragilidad de una aleación.

Una contribución importante de microestructura se debe a la presencia de inclusiones las cuales afectan la fragilidad y producen una direccionalidad de las propiedades. Las inclusiones pueden fungir como sitios de germinación de grietas y pueden producir caminos de propagación fácil. Las propiedades direccionales resultan de estos recorridos de propagación fácil son encontrados en las piezas moldeadas, forjadas o laminadas. Las piezas moldeadas son más dúctiles en la dirección de los granos columnares que en la dirección transversal. La segregación de impurezas entre las dendritas primarias producen camino de propagación fácil. La laminación y la forja provocan el alineamiento de las inclusiones en una dirección. El alineamiento de los límites de grano en esta misma dirección puede también contribuir significativamente a las propiedades direccionales. Además, una contribución puede surgir también de las orientaciones privilegiadas de los granos, este efecto es a menudo importante en los metales H.C.

Varios solutos pueden favorecer una fractura intergranular concentrándose en los límites de grano y debilitando la cohesión de los átomos cercanos o en los límites. Una grieta que se propaga a lo largo de un límite elimina la unión y al igual que la energía asociada a esta. Por lo cual el incremento de energía por unidad de superficie producida por este agrietamiento es $(2\gamma_s - \gamma_j)$. Los átomos solutos que favorecen la fractura intergranular son por lo tanto aquellos que disminuyen γ_s , en el límite de grano y no aquellos que disminuyen γ_j , la energía del límite de grano.

Este efecto de fragilización intergranular es un efecto de tratamiento térmico. Para producir una segregación del soluto en el límite de grano es necesario mantener la pieza en una gama de temperatura que permita esta segregación o enfriar lentamente a través de esta gama de temperatura. Cuando la temperatura es más elevada, la entropía del sistema favorece una disolución completa del soluto y cuando la temperatura es muy baja, el pequeño grado de difusión no producen una segregación importante. Por lo tanto, una vez que la segregación ha tenido lugar, esta fragilización puede ser eliminada por un recocido de disolución de solutos segregados seguido de un temple. Los elementos que producen la fragilización intergranular en los aceros son el P, Sb, Sn, O y As, aún en muy pequeñas concentraciones. La adición de 0.01% de oxígeno en el hierro aumenta la temperatura de transición por aproximadamente 200°C y cambia el camino de propagación a una propagación intergranular.

El tratamiento térmico afecta también la naturaleza, la forma, el tamaño y la distribución de las fases o de los precipitados en las aleaciones. Cada uno de estos factores puede afectar la fragilidad. En un gran número de aleaciones incluyendo los aceros aleados, es indispensable evitar un tratamiento térmico o un enfriamiento lento en una cierta gama de temperaturas para evitar una precipitación fragilizante.

Uno de los problemas de este tipo que tiene lugar en los aceros al carbono y que en los aceros aleados es conocida como fragilidad en azul. Es el fenómeno que está ligado a un envejecimiento después de un conformado y toma su nombre del color del óxido formado en la gama de temperatura de fragilización (300-400°C). En esta gama de temperaturas, el envejecimiento produce la precipitación de carburos sobre las dislocaciones. Este anclaje eficaz de las dislocaciones disminuye fuertemente la deformación plástica que puede acompañar la propagación de una grieta a temperaturas ordinarias que por lo tanto conduce a la fragilidad. Este efecto es sobre todo importante cuando la velocidad de carga es muy rápida, lo cual no da oportunidad de

formar nuevas dislocaciones.

4.5.5 Influencia del medio.

Dentro de los fenómenos más importantes de fragilización debido a los efectos del medio, son la corrosión bajo esfuerzos, la fragilización por contacto con algunos metales líquidos, la fragilización por hidrógeno y los fenómenos de fragilización producidos por la radiación.

La corrosión bajo esfuerzos es un fenómeno de propagación lenta de una grieta bajo el efecto combinado de una grieta y de una corrosión. Para cada metal susceptible a este fenómeno los medios nocivos son bastante específicos y no producen más que muy poco ataque general (es decir producen principalmente una corrosión localizada). Debido a esto una grieta puede propagarse profundamente en el metal sin mostrar signos evidentes de ataque. El resultado es a menudo una fractura espontánea y catastrófica. Los mecanismos de propagación en la corrosión bajo esfuerzos al igual que la separación del papel de la corrosión en estos mecanismos son a menudo mal conocidos y parecen variar considerablemente de un caso al otro. Algunos casos de corrosión bajo esfuerzos deberían ser clasificados como fracturas dúctiles debido a que la deformación plástica cerca el fondo de la grieta parece ser necesaria para romper la película pasiva que se forma en el fondo de la grieta y por lo tanto permitir que la corrosión continúe. También parece ser posible que la corrosión bajo esfuerzos de los aceros ferríticos y martensíticos sea realmente una fragilización por hidrógeno, donde la corrosión sirve como fuente de hidrógeno el cual se traslada al frente de la grieta por difusión.

El fenómeno de fragilización producido por el contacto de un metal líquido es algo semejante al de la corrosión bajo esfuerzos. Los mecanismos de propagación de este fenómeno están bien establecidos. Es el tipo de fractura de los metales por el cual la cantidad de deformaciones plásticas que acompañan la propagación parece ser generalmente la más pequeña. En general la solubilidad del metal atacado en el líquido atacante es muy pequeña, por lo cual parece altamente probable que este efecto es debido a una fuerte disminución de la energía de cohesión o de γ_s , por adsorción de átomos en el fondo de la grieta. La propagación puede efectuarse rápidamente pero es necesario que el metal líquido (o algunas solamente su vapor) se traslade al fondo de la grieta. El líquido debe mojar el metal atacado. Los metales atacados son el acero (al carbono o baja aleación) por Li, Hg, Zn, Cd, Pb (la fragilización producida por el Pb y por el Cd puede también tener lugar por abajo del punto de fusión de estos metales), el aluminio y sus aleaciones por Hg, Ga, Sn, e In, los latones por el Hg, Pb y Sn.

El hidrógeno produce problemas de fragilización en varios metales. El átomo de hidrógeno que es muy pequeño se difunde rápidamente en los metales y además puede ser absorbido en el metal durante un recocido en la atmósfera reductora, durante una depositación electrolítica o durante un ataque químico.

Un tipo de fragilización por hidrógeno es producida por la recombinación de átomos de hidrógeno para precipitar bolsas de moléculas de gas al interior de un metal. La presión resultante de estas bolsas de gas puede ser muy grande. En los aceros, este fenómeno tiene lugar cuando una sobre saturación de hidrógeno en solución es producida por un durante un enfriamiento. Esta precipitación puede producir un agrietamiento interno que fragilice seriamente el acero. Estas grietas (fisheyes) son identificables

sobre las superficies de fractura final debido a su forma redonda y su aspecto brillante.

Un aspecto más importante de la fragilización por hidrógeno de los aceros a alta resistencia es el de la fatiga estática. En una gama de temperaturas cerca de temperatura ambiente, el hidrógeno es atraído a la región de fuerte tensión hidrostática en la punta de una entalla o de una grieta, donde este favorece una pequeña propagación de la grieta debido a que debilita la energía de cohesión de los átomos colocados en el fondo de la grieta. Para que la propagación continúe es necesario esperar que el hidrógeno se difunda nuevamente hacia la región que se encuentra bajo un fuerte esfuerzo hidrostático el cual ha cambiado de posición. La propagación es entonces lenta y discontinua. Este fenómeno de fatiga estática está ligado a la fragilización de los aceros que contienen hidrógeno en solución durante una deformación plástica lenta. Un grado elevado de deformación no da ninguna oportunidad al nitrógeno de difundirse a las regiones de fuertes esfuerzos hidrostáticos en el fondo de las grietas y por lo tanto no produce este tipo de fragilización. Son los aceros ferríticos y martensíticos con un alto límite de elasticidad los cuales son susceptibles a la fragilización por hidrógeno.

La radiación produce una disminución de la ductilidad de los metales y/o el aumento de la temperatura de transición. La radiación produce un gran número de defectos cristalinos que dificultan el desplazamiento de dislocaciones lo cual disminuye γ_p en la ecuación Griffith - Orowan y aumenta la temperatura de transición de los metales que presentan una transición dúctil-frágil. Esta creación de efectos cristalinos aumenta también el límite de elasticidad. Las primeras dislocaciones que se deslizan aumentan los defectos de sus bandas de deslizamiento el cual provoca deformación que tiende a concentrarse en un pequeño número de bandas. El grado de deformación es pequeño lo cual produce una estricción rápida. Esto indica que aún durante la fractura dúctil, la radiación produce una fragilización por la disminución del alargamiento uniforme. Otro problema de la fragilización de los aceros radiados es el producido por la precipitación de burbujas de gas de argón en los aceros al boro.

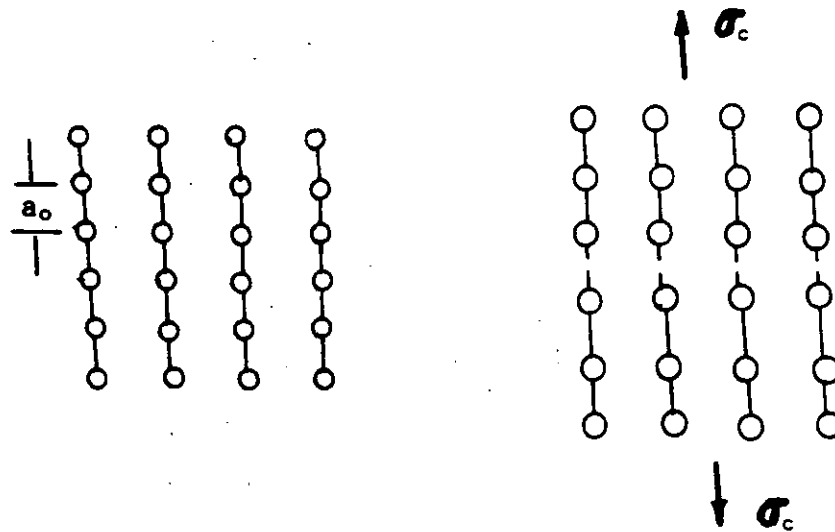


FIG. 1. EL CLIVAJE ES LA FRACTURA, BAJO EL EFECTO DE UNA TENSION, DE LOS ENLACES ATOMICOS SOBRE UN PLANO CRISTALOGRAFICO.

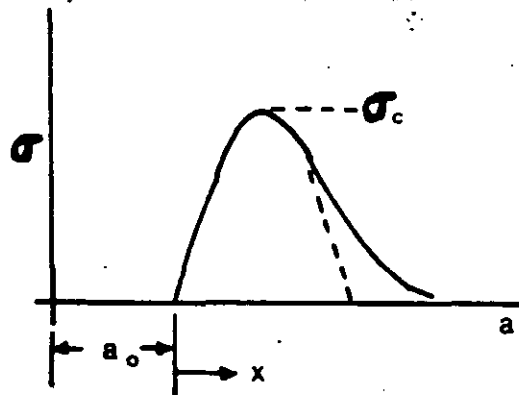


FIG. 2. LA TENSION REQUERIDA PARA ALARGAR LOS ENLACES ATOMICOS, UNA LONGITUD $a > a_0$, DONDE a_0 , ES EL PARAMETRO RETICULAR, PUEDE SER APROXIMADA POR UNA CURVA DE $x=0$ a $x=\lambda/2$, DONDE $x=a - a_0$.

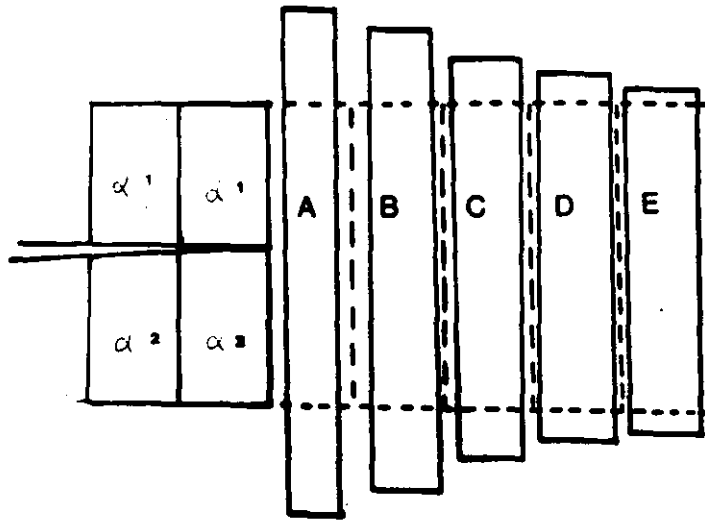


FIG. 3. DEFORMACION DE ELEMENTOS EN EL VERTICE DE UNA GRIETA AGUDA CUANDO CONSIDERAMOS CADA ELEMENTO COMO INDEPENDIENTE DE SUS VECINOS.

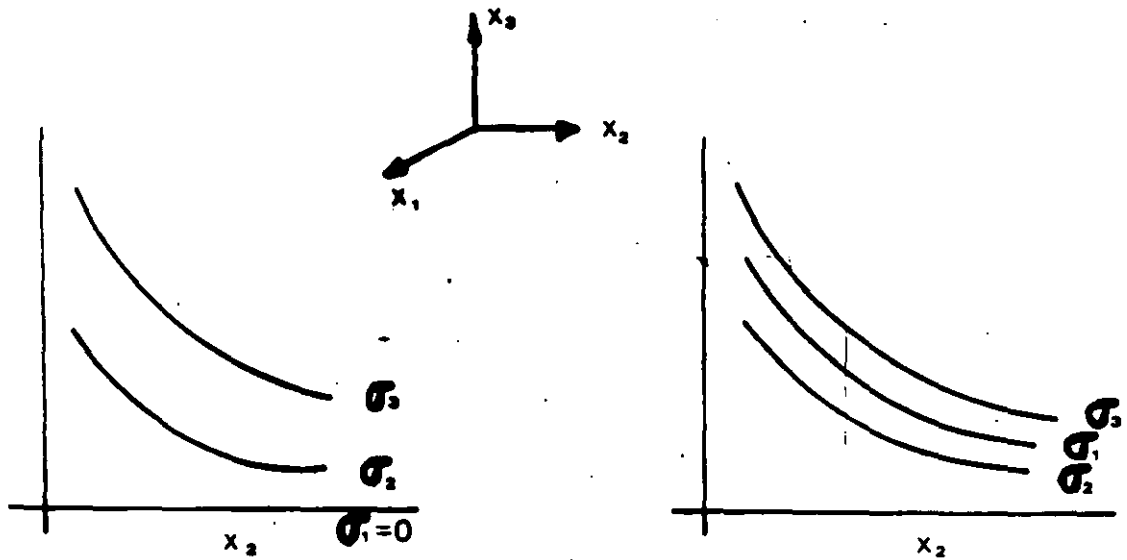


FIG. 4. DISTRIBUCION DE ESFUERZOS EN EL VERTICE DE UNA GRIETA AGUDA EN EL CASO DE MATERIAL ELASTICO LINEAL. (a) ESFUERZO PLANO; (b) DEFORMACION PLANA.

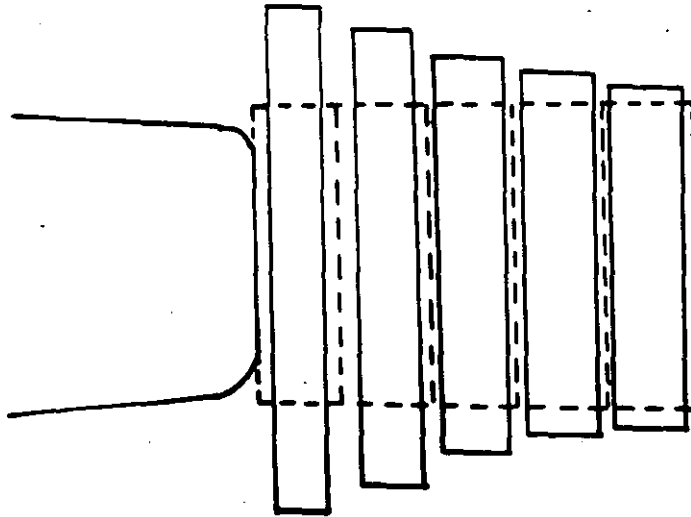


FIG. 5. DEFORMACION DE LOS ELEMENTOS EN EL VERTICE DE UNA GRIETA REDONDEADA, CUANDO CONSIDERAMOS CADA ELEMENTO COMO INDEPENDIENTE.

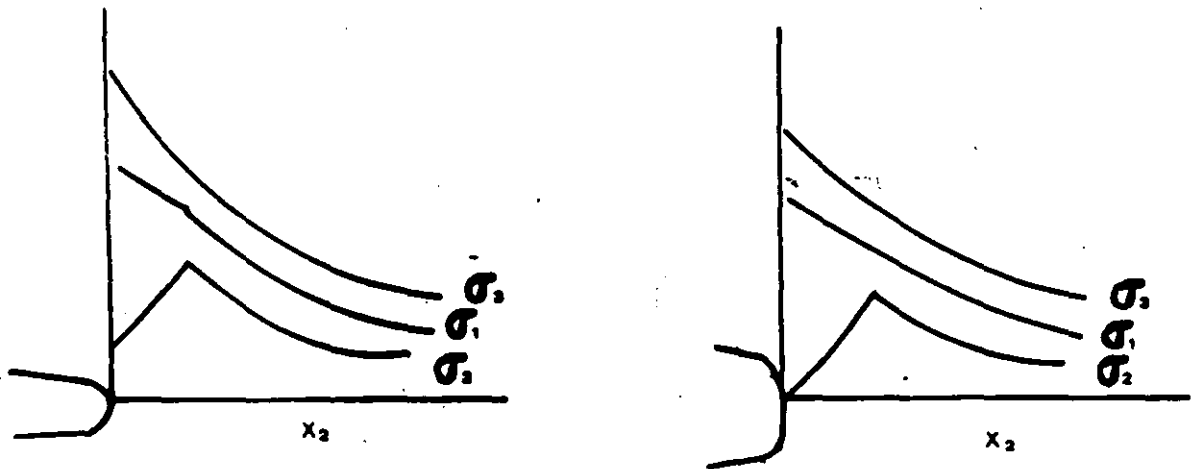


FIG. 6. DISTRIBUCION DE ESFUERZOS EN EL CASO DE UN MATERIAL ELASTICO-LINEAL PARA EL FONDO DE UNA GRIETA O ENTALLA. (a) LIGERAMENTE REDONDEADA; (b) FUERTEMENTE REDONDEADA.

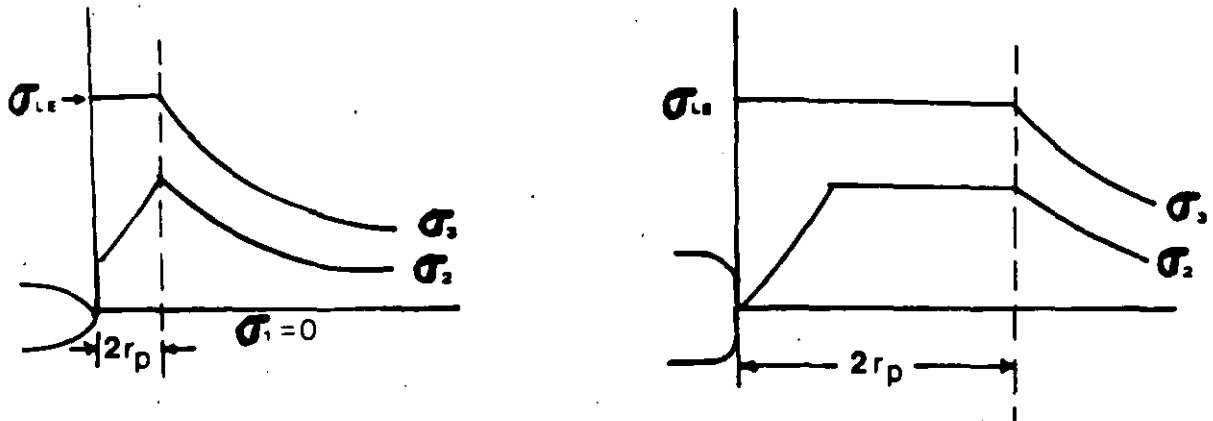


FIG. 7. DISTRIBUCION DE ESFUERZOS EN ESFUERZO PLANO EN EL CASO DE UN MATERIAL ELASTICO-PERFECTAMENTE PLASTICO PARA (a) UN VERTICE DE GRIETA LIGERAMENTE REDONDEADO POR UNA PEQUEÑA ZONA PLASTIFICADA; (b) UN VERTICE DE GRIETA FUERTEMENTE REDONDEADO POR UNA GRAN ZONA PLASTICA ($2r_p$ = TAMAÑO DE LA ZONA PLASTIFICADA).

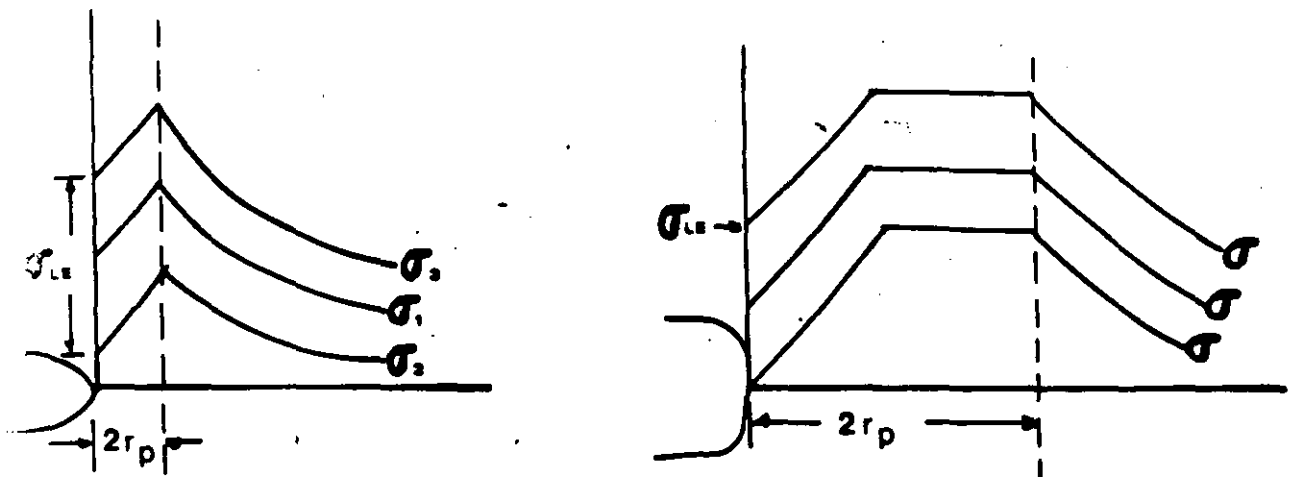


FIG. 8. IGUAL QUE LA FIGURA 7, PERO PARA UN ESTADO DE FORMACION PLANA.

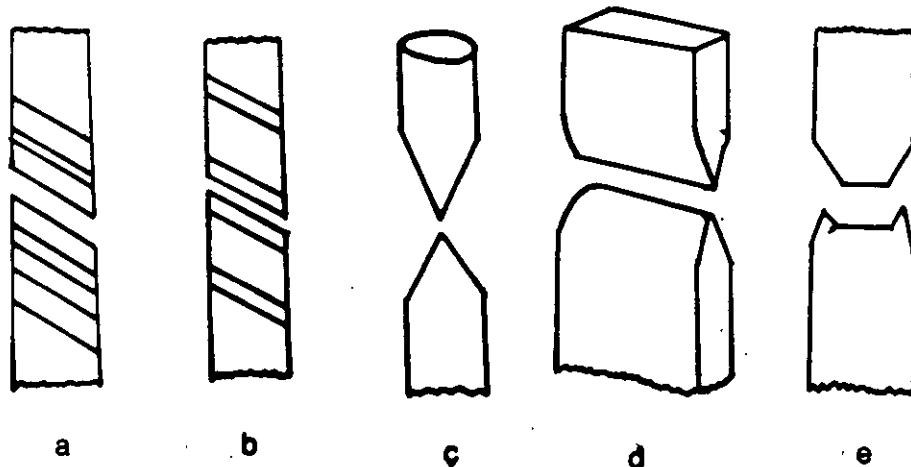


FIG. 9. LAS DIFERENTES FORMAS DE FRACTURAS DUCTILES OBLICUAS CAUSADAS POR (a) DESLIZAMIENTO CONCENTRADO EN UN PLANO, (b) UNA BANDA, (c) ESTRICCIÓN IDEAL, (d) ESTRICCIÓN IDEAL, (e) POR COPA Y CONO.

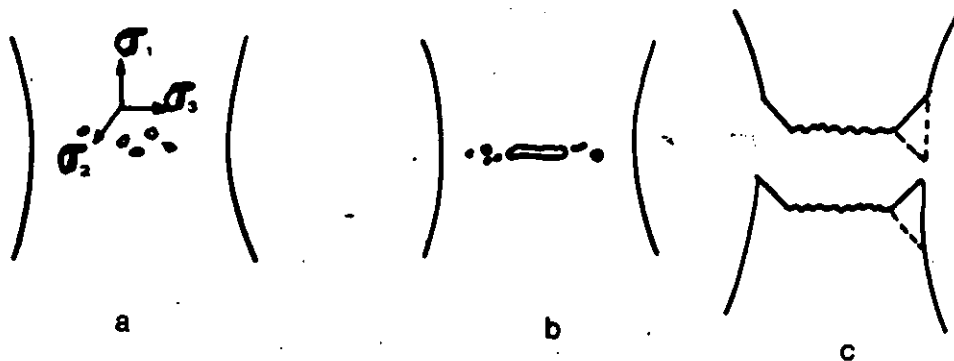


FIG.10. LA FRACTURA COPA Y CONO SE LLEVA ACABO EN TRES ETAPAS. GERMINACION DE CAVIDADES, CRECIMIENTO DE LAS CAVIDADES Y COALESCENCIA.

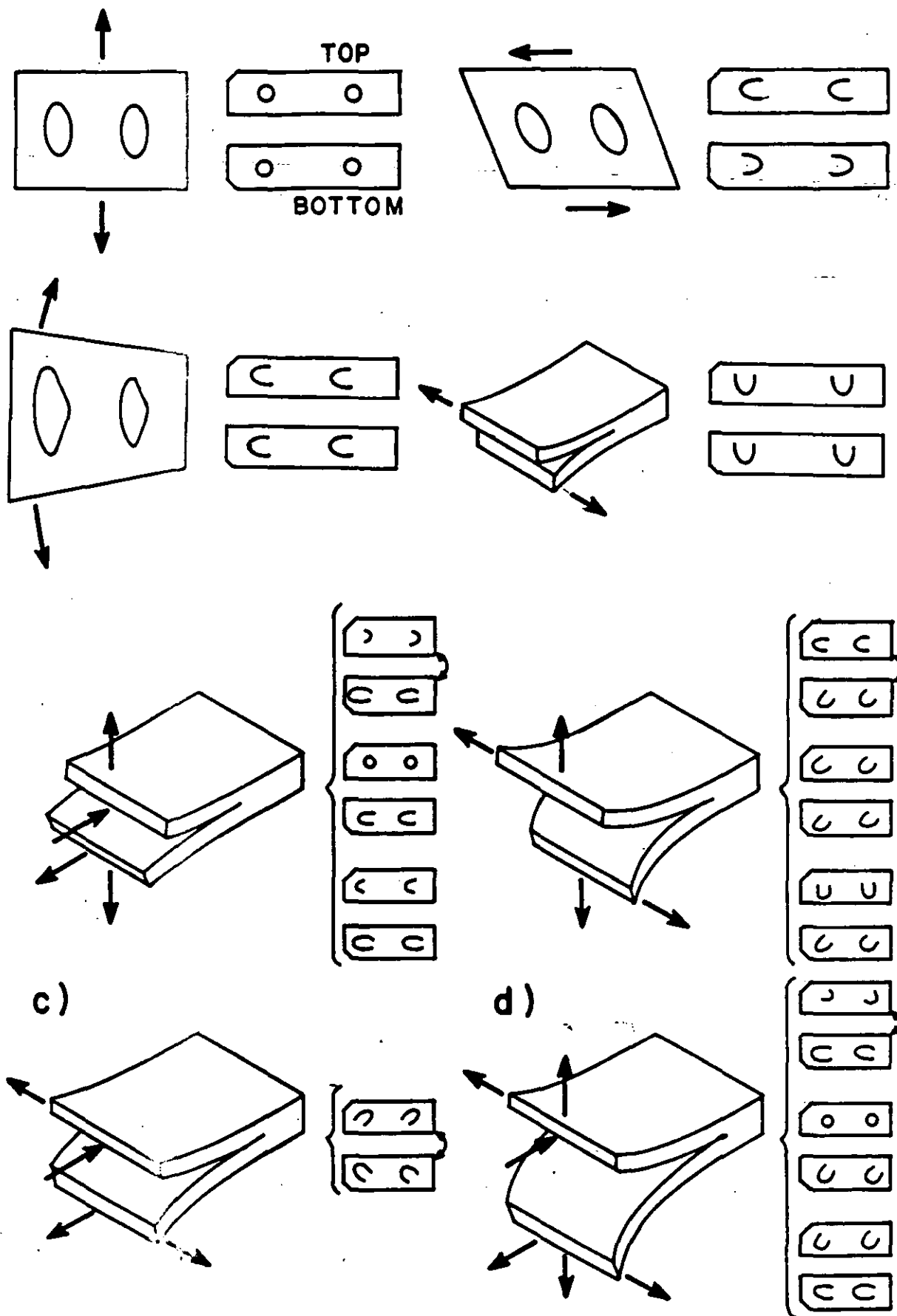


FIG. 10*. PATRON DE CUPULAS SOBRE LAS SUPERFICIES OPUESTAS DE FRACTURA PRODUCIDAS POR LA ACCION BI- O MULTI-AXIAL DE ESFUERZOS.

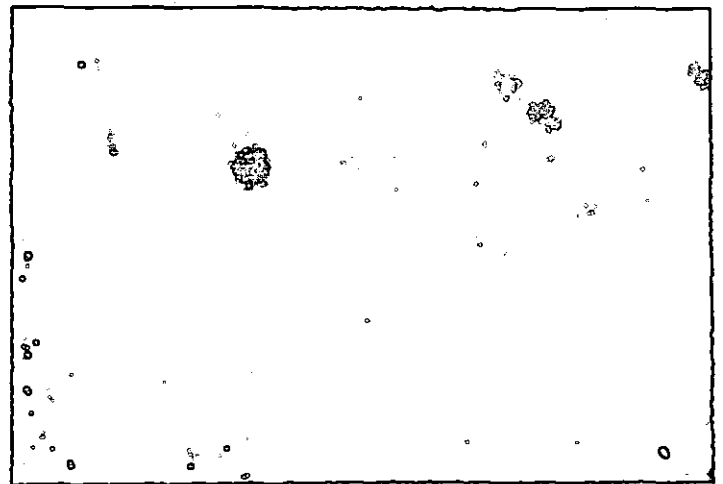
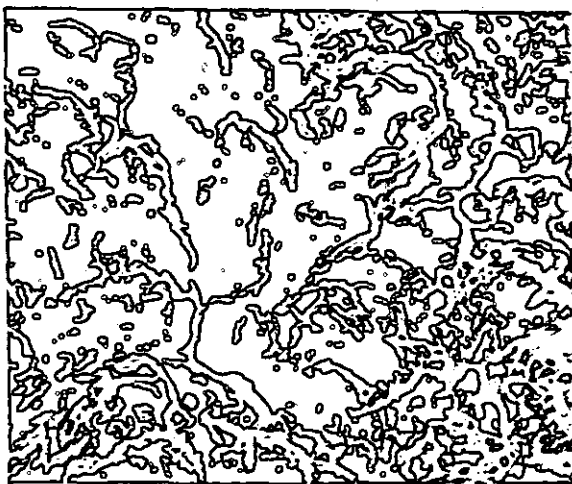
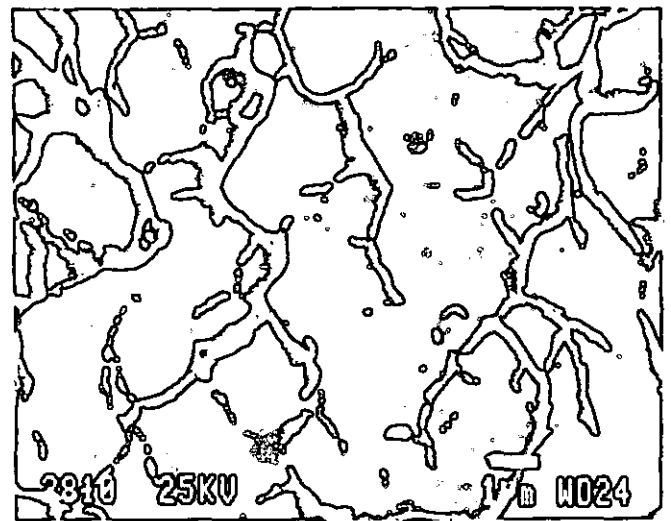
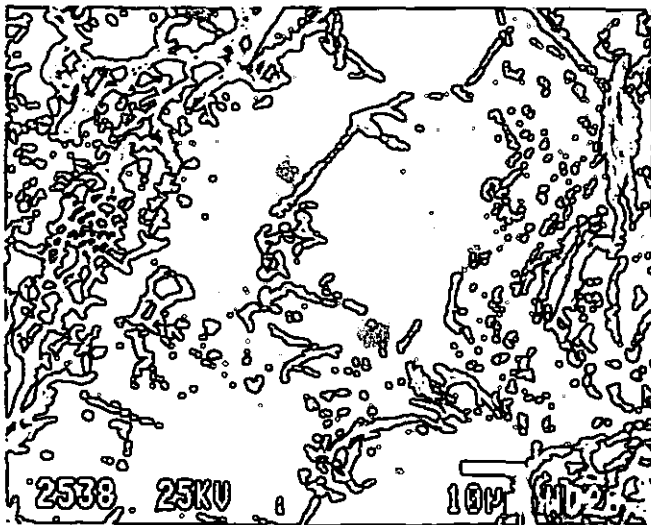
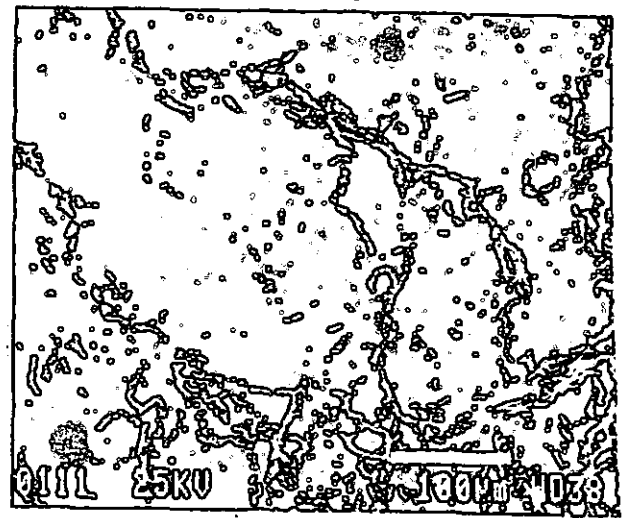
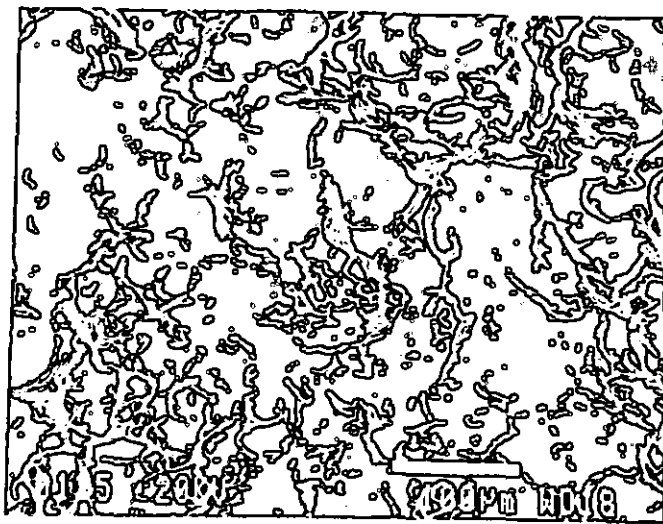


FIG.11. APSECTOS DE LA FRACTURA DUCTIL. (a) Y (b) FRACTURA DUCTIL A BAJOS AUMENTOS; (c) CUPULAS Y UNA REGION DE FUERTE DESGARRAMIENTO DUCTIL; (d) CUPULAS EQUIAXIALES FORMADAS POR DECOHESION DE LA INTERFASE PARTICULAS-MATRIZ; (e) CUPULAS ALARGADAS PARALELAMENTE A LA DIRECCION DE CORTE; (f) PERFIL DE UNA FRACTURA DUCTIL MOSTRANDO LA FORMACION DE CAVIDADES EN LAS PARTICULAS DE SEGUNDA FASE.

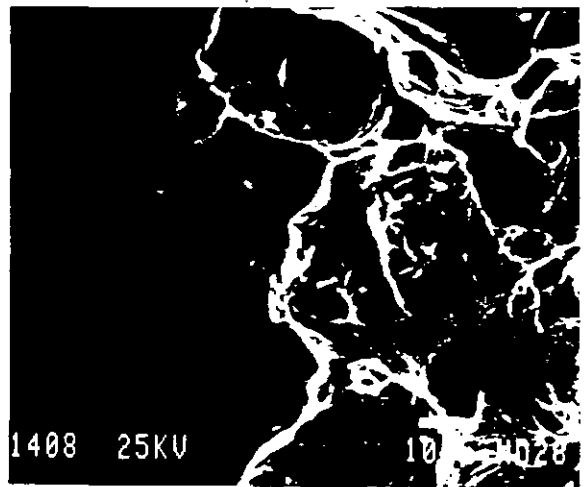
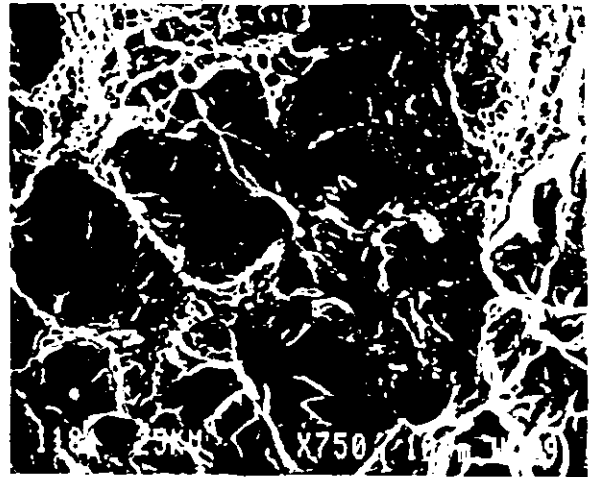
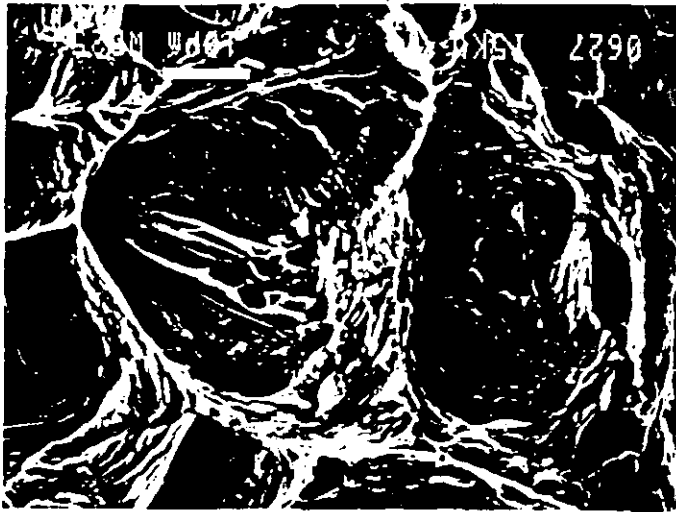


FIG.12. ASPECTOS DE LA FRACTURA DUCTIL; (a) Y (b) CUPULAS FORMADAS POR LA FRACTURA DE PARTICULAS DE SEGUNDA FASE; (c) Y (d) PERFILES ENTRE LA METALOGRAFIA Y LA SUPERFICIE DE FRACTURA MOSTRANDO LA FORMACION DE CUPULAS A PARTIR DE PARTICULAS DE SEGUNDA FASE.

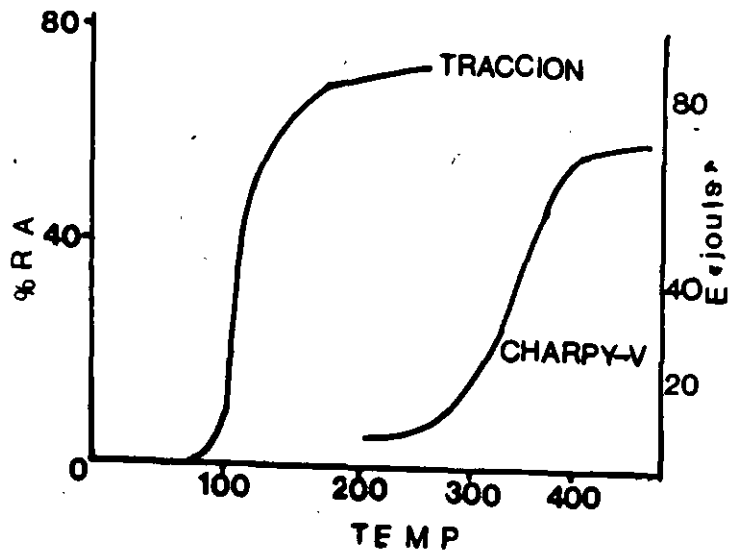


FIG.13. TRANSICION DUCTIL-FRAGIL DE UN ACERO BAJO CARBONO MOSTRADO POR LOS ENSAYOS DE TRACCION Y DE IMPACTO.

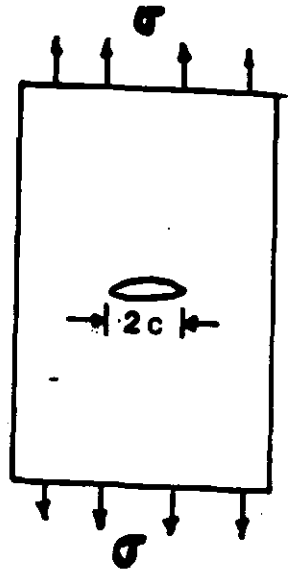


FIG.14. LA ECUACION DE GRIFFITH ES CALCULADA PARA UNA GRIETA QUE ATRAVIEZA EL ESPESOR DE UNA LAMINA DELGADA SOBRE UNA LONGITUD $2c$ (ESTADO DE ESFUERZO PLANO).

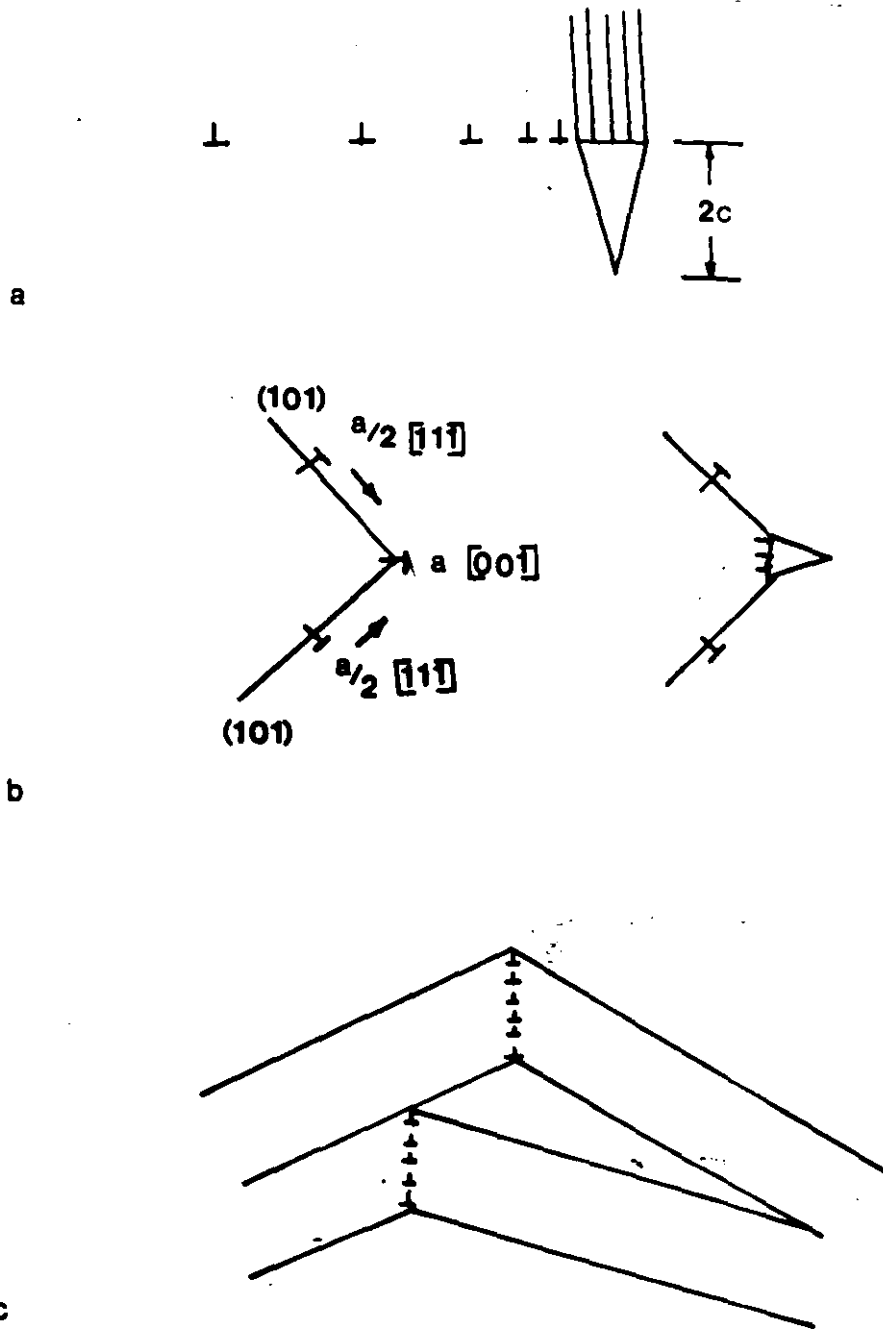


FIG.15. GERMINACION DE MICROGRIETAS (a) POR LA COALESCENCIA DE N DISLOCACIONES DE BORDE EN LA PUNTA DE UN APILAMIENTO; (b) POR LO REACCION ENTRE DISLOCACIONES DE BORDE SENSIBLES QUE COALECEN JUNTAS; (c) POR EL DESLIZAMIENTO DE UNA DE LAS PARTES DE UNA UNION DE FLEXION EN UN H.C. COMO EL Zn PARA PRODUCIR CLIVAJE SOBRE EL PLANO BASAL.

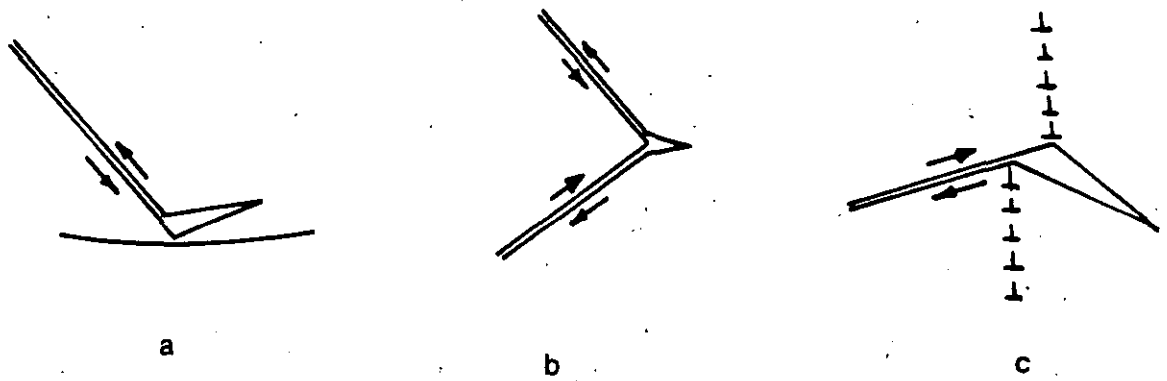


FIG.16 LOS MECANISMOS DE GERMINACION DE GRIETAS DE LA FIG.15 SE EXPLICAN TAMBIEN CONSIDERANDO EL CORTE QUE OCURRE DURANTE EL DESPLAZAMIENTO.

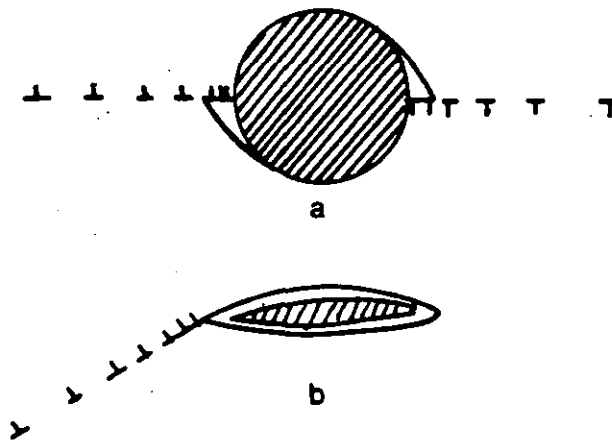


FIG.17 LAS MICROGRIETAS O CAVIDADES SE PRODUCEN CUANDO EL APILAMIENTO DE DISLOCACIONES PROVOCA LA DECOHESION DE LA INTERFASE INCLUSION-MATRIZ O PARTICULAS DE SEGUNDA FASE.

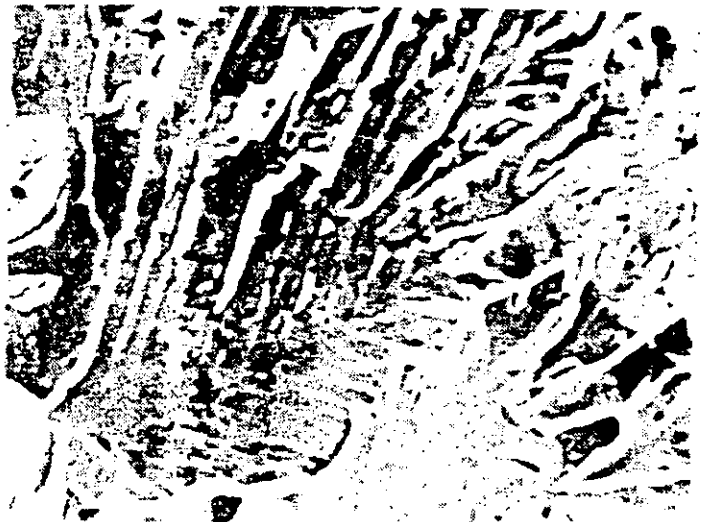
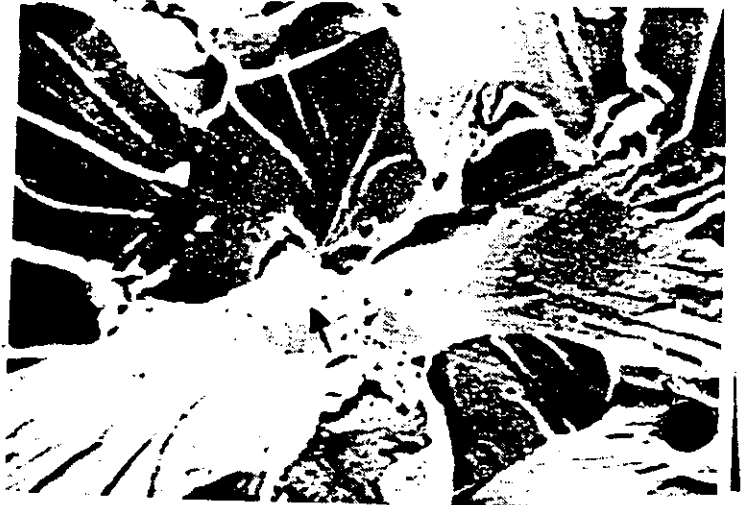
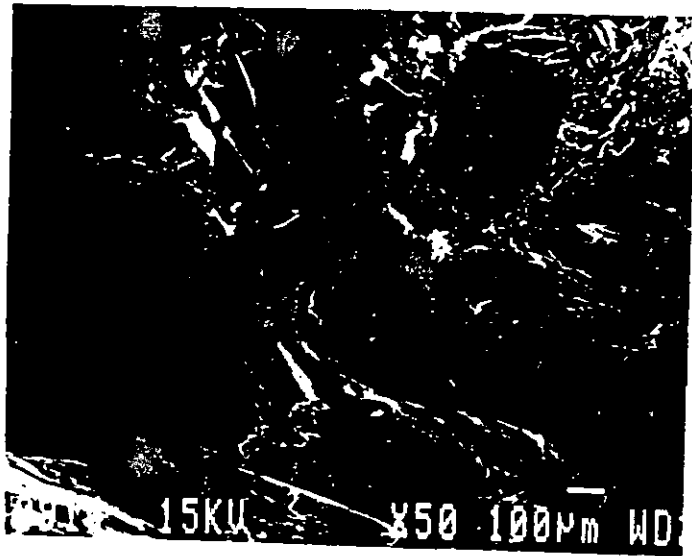
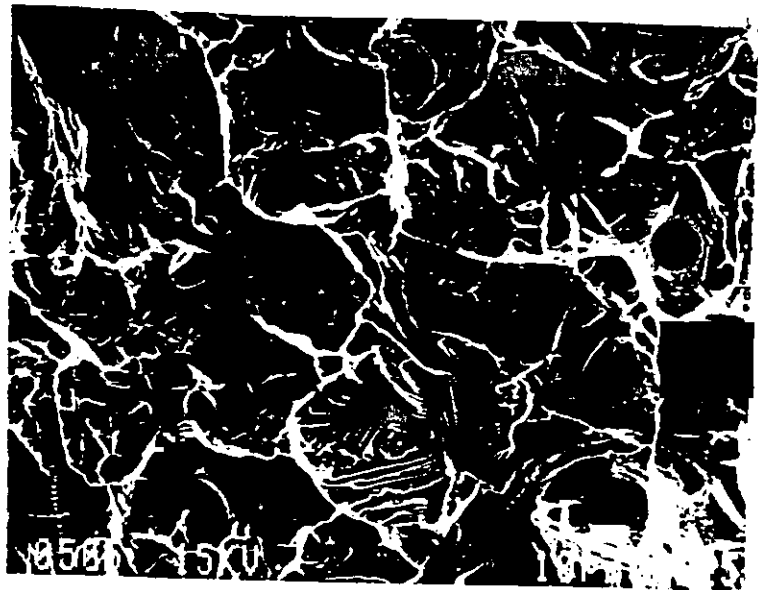
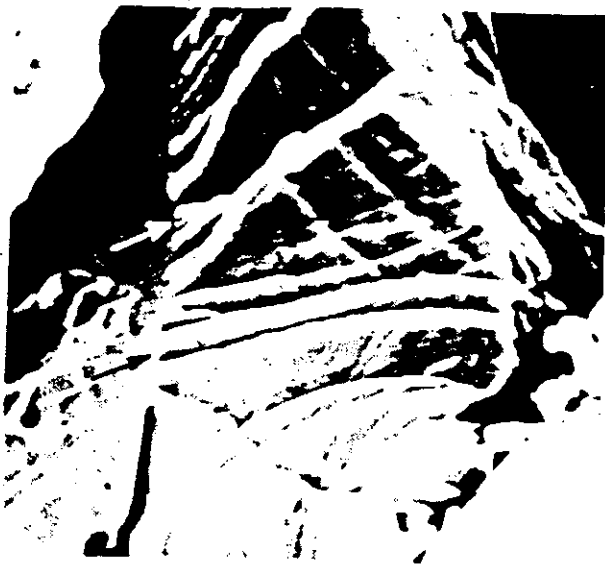


FIG.18. APSECTOS DE LA FRACTURA FRAGIL. (a) FORMACION DE LINEAS DE RIO; (b) Y (c) ASPECTO GENERAL DE UNA FRACTURA FRAGIL EN UN C.C. Y EN UN H.C.; (d) PUNTO DE INICIACION DEL CLIVAGE; (e) FORMACION DE TONGUES EN UNA ACERO DECARBURIZADO; (F) PATRON DE CLIVAGE DEL TIPO DE "HERRING-BONE"

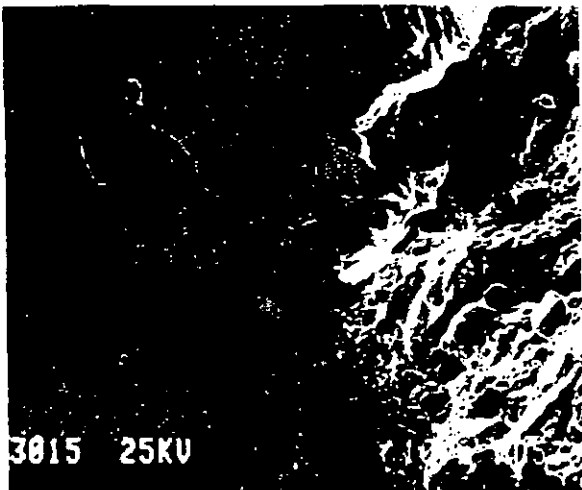
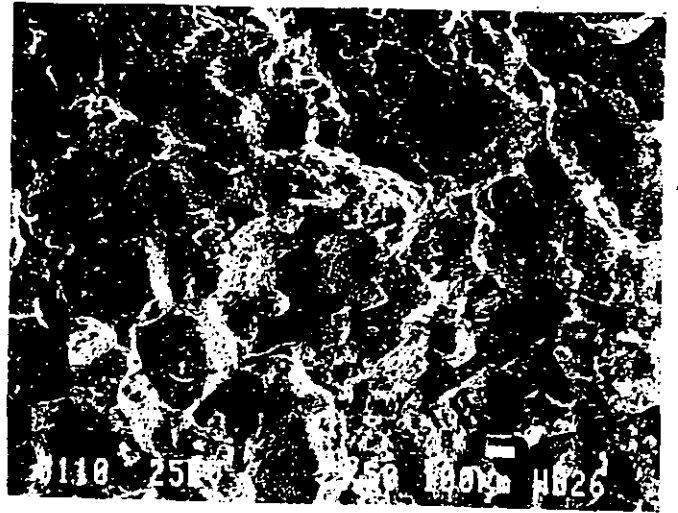
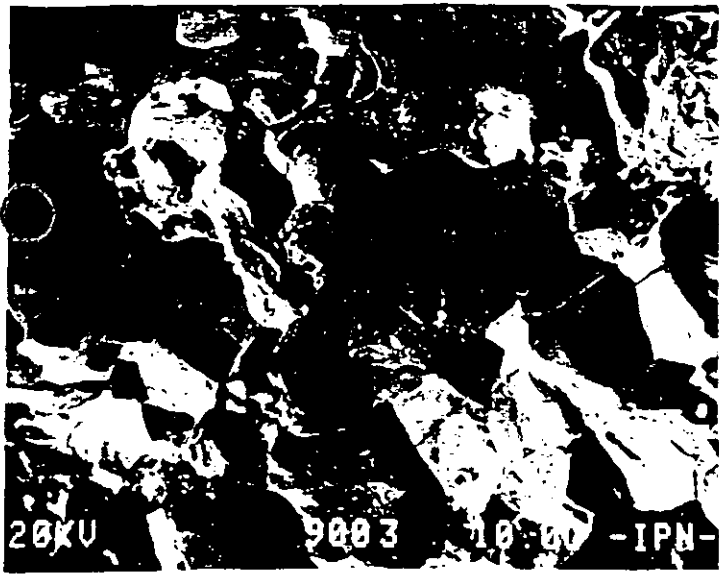


FIG.19. ASPECTOS DE LA FRACTURA INTERGRANULAR (A) FRAGIL; (B) DUCTIL

4.6 Cuasi-Clivage.

Una faceta cristalografica relacionada a las facetas de clivage, es la de cuasi-clivage. Este termino ha sido utilizado a menudo para describir las superficies de fractura que presentan características similares a las superficies de clivage. Estas superficies se producen principalmente durante corrosión bajo esfuerzos o cerca del unbral de de la fractura por fatiga. Este tipo de fractura presenta una considerable cantidad de desgarramiento a lo largo de las líneas de rio.

Las superficies del cuasi-clivage clasico o verdadero, son encontradas a menudo en estructuras bainiticas ó martensiticas, en los cuales la reiniciación del clivage ocurre ligeramente adelante del frente macroscopico de la grieta dentro de un grano de austenita sobre planos que son esencialmente paralelos. El cambio de deformación plana a esfuerzo plano conforme las pequeñas grietas se producen un fuerte desgarramiento a lo largo de algunas líneas de rio. La siguiente figura muestra un ejemplo de cuasi-clivage.



LA MICROFOTOGRAFIA MUESTRA UNA SUPERFICIE DE CUASI-CLIVAGE PRODUCIDO DURANTE UNA PRUEBA DE TENACIDAD A LA FRACTURA SOBRE UNA SOLDADURA DE ACERO. EL TIPO "UNION JACK" DE LAS LINEAS DE RIO ES PRODUCIDO POR LA MISMA TENDENCIA QUE LA DE UNA GRIETA DE CLIVAGE DE PROPAGARSE PREFERENCIALMENTE EN LAS DIRECCIONES 110 Y 100 EN LOS METALES C.C. LO CUAL ES RESPONSABLE DE LOS PATRONES HERRING-BONE



**FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.
DIVISION DE EDUCACION CONTINUA**

CURSOS ABIERTOS

I CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES

*Módulo 4: CONTROL DEL DETERIORO DE MATERIALES
Del 22 al 26 de junio de 1992*

FRACTURA POR FATIGA

DR. JORGE LUIS GONZALEZ VELAZQUEZ

JUNIO - 1992

FRACTURA POR FATIGA

Dr. Jorge Luis González Velázquez

Instituto Politécnico Nacional
E.S.I.Q.I.E., Departamento de Ing. Metalúrgica
Labs. Ing. Metalúrgica, Zacatenco, México, D.F. 07300

BASES Y DEFINICIONES

La fatiga es la fractura de un material a través de un proceso de agrietamiento progresivo en el cual un cuerpo sometido a cargas fluctuantes o cíclicas desarrolla un grieta que crece paulatinamente hasta alcanzar un tamaño crítico, después del cual sobreviene la fractura en forma catastrófica. La fatiga no produce cambios aparentes en la microestructura del material, ni en sus propiedades mecánicas. A nivel macroscópico, las grietas por fatiga son extremadamente finas y se presentan en forma localizada. En adición una fractura por fatiga suele ocurrir aún cuando los esfuerzos en la pieza o estructura, están generalmente dentro del rango elástico. Estas características hacen que la fatiga sea muy difícil de detectar en una pieza en servicio, por lo que constituye una forma muy peligrosa de falla; de hecho, se sabe que aproximadamente el 90% de las fallas de componentes mecánicos y estructurales durante el servicio está relacionada con la fatiga.

La fatiga es de primordial importancia en el diseño y mantenimiento de aviones, helicópteros, cohetes, ferrocarriles, todo tipo de vehículos terrestres, puentes y edificios, plantas nucleares, plantas generadoras de potencia, maquinaria, reactores, recipientes y ductos a presión y en general en todo tipo de estructura o pieza en la que se tengan cargas fluctuantes. En adición, se puede decir que prácticamente cualquier material es candidato a sufrir fractura por fatiga; habiendo sido inicialmente identificada en metales, actualmente se sabe que la fatiga también ocurre en plásticos, hules y cerámicos.

La fatiga requiere de tres condiciones para llevarse a cabo: la primera es que existan esfuerzos tensiles en el material, la segunda es que los esfuerzos sean fluctuantes o cíclicos y la tercera que se de un número suficiente de ciclos. Estas condiciones son caracterizadas por el ciclo de carga, mostrado en la Fig. 1., cuyas variables se muestran en la misma figura. Además de estos tres requisitos la fractura es influenciada por un gran número de factores, entre los que destacan:

1. La geometría de la pieza o estructura.
2. La concentración de esfuerzos.
3. El estado de esfuerzos y deformaciones.
4. El tamaño.
5. La microestructura.
6. Las propiedades mecánicas.
7. La temperatura.
8. El ambiente.
9. Los esfuerzos residuales.
10. El acabado superficial.
11. El esfuerzo promedio

El proceso de agrietamiento en fatiga ocurre en tres etapas. La Etapa I, es en la que se da la iniciación de grietas y el crecimiento de la grieta es sumamente lento. En la Etapa II, la grieta crece en cada ciclo, en una magnitud proporcional a la amplitud de la carga y la Etapa III en la que ocurre la propagación inestable y la falla final.

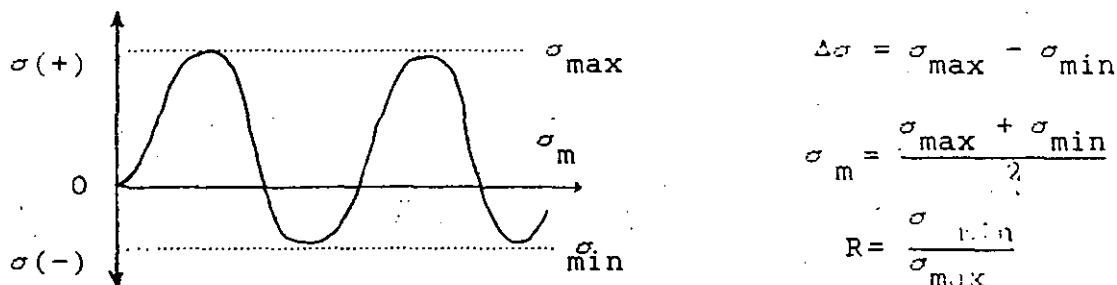


Fig. 1.- Características del ciclo de carga en fatiga. Donde $\Delta\sigma$ es la amplitud de esfuerzos en la estructura o pieza, σ_m es el esfuerzo promedio y R la relación de carga.

La variable R, define el esfuerzo promedio, como sigue:

- R > 1 COMPRESION-COMPRESION
- R ≤ 0 TENSION-TENSION
- R > 0 TENSION-COMPRESION
- R = -1 TENSION-COMPRESION COMPLETAMENTE REVERSA.

La fatiga es controlada principalmente por la amplitud de esfuerzos. Hacia finales del siglo pasado, Wolher, encontro que la vida en fatiga (N), definida como el número de ciclos que soporta un material antes de fracturarse, es inversamente proporcional a la amplitud de esfuerzos en el ciclo de carga ($\Delta\sigma$). La manera gráfica de representar el resultado de una serie de pruebas de fatiga a diferentes niveles de esfuerzos es llamada curva de vida o más comunmente curva S-N; un ejemplo de esta es mostrada en la Fig. 2.

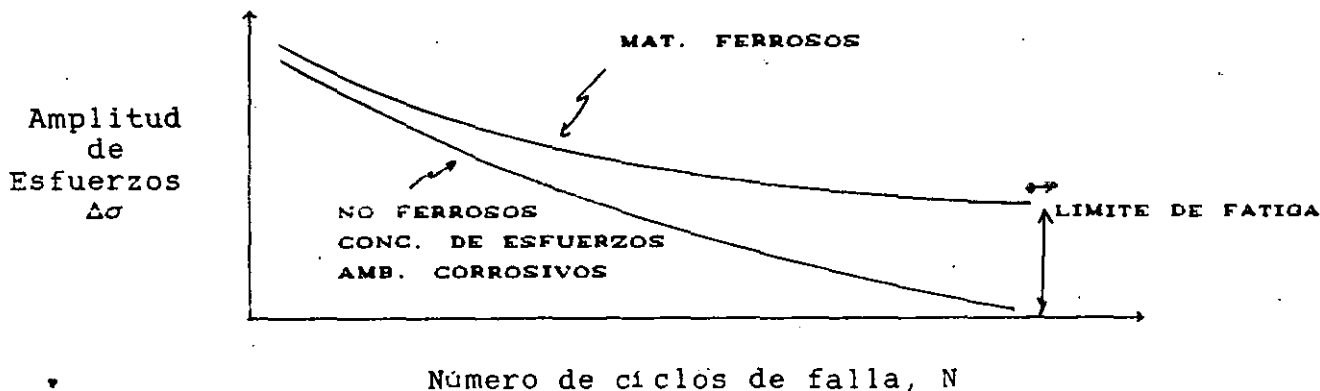


Fig. 2.- Curva S-N de un metal bajo amplitud de esfuerzo constante.

Wolher también encontró que hay un nivel de esfuerzos debajo del cual el material soporta un número infinito de ciclos sin fallar; el cual es llamado límite de fatiga. La experiencia ha demostrado que mientras las aleaciones ferrosas presentan un límite de fatiga, otras aleaciones como las de aluminio no presentan un límite de fatiga. La presencia de concentradores de esfuerzos y las atmosferas corrosivas contribuyen a reducir e incluso desaparecer el límite de fatiga.

Una limitante de las curvas S-N es que no es posible distinguir las tres etapas de la fatiga en ellas. En la práctica, se ha encontrado que aproximadamente el 90% de la vida en fatiga de un componente transcurre con una grieta propagandose. El análisis de infinidad de fallas por fatiga ha demostrado que la presencia de grietas no necesariamente implica la falla de una pieza, de ahí que sea de gran interés el estudio del crecimiento de grietas por fatiga.

En muchos casos, la propagación de grietas ocurre en cuerpos esencialmente deformados elásticamente, de ahí que la mecánica de fractura lineal elástica (MFLE), entonces, se puede aplicar, para el análisis de la propagación de grietas por fatiga (PGF). En la etapa II, la cantidad de extensión de la grieta depende de la magnitud de los esfuerzos en la punta de la grieta, la cual, de acuerdo a la mecánica de fractura lineal elástica, esta descrita por el factor de intensidad de esfuerzos K, dado por:

$$K = Y \sigma \sqrt{\pi a}$$

Donde σ es el esfuerzo aplicado, a la longitud de la grieta y Y parámetro geométrico. Para una grieta de longitud constante, K depende linealmente de σ . Por lo tanto, para un ciclo de carga de amplitud constante $\Delta\sigma$, se puede definir un ΔK . Puede esperarse entonces, que la extensión de la grieta en PGF sea controlada por ΔK y por K_{max} , igualmente, para definir el ciclo de fatiga, se puede emplear $R = K_{min}/K_{max}$.

La dependencia de la extensión de la grieta por cada ciclo (da/dN) con ΔK , de acuerdo anterior debe ser del tipo:

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R, \text{Ambiente, Material})$$

Cuando los datos da/dN vs. ΔK de una prueba de PGF son graficados en escala logarítmica ajustan perfectamente a una línea recta, representada por la ecuación conocida como ecuación de Paris, en honor a su autor; cuya forma es:

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^n$$

La mecánica de fractura predice que los esfuerzos en la punta de la grieta son mayores que el esfuerzo de cedencia, por lo tanto en fatiga, se formará una zona plástica en la que ocurren todos los procesos de deformación y fractura. El tamaño de la zona plástica se calcula por:

$$r = \frac{1}{2\pi} \frac{K_{max}^2}{\sigma_o^2}$$

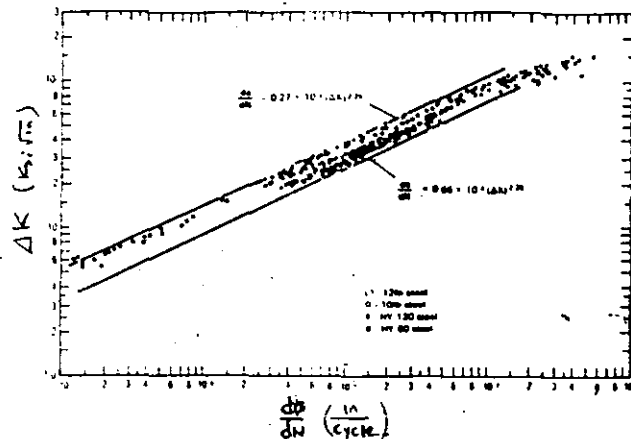


Fig. 3.- Datos de rapidez de propagación de grietas por fatiga en función de la amplitud de factor de intensidad de esfuerzos para un metal.

MECANISMO FRACTURA POR FATIGA

Etapa I: Iniciación de Grietas.-

Las grietas por fatiga inician en heterogeneidades o discontinuidades del material que se pueden considerar como grietas preexistentes, pues producen una fuerte concentración de esfuerzos. Estos defectos generalmente están asociadas con inclusiones, poros, rechupes, puntos suaves y fisuras del material, o bien son generadas durante la deformación cíclica del material.

Cuando se tiene una grieta preexistente, el periodo de nucleación de la grieta prácticamente no se presenta y se considera que la grieta inicia la propagación en su etapa lenta. Sin embargo, en un material libre de defectos, las grietas por fatiga son nucleadas por el proceso de deformación cíclica. Existen muchos modelos para explicar la iniciación de grietas, pero todas las teorías coinciden en que el deslizamiento alterno (movimiento de dislocaciones en direcciones opuestas) provocado por las cargas cíclicas es el responsable de la iniciación de grietas. Es generalmente aceptado que en un material libre de defectos, la nucleación de grietas tiene lugar en la superficie, a través de un proceso de formación de un relieve, en el que escalones formados en la superficie libre cuando las dislocaciones abandonan el cristal, se alternan, formando depresiones hacia el interior del material (intrusiones) y salientes de material (extrusiones). Las intrusiones y extrusiones aparecen cuando el deslizamiento producto de la deformación plástica localizada genera bandas internas de material fuertemente deformado cíclicamente. Cuando estas bandas alcanzan una superficie libre y bajo la acumulación de un número suficientemente alto de ciclos, las intrusiones penetran el material siguiendo la trayectoria de la banda de deslizamiento y eventualmente se convierten en fisuras muy agudas. Este modelo, inicialmente propuesto por Wood es ilustrado en la Fig. 2. Algunas refinaciones de este modelo explican la formación de las intrusiones y extrusiones en base a un proceso de deslizamiento cruzado.

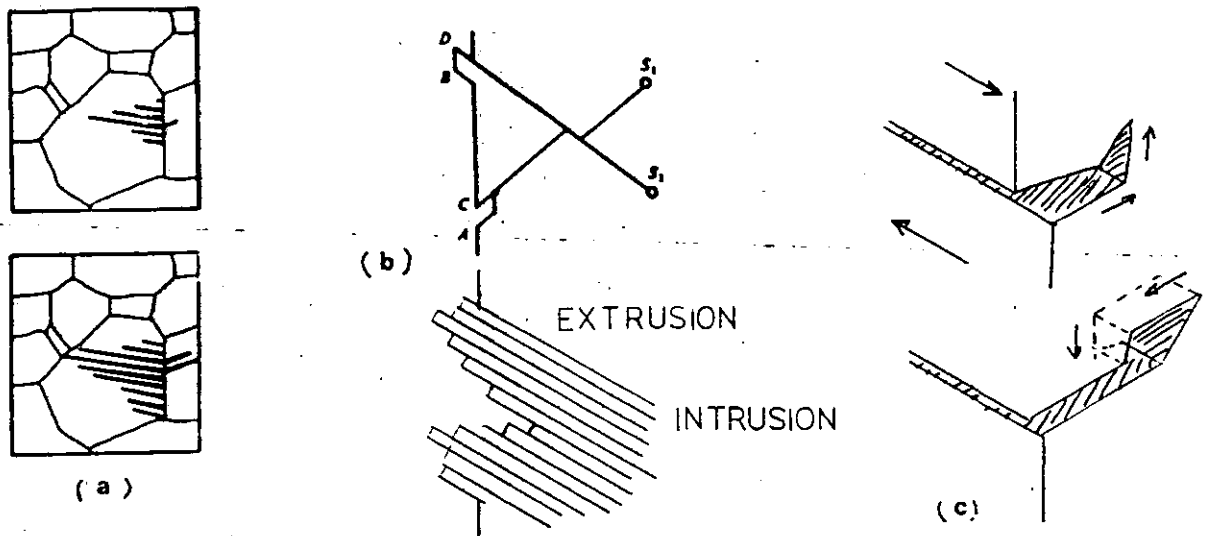


Fig. 4.- Mecanismo de iniciación de grietas por fatiga. (a) Formación de bandas de deslizamiento densamente deformadas. (b) Generación de intrusiones y extrusiones en una banda de deslizamiento que ha alcanzado una superficie libre. (c) Una dislocación en una banda, deslizando en forma cruzada, dando origen a una intrusión.

En la punta de las microfisuras formadas por la deformación cíclica o en las grietas preexistentes, se genera una concentración de esfuerzos que eleva el esfuerzo tensil en la raíz de la grieta a niveles arriba del esfuerzo de cedencia, por lo que en todas las etapas subsecuentes la deformación plástica se concentrará en la punta de la grieta, dando origen a una pequeña zona plástica enfrente de la grieta en donde se concentrará la deformación cíclica de ese momento en adelante. En esta etapa, el tamaño de la zona plástica, es menor que el tamaño de grano; como la deformación está confinada a las bandas de deslizamiento, la propagación de la grieta ocurre en forma cristalográfica, a lo largo de planos direcciones cristalográficas correspondientes al sistema de deslizamiento predominante, lo que da origen a una superficie de fractura con facetas planares y un relieve en forma de rivera, como el mostrado en la Fig. 5. La similitud de la superficie de fractura por fatiga en la etapa I con las fracturas por clivaje han motivado que a la primera se le denomine "pseudoclivaje".



Fig. 5.- Superficie de fractura por fatiga en la Etapa I.

En presencia de ambientes corrosivos, la nucleación de grietas por el mecanismo de intrusión-extrusión puede ser reemplazado por un mecanismo de decohesión asistido por el ambiente. La figura 6. presenta algunos de los mecanismos propuestos en este caso.

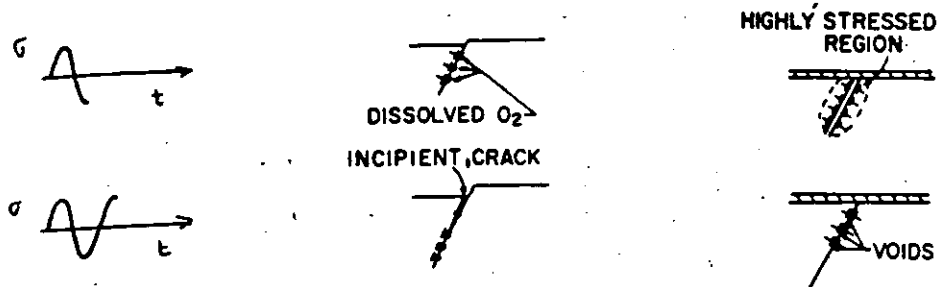


Fig. 6.- Iniciación de grietas en ambientes corrosivos.

Cuando la grieta es iniciada en un concentrador de esfuerzos, se ha encontrado que la relación $\Delta K/\sqrt{\rho}$, donde ρ es el radio de la raíz de la entalla, controla el número de ciclos de iniciación N_i . La Fig. 7 muestra un ejemplo de esta observación. Es interesante también que ΔK tiene un límite, debajo del cual no se forman grietas y por lo tanto la vida de fatiga del componente es infinita. Esta ΔK_{LIM} está relacionada con el esfuerzo de cedencia y con el radio de la raíz del concentrador de esfuerzos ρ por la relación empírica mostrada abajo:

$$\frac{\Delta K_{LIM}}{\sqrt{\rho}} = 10 \sqrt{\sigma_0}$$

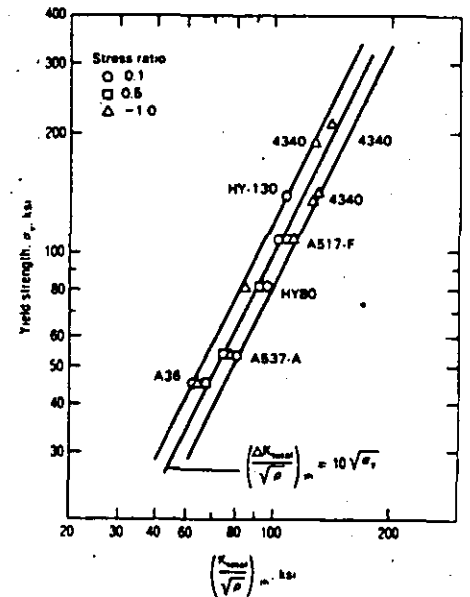
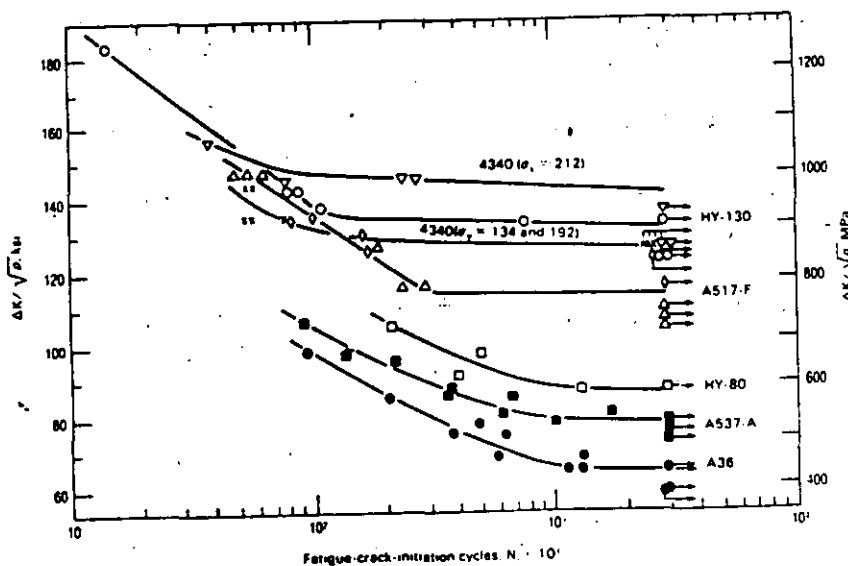


Fig. 7.- Limite de iniciación de grietas por fatiga en función del esfuerzo de cedencia y la magnitud de la concentración de esfuerzos.

Etapa II. Propagación estable de grietas.

Al inicio de la etapa II, la grieta sufre una transición de un modo cristalográfico a no cristalográfico, como se esquematiza en la Fig. 8.

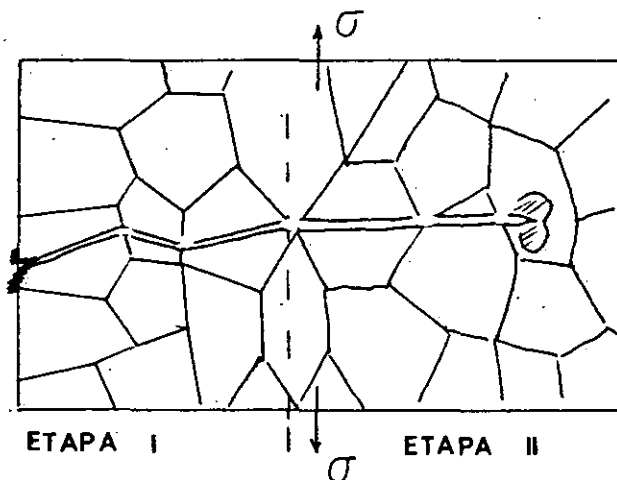


Fig. 8.- Transición de la Etapa I a la Etapa II en un material policristalino.

Durante esta etapa, la grieta sufre una extensión Δa en cada ciclo de carga. La extensión de Δa es proporcional al grado de deformación o tensión en la punta de la grieta. El rasgo más sobresaliente de la superficie de fractura en esta etapa es la aparición de estrias, como las mostradas en la Fig. 9(a).

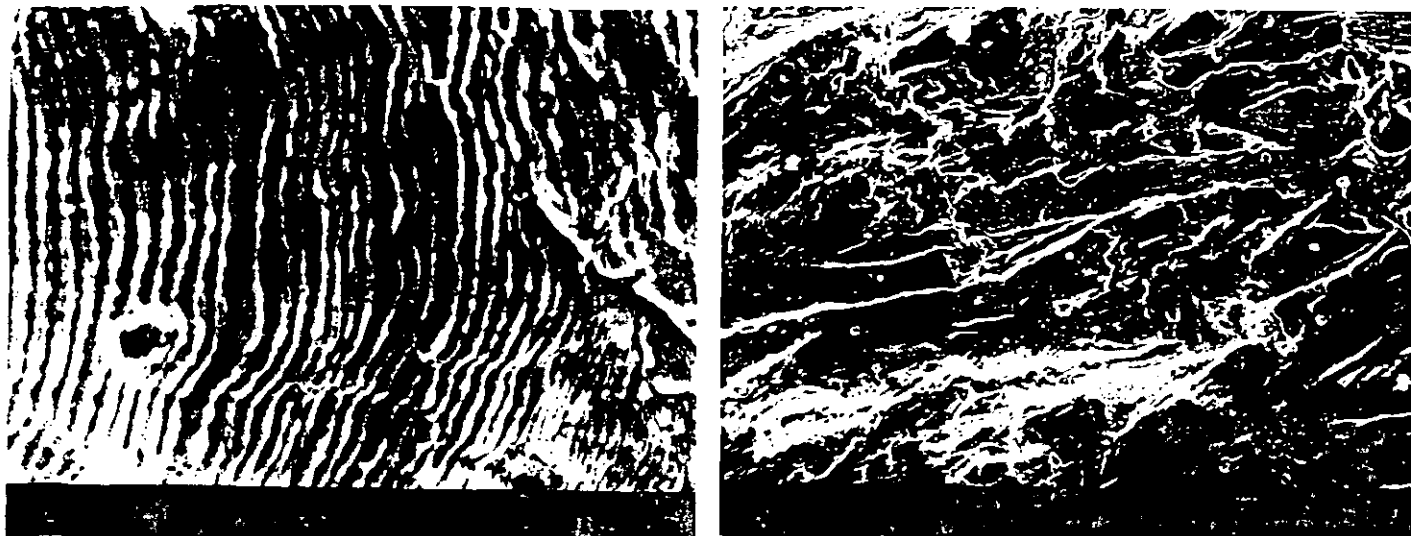


Fig. 9.- (a) Estrias en la superficie de fractura de acero inoxidable fatigado en aire; (b) Superficie de fractura del mismo material, fatigado en vacío.

Las estrias son marcas paralelas al frente de crecimiento de grieta, cuyo espaciado es usualmente igual a la velocidad de crecimiento macroscópica, por lo que se asume que cada estria corresponde a un ciclo de carga. Aunque las estrias son una indicación inequívoca de la fatiga, no siempre aparecen, en toda la superficie de fractura y

tampoco aparecen en todos los casos. Así por ejemplo, las estrias no

aparecen en materiales de alta resistencia, en ambientes muy oxidantes, ni en vacío, como se muestra en la Fig. 9(b). La ausencia de estrias en vacío ha llevado a la conclusión de que su formación está relacionada con una interacción con el medio ambiente; mientras que la propagación de grietas por fatiga en vacío, es una indicación de que la fatiga puede ser un proceso puramente mecánico.

Estas observaciones han generado gran controversia en cuanto a cuál es el mecanismo de propagación de grietas por fatiga en la etapa II. En general se puede decir que cualquier mecanismo propuesto debe contemplar la formación de estrias en aire y su ausencia en vacío. El primer autor en proponer un modelo de PGF, bajo estas bases fué Pelloux. En este modelo, la extensión de la grieta se debe al deslizamiento de material en planos inclinados alternos en la punta de la grieta, Fig. 10(a). En vacío, el deslizamiento es hasta cierto punto reversible, lo que borra cualquier rastro de relieve dejado en la superficie de la grieta, mientras que en aire, la oxidación casi inmediata del metal recién expuesto en la punta de la grieta bloquea el deslizamiento reverso, formando el surco de una estria. Un argumento muy fuerte en contra de este mecanismo es el de si la película de óxido es lo suficientemente fuerte para provocar el efecto mecánico de bloquear el deslizamiento reverso.

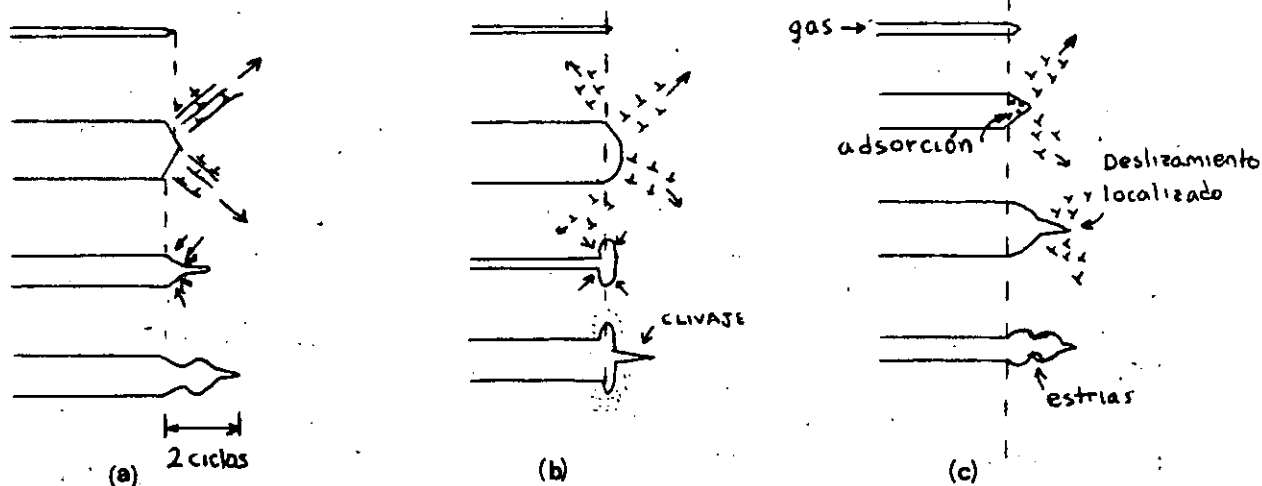


Fig. 10.- Principales mecanismos de propagación de grietas por fatiga en la Etapa II. Ver texto para explicación

Un mecanismo diferente, propone que la estria es en realidad una combinación de achatado de la punta de la grieta por deformación, con una componente de fractura frágil por clivaje. El clivaje es inducido por la fragilización del material debido a la absorción de Hidrógeno producto de una reacción del metal en la punta de la grieta con la humedad del aire circundante, como se ilustra en la fig. 10(b). En vacío, la cantidad de H₂ absorbido es insuficiente para fragilizar el material y la grieta crece de un modo similar al descrito por Pelloux.

El más reciente mecanismo fué propuesto por J.L. González y McEvily, fig. 10(c). Mediante la observación directa del perfil de la grieta, estos

autores encontraron que la grieta en aire es mucho más aguda que en vacío, como muestra la Fig. 11. En este mecanismo, la deformación en la zona plástica en aire es mucho más localizada que en vacío. Apoyándose en efecto de localización de la deformación plástica inducida por adsorción de gases, estos autores proponen que los gases del aire, o los productos de la reacción del metal con este, se adsorben en la superficie de la punta de la grieta, donde la localización de la deformación hace que esta no sea uniforme en la punta de la grieta dando origen a un incipiente agrietamiento secundario, que origina la formación de una estría. En vacío, la ausencia de gas adsorbido hace que la deformación sea más dispersa y uniforme, por lo que la grieta crece por un simple mecanismo de abombamiento por deslizamiento durante la carga y reafilado en la descarga, preparando la grieta para el siguiente ciclo.



Fig. 11.- Perfil de una grieta por fatiga en: a) aire y b) Vacío. Según González, et. al.

Como ya se ha mencionado, el esfuerzo promedio tiene un fuerte efecto en la vida en fatiga y en la velocidad de propagación de grietas. Este efecto se debe a un fenómeno llamado cerradura de grietas (del inglés "crack closure"), también llamado escudamiento de la grieta ("crack tip shielding"). La cerradura de grietas es el contacto de las superficies de fractura detrás de la punta de la grieta antes de que se alcance el esfuerzo mínimo en un ciclo tensión-tensión o el esfuerzo cero en un ciclo tensión-compresión. Al entrar en contacto las superficies de fractura, la amplitud de deformación en la punta de la grieta es reducida a un valor menor al esperado según la amplitud de esfuerzos, de manera que la punta de la grieta "ve" una ΔK efectiva menor a la ΔK aplicada. Obviamente a menor esfuerzo promedio, más rápidamente se llegará al punto de cerradura y la velocidad de crecimiento de la grieta disminuye.

La cerradura de la grieta puede ocurrir bajo diferentes mecanismos presentados esquemáticamente en la Fig. 12 y descritos a continuación:

a) Cerradura inducida por deformación.- Cuando una grieta en esfuerzo p' no es deformada, una componente de la deformación plástica fluye hacia el interior del material provocando una expansión de la zona plástica en la dirección del esfuerzo aplicado. Cuando los esfuerzos disminuyen el material elásticamente deformado se relaja provocando la compresión de la zona plástica. Cuando la grieta penetra en esta zona de esfuerzos

residuales compresivos se inducía el contacto prematuro de las superficies de las superficies de fractura.

b) Cerradura inducida por rugosidad.- En superficies de fractura rugosas y en presencia de desplazamientos laterales de la grieta, las asperezas de la superficie de fractura pueden entrar en contacto, como se esquematiza en la Fig. 12(b).

c) Cerradura inducida por desechos.- El frotamiento de las superficies de fractura o la formación de óxidos y productos de corrosión pueden llenar la cavidad de la grieta, reduciendo la amplitud del desplazamiento.

d) Cerradura inducida por transformación.- En algunos sistemas, alguna de las fases presentes es metaestable y sufre una transformación de estructura bajo la acción de esfuerzos. Cuando la transformación está acompañada de una expansión en volumen, se crea un estado de esfuerzos residuales que inducirá el contacto de las superficies de fractura.

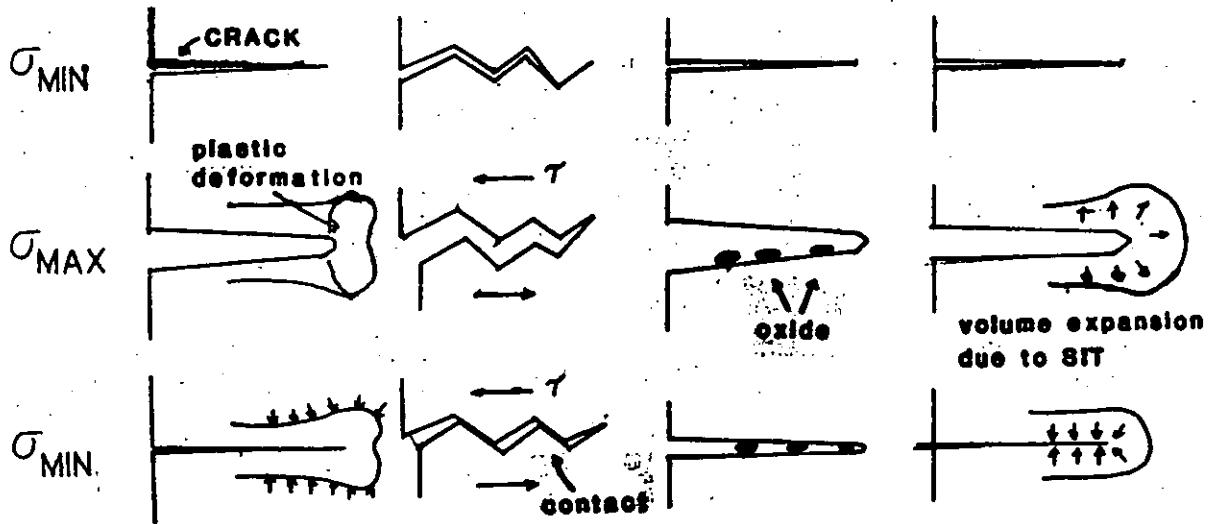


Fig. 12.- Representación esquemática de los mecanismos de cerradura en la punta de una grieta por fatiga.

CARACTERÍSTICAS MACROSCÓPICAS DE LA FRACTURA POR FATIGA

Las características macroscópicas de las fracturas por fatiga son mostradas esquemáticamente en la Fig. 13. Generalmente el plano de la grieta es perpendicular a la dirección del esfuerzo tensil máximo, la deformación plástica de la pieza es mínima y solo se presenta distorsión notable hacia el final de fractura. El sitio de iniciación de la grieta aparece como una pequeña región lisa y casi pulida, frecuentemente cerca de la superficie y asociada con algún concentrador de esfuerzos. La zona de propagación estable presenta marcas concéntricas que parecen emanar del sitio de inicio, llamadas marcas de playa o de concha. el origen de estas marcas es debido a cambios en la amplitud de carga o variaciones en la velocidad de crecimiento, que resultan en una diferente oxidación de la superficie y señalan el frente de propagación de la grieta. En piezas de espesor relativamente grande, el frente de propagación no siempre está en el mismo plano, por lo que en las trayectorias donde se unen las grietas en

diferentes planos se forman rebordes radiales o paralelos a la dirección de

propagación: - La región correspondiente al desprendimiento final generalmente presenta un aspecto rugoso, con gran deformación plástica y un labio o reborde de corte, generalmente a aproximadamente 45 grados del plano principal de fractura. La extensión y forma de cada región de la fractura depende básicamente del modo de carga y de la concentración de esfuerzos como se muestra en la Fig. 14.

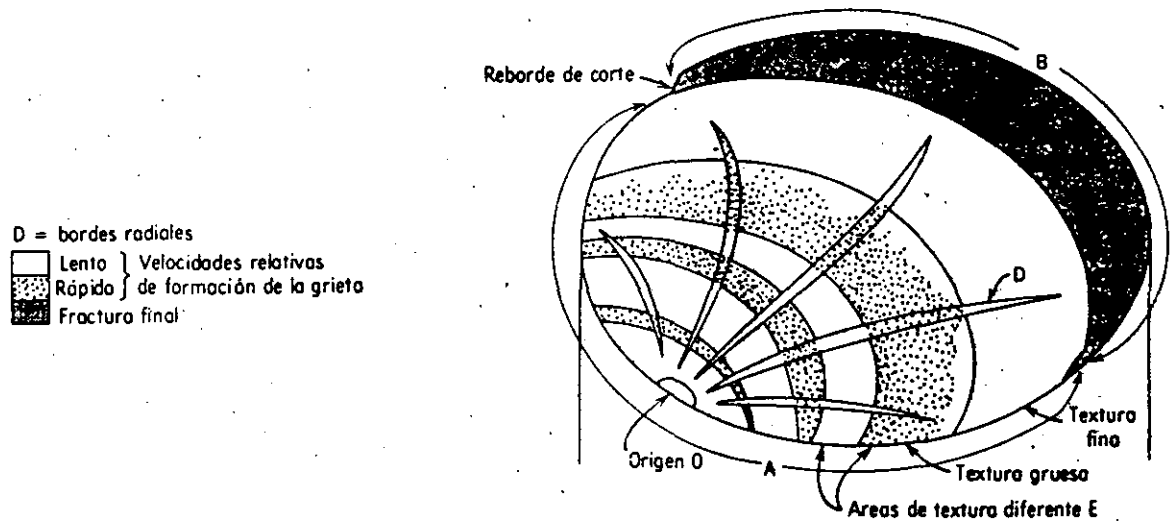
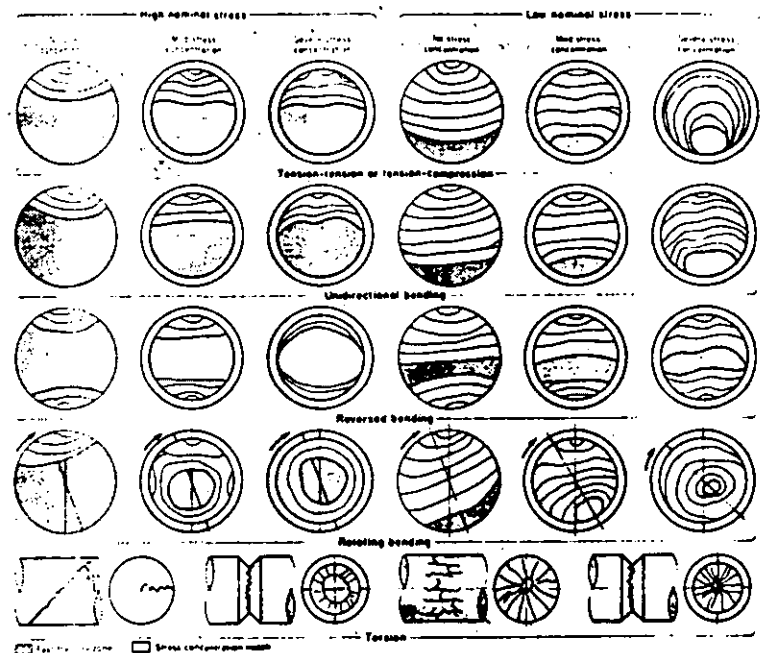


Fig. 13.- Aspecto Macroscópico de una fractura por fatiga.

Fig. 14.- Marcas en la superficie de fractura para varias condiciones de carga.



PRUEBAS DE FATIGA

Curvas de vida (S-N).-

La manera más usual de realizar una prueba de fatiga consiste en someter una pieza a un esfuerzo cíclico de amplitud constante y determinar el número de ciclos que soporte hasta la fractura. Este tipo de pruebas fueron introducidas por Wohler en 1860 y son conocidas como pruebas de

vida. La geometría de la probetas y el tipo de máquina son variadas y

depende del tipo de esfuerzo a aplicar. La Fig. 15, muestra las geometrías típicas de muestras empleadas en las pruebas de vida. Las pruebas de fatiga emplean esquemas de tensión-tensión, tensión compresión, flexión rotativa o torsión. El ambiente y las condiciones del material también deben ser controlados a fin de obtener resultados representativos.

Los datos de una prueba de vida son presentados en forma gráfica mediante una curva de la amplitud de esfuerzos ($\Delta\sigma$) o del esfuerzo máximo (σ_{max}) contra el logaritmo del número de ciclos de falla (N). Una gráfica de este tipo es llamada "Curva S-N" y se muestra en la Fig. 16.

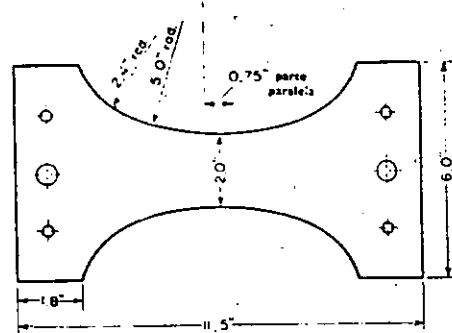
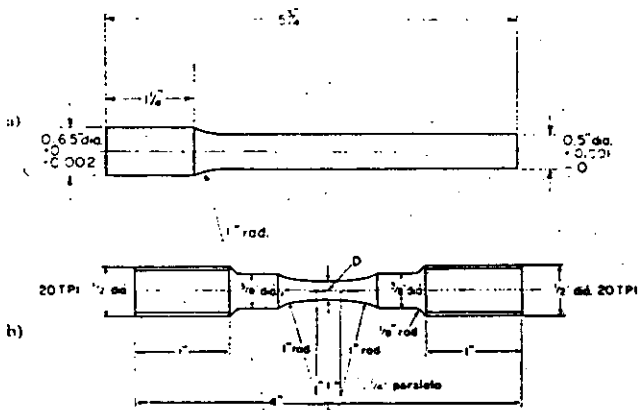


Fig. 20

Probetas típicas de fatiga.

(Por cortesía de National Physical Laboratory).

- a) Probeta para la máquina de fatiga volveliza rotativa
- b) Probeta para la máquina de fatiga en esfuerzo directo
- c) Probeta plana para la máquina de fatiga en esfuerzo directo

Fig. 15.- Geometría de las probetas más comunes usadas en las pruebas de vida, según el modo de carga.

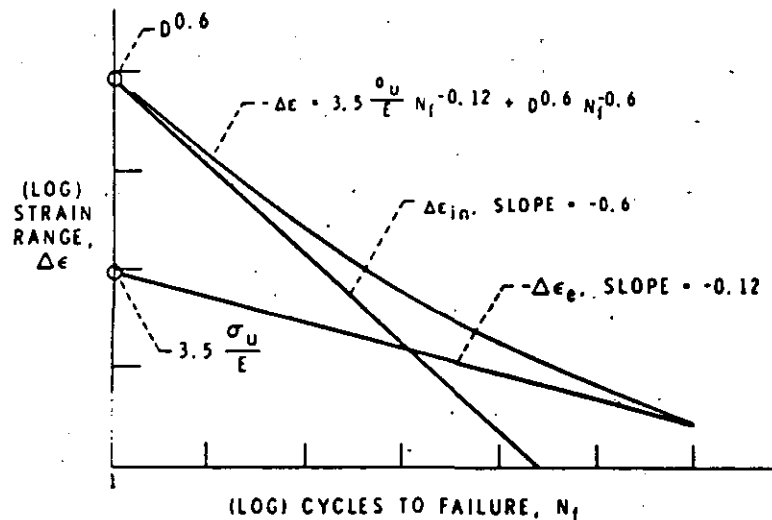


Fig. 16.- Curva de S-N de un material metalico.

Los datos de una curva S-N generalmente presentan una gran dispersión, ya que la fatiga es influenciada por una gran cantidad de factores, lo que obliga a dar un tratamiento estadístico a estos datos. El método de Weibull, se emplea para el análisis de los datos de fatiga. Los valores de N para cada $\Delta\sigma$ son graficados en las abscisas de una carta de papel probabilístico (log-log vs. log), y la probabilidad de falla para cada dato es calculada de acuerdo a la expresión:

$$P(N) = \frac{N_i}{(n + 1)}$$

Donde $p(N)$ es la probabilidad de falla, n es el número de datos y N_i es el i ésimo valor de N , siendo $i=1$ para el N más pequeño e $i=n$ para el máximo valor de N . Los valores de $\log \log (P(N))$ vs. $\log N$ deben ajustarse a una recta, si la falla ocurre de manera aleatoria. La pendiente de la recta es una medida de la predictibilidad de la falla. Los valores de la curva Weibull pueden ser regresados a la curva S-N, para mostrar las curvas de probabilidad de fractura a un número determinado de ciclos, para un esfuerzo dado, como se muestra en la Fig. 17.

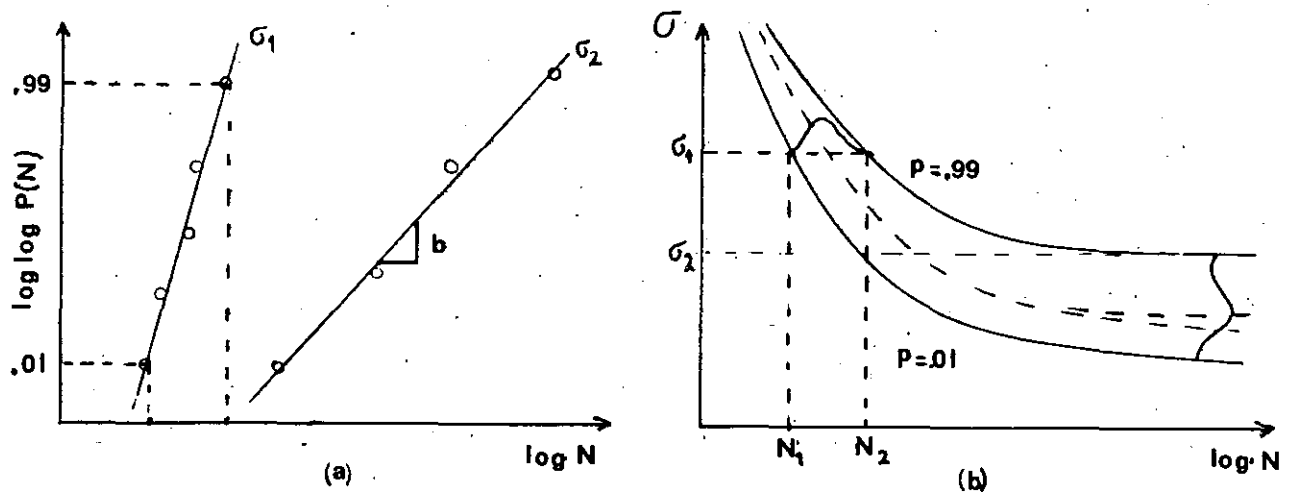


Fig. 17.- (a) Gráfica de Weibull para el análisis de la probabilidad de falla en fatiga; (b) Curvas S-N para varias probabilidades de falla.

La Fig. 18. muestra el efecto de los factores externos que principalmente afectan las curvas S-N. Estos son: La condición superficial, el ambiente y la condición del material (microestructura y tratamiento térmico).

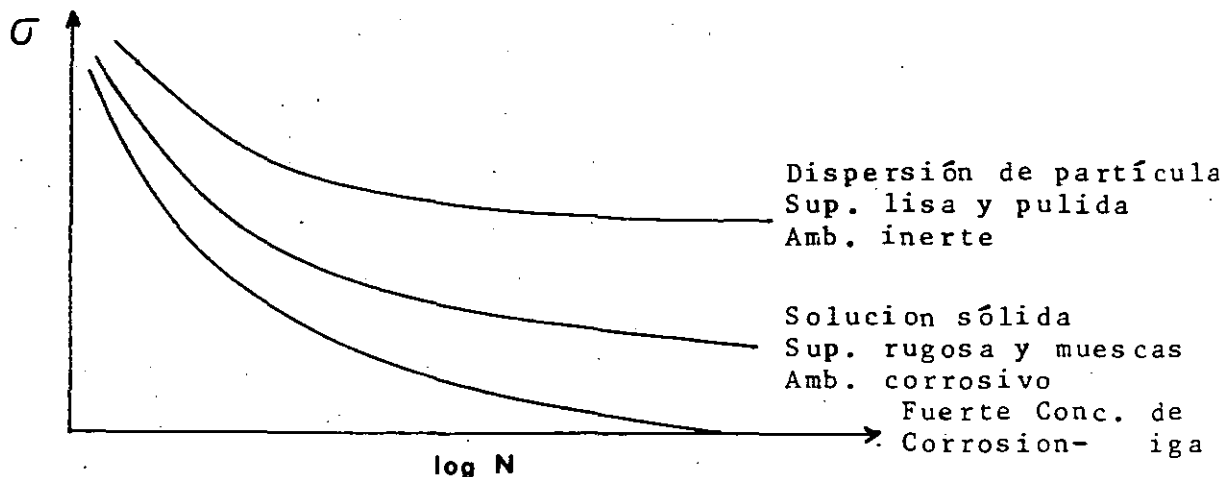


Fig. 18.- Influencia de varios factores en la curva S-N.

Pruebas de Fatiga de Bajos Ciclos.-

Un tipo de pruebas más refinado es el llamado prueba de fatiga de bajos ciclos. El propósito de esta prueba es caracterizar el comportamiento cíclico de la deformación elasto-plástica. Se realizan en máquinas de ciclo cerrado, donde la carga y la deformación son continuamente monitoreadas y una gráfica carga-desplazamiento es obtenida de modo simultáneo. El tipo de muestras empleado es similar al de una prueba de tensión y son libres de entallas y el patrón de carga de tensión-compresión completamente reversa ($R = -1$). Como la sección transversal y longitud de la probeta son uniformes, la deformación y el esfuerzo son obtenidos. La curva esfuerzo-deformación es llamada curva de histéresis y tiene la forma mostrada en la Fig. 19.

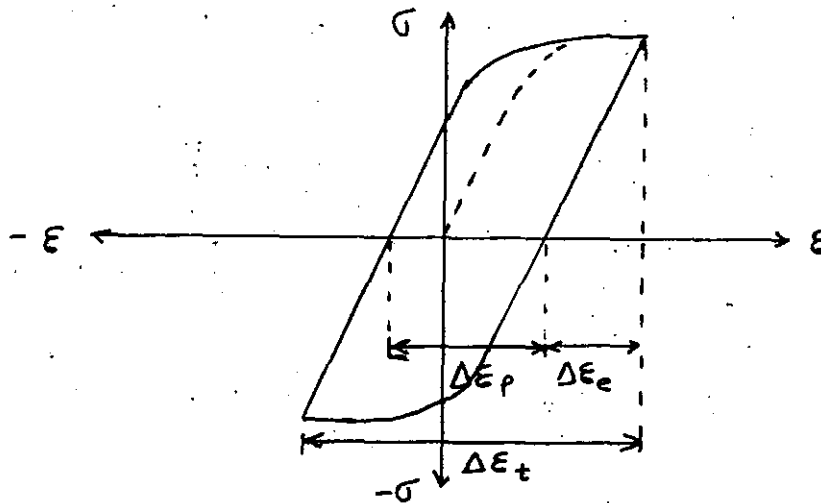


Fig. 19.- Curva esfuerzo-deformación cíclica de un metal sometido a un régimen de deformación elasto-plástico.

Como se observa en la Fig. 19, la deformación total en la muestra es igual a la suma de la deformación elástica ($\Delta \epsilon_p$), más la deformación plástica ($\Delta \epsilon_e$). La deformación elástica esta dada por:

$$\Delta \epsilon_e = \frac{\Delta \sigma}{E}$$

En el régimen plástico se sigue un comportamiento del tipo:

$$\sigma = k (\epsilon_p)^n$$

de modo que:

$$\Delta \epsilon_p = \left(\frac{\Delta \sigma}{k} \right)^{1/n}$$

Por lo tanto la deformación total es:

$$\Delta \epsilon = \frac{\Delta \sigma}{E} + \left(\frac{\Delta \sigma}{k} \right)^{1/n}$$

Durante la prueba, E permanece constante, pero k y n pueden variar con la acumulación de ciclos. Una posibilidad es que la amplitud de la deformación disminuya conforme aumenta el número de ciclos. Este

comportamiento se denomina endurecimiento cíclico y es típico en aleaciones monofásicas y metales puros recocidos. Cuando sucede lo opuesto se tiene un ablandamiento cíclico y es característico de las aleaciones ferrosas deformadas en frío.

La principal aportación de las pruebas de fatiga de bajos ciclos es la llamada "Ley de Coffin-Manson" o método de las pendientes universales, que permite estimar la vida en fatiga de un componente a partir de sus propiedades tensiles. De acuerdo a esta ley, la vida en fatiga de un componente esta relacionada con la amplitud de la deformación por:

$$\Delta \epsilon = \frac{\sigma_u}{E} N^{-0.12} + \epsilon_f^{0.6} N^{-0.06}$$

Donde σ_u es la resistencia tensil, E es el módulo elástico y ϵ_f es la deformación a la fractura en un ensayo de tensión. Dada la amplitud de la deformación ($\Delta \epsilon$), y conociendo las propiedades tensiles, N es resuelto por iteración. En caso de que $\Delta \epsilon$ no sea conocida, pero se conozca $\Delta \sigma$, Manson y Diaz determinaron una expresión similar:

$$\Delta \sigma = 3.5 \sigma_{\max} N^{-0.12} + E \left[\ln \frac{100}{100 - \%A} \right]^{0.6} N^{-0.06}$$

Donde σ_{\max} es la resistencia tensil y $\%A$ la reducción de area en el cuello en una prueba de tensión. $\Delta \sigma$ es un parámetro calculado como:

$$\Delta \sigma = \frac{\Delta \sigma \sigma_{\max}}{2\sigma_{\max} - \Delta \sigma}$$

Estas ecuaciones prácticamente han regido los diseños contra fatiga de la gran mayoría de los componentes estructurales.

Pruebas de Propagación de grietas.-

Como ya se ha mencionado, en la etapa II, da/dN depende de ΔK . En una prueba de fatiga bajo $\Delta \sigma$ constante, la velocidad de crecimiento de la grieta por ciclo (da/dN) aumenta progresivamente debido a que ΔK aumenta, como se muestra en la Fig. 20.

La curva de PGF: $\log (da/dN)$ vs. $\log (\Delta K)$, presenta tres regiones bien definidas que corresponden a las etapas de crecimiento de la grieta en fatiga, como se muestra en la Fig. 21. Notese que en la Etapa I existe un valor de ΔK debajo del cual la velocidad de propagación es prácticamente nula, por lo que este valor es llamado límite de propagación de grietas por fatiga (ΔK_{LIM}).

El tratamiento de la Fatiga basado en conceptos de mecánica de fractura posee dos grandes ventajas en comparación con el análisis clásico de las curvas S-N (Esfuerzo nominal vs. No. de ciclos de falla). La primera es que los datos experimentales no presentan la gran dispersión observada en las curvas S-N (que obliga incluso al tratamiento estadístico de los datos) y la segunda ventaja es que la Ec. DE Paris puede ser integrada para conocer el número de ciclos de falla, si β , $\Delta \sigma$ y K_c son conocidos.

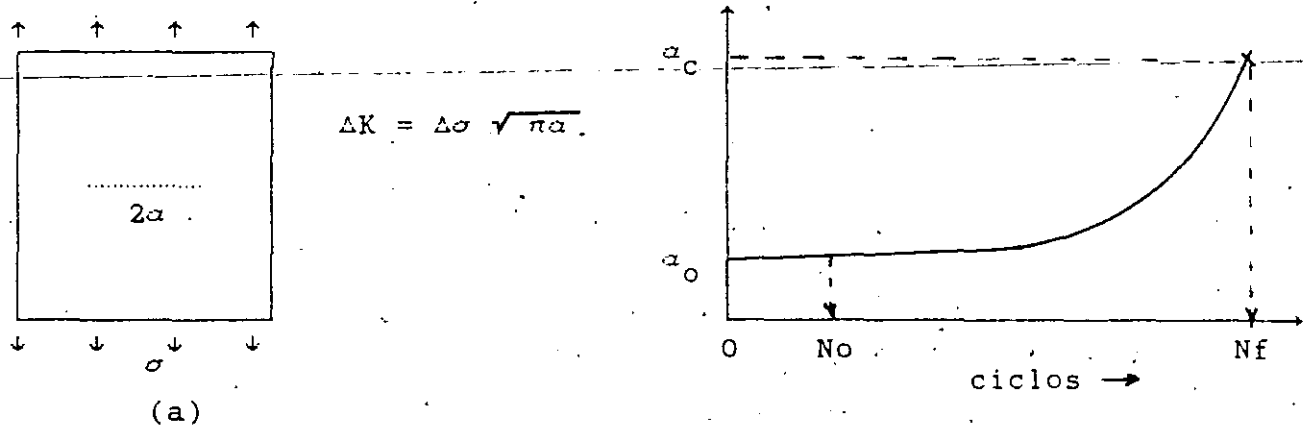


Fig. 20.- Comportamiento de la grieta en un panel bajo carga ciclica. (a) Panel con grieta, (b) Curva de crecimiento de la grieta.

Las curvas de propagación de grietas por fatiga son de gran utilidad tanto para la caracterización de la resistencia a la fatiga de los materiales, como para el estudio de los efectos de cualquier variable en fatiga. Una de las principales aportaciones del análisis de la fatiga en base a la mecánica de fractura (utilizando K) es en el estudio del efecto del esfuerzo promedio. En general, entre menor es el esfuerzo promedio, el límite de fatiga disminuye

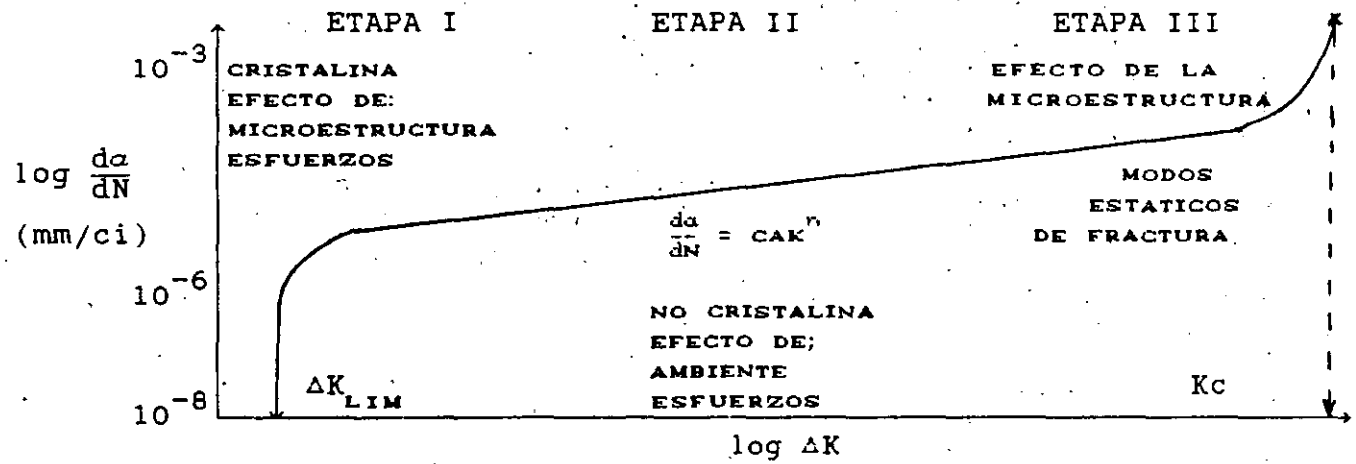


Fig. 21.- Velocidad de crecimiento de un grieta por fatiga en función de la amplitud de K.

La vida en fatiga de un componente con una grieta preexistente también puede ser estimada a partir de datos de PGF. Partiendo de un tamaño mínimo detectable o tolerable de grieta a_0 , la Ec. de Paris puede ser integrada para conocer el número de ciclos que toma el llegar a un tamaño crítico de grieta, después del cual la pieza falla en un ciclo, de la

FRACTURA POR TERMOFLUENCIA

por

Dr. Jorge-Luis González Velázquez

IPN-ESQIE, Depto. Ing. Metalurgica
Apdo. Post. 75-872, Mexico, D.F. 07300

El servicio a alta temperatura, bajo condiciones de carga sostenida, provoca la degradación acelerada de los materiales. Desechando la agresividad del ambiente, el principal mecanismo de falla bajo estas condiciones es la termofluencia.

La termofluencia es la deformación a través del tiempo de un material, bajo carga constante, aún a esfuerzo menor que el esfuerzo de cedencia. Después de un periodo de tiempo, la termofluencia culmina en la fractura del componente.

Las condiciones de temperatura, tiempo y esfuerzo bajo las cuales ocurre la termofluencia dependen del material y su microestructura. La exposición de un material a temperaturas elevadas tiene varios efectos, los cuales en conjunto son responsables o influyen en la termofluencia. Los principales efectos son:

- 1.- Disminución del esfuerzo de cedencia y la resistencia tensil.
- 2.- Aumento de la movilidad de dislocaciones.
- 3.- Incremento en la rapidez de los procesos difusivos.
- 4.- Disolución y precipitación de fases.
- 5.- Crecimiento de grano y formación de subgranos.
- 6.- Fusión incipiente.

Los procesos 2 al 6 son térmicamente activados, por lo que para que la termofluencia ocurra en una magnitud apreciable, se ha encontrado como regla, que la temperatura debe ser mayor de 0.4 veces la temperatura absoluta de fusión del material. Este valor es llamado Temperatura Homóloga.

Los equipos e instalaciones que característicamente están sometidos a termofluencia son: cambiadores de calor, hornos, turbinas, calderas, autoclaves, reactores nucleares y equipos de conformado en caliente. Todos estos sistemas son grandes y costosos y su falla generalmente arroja pérdidas económicas importantes, de ahí que la termofluencia haya sido objeto de extensos estudios científicos e ingenieriles.

Como se dijo al principio, la termofluencia es una deformación en función del tiempo. Una curva típica de termofluencia tiene la forma mostrada en la Fig. 1. En una curva de termofluencia se distinguen tres etapas. La primera etapa o termofluencia transitoria ocurre debido a un reacomodo de la microestructura y de la estructura de dislocaciones y vacancias iniciales. Inicialmente la velocidad de deformación es alta y una vez que la microestructura y los defectos han alcanzado un estado de equilibrio dinámico, disminuye a un valor estable.

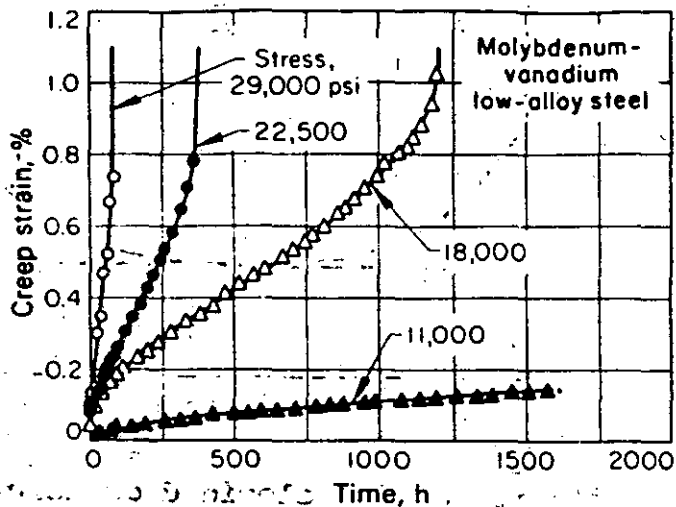


Fig. 1.- Curva típica de termofluencia para un metal, a diferentes esfuerzos. Esta gráfica también es llamada curva de ruptura.

En la segunda etapa o termofluencia secundaria, el equilibrio alcanzado entre los mecanismos de generación de dislocaciones y vacancias y los de aniquilación de los mismos lleva a una velocidad de deformación constante. La Fig. 2 muestra la variación de la velocidad de deformación con el tiempo en una prueba de termofluencia; en ella se puede apreciar que la velocidad de deformación es mínima durante la termofluencia secundaria, para luego incrementarse en la termofluencia terciaria.

La termofluencia secundaria es la etapa más importante de la termofluencia, ya que es en ella en la que transcurre la mayor parte de la vida de un componente en servicio a alta temperatura. En esta etapa la velocidad de deformación está directamente relacionada con el esfuerzo tensil aplicado (σ), por la llamada ley potencial de termofluencia.

$$\dot{\epsilon} = C \sigma^n$$

Donde $\dot{\epsilon}$ es la velocidad de deformación, C es una constante y n es el exponente de termofluencia.

En la termofluencia terciaria los cambios en la microestructura promueven una mayor deformación con un menor endurecimiento por deformación. Este proceso generalmente se localiza en una sección de la pieza, provocando la formación de una constricción o cuello. En esta también ocurre un daño severo en los límites de grano. Este daño consiste en la formación de cavidades, que al crecer en interconectarse provocan la fractura intergranular del material.

$$N = \int_0^f dN = \int_{a_0}^c \frac{da}{C \Delta K^n}$$

Donde a_c es el tamaño crítico de grieta calculado con la expresión:

$$a_c = \frac{1}{\pi} \frac{K_c^2}{\sigma_{\max}^2} \quad (38)$$

K_c es el factor de intensidad de esfuerzos crítico de fractura. Sabiendo que:

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^n = C (Y \Delta \sigma \sqrt{\pi a})^n$$

Sustituyendo y suponiendo que $\Delta \sigma = CTE$ y Y no depende de a :

$$N = \frac{1}{C Y \Delta \sigma^n \pi^{n/2} (1-n)} \int_{a_0}^{a_c} a^{1-n/2} da$$

La suposición de que Y es independiente de a y de que $\Delta \sigma$ es constante frecuentemente no se cumple y la ecuación de integración de N debe ser llevada a cabo numéricamente.

Existen muchas otras ecuaciones de propagación de grietas por fatiga, que incorporan efectos como el del esfuerzo promedio (R), esfuerzos residuales, sobrecargas, etcétera. Aunque se han hecho intentos por darles un significado físico, su propósito principal es el de ajustar lo mejor posible la curva da/dN vs. ΔK , de manera que la integración de la Ec. de propagación sea lo más preciso posible.

25

DIRECTORIO DE ALUMNOS DEL
I CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES
MODULO IV
CONTROL DEL DETERIORO DE MATERIALES
DEL 22 AL 26 DE JUNIO DE 1992.

- 1.- AVILA ANAYA RAMON
DOCENTE
ESIME-UNIDAD CULHUACAN
AV. SANTA ANA No. 1000, COL. SAN FRANCISCO CULHUACAN
DELEG. COYOACAN, TEL. 656 53 16 DFNA.
- 2.- AYORA GONZALEZ PAUL
PROFESOR PRINCIPAL
ESCUELA POLITECNICA NACIONAL
ISABEL LA CATOLICA S/N, FQUITO- ECUADOR, CASILLA 2759
TEL. 50 71 26 DFNA., 21 48 91 DOM.
- 3.- CASSINA BASAISTEGUI JOSE CARLOS
PROFESOR INVESTIGADOR ADJUNTO GRADO 3
FACULTAD DE INGENIERIA-URUGUAY
JULIO HERRERA Y REISSIG 565, MONTEVIDEO-URUGUAY
TEL. 71 07 44 DFNA., (5982) 69 36 20 DOM.
- 4.- CASTAÑEDA ROSAS LILIA
- 5.- CASTILLO HERNANDEZ VICENTE
- 6.- CERVANTES CABELLO ARTURO
PROFESOR ASOCIADO "B" TIEMPO COMPLETO
FACULTAD DE INGENIERIA, UNAM
CIUDAD UNIVERSITARIA, D.F.
TEL. 550 00 41 DFNA.
- 7.- CHAVEZ CLEDFAS JUAN
- 8.- FERNANDEZ LUCO LUIS
DOCENTE
UNIVERSIDAD DE BO. AIRES-FAC. INGENIERIA
LAS HERAS 2214, CAP. FEDERAL-ARGENTINA 1425
TEL. 803 06 46 DFNA., 821 67 56 DOM.
- 9.- IGNACIO GARZON JUAN CARLOS
DOCENTE-INVESTIGADOR
UNIVERSIDAD MAYOR DE SAN ANDRES
AV. MCAL. SANTA CRUZ No. 1175, LA PAZ- BOLIVIA
CASILLA 129 58, TEL. 35 95 83, FAX: 591 2 3594 91 DFNA.
- 10.- MURILLO GARCIA DANIEL
PROFESIONAL IV
RECOPE
300 N. CLINICA CATOLICA GUADALUPE SAN JOSE, COSTA RICA

- 11.- PARDO ENCISO ROSA ANGELICA
PROFESIONISTA "B"
ICA, INGENIERIA, S.A. DE C.V.
CALZ. LEGARIA No. 252, COL. PENSIL, TACUBA, C.P. 11430
TEL. 3 99 69 22 OFNA.; 768 49 75 DOM.
- 12.- RODRIGUEZ OCHOA ALFREDO
INGENIERO ESPECIALIZADO
S.C.T. DIRECCION GENERAL DE AERONAUTICA CIVIL
PROVIDENCIA 807, COL. DEL VALLE, DELEG. B. JUAREZ.
C.P. 03100, TEL. 523 46 51 OFNA.
- 13.- TORD MONTOYA FERNANDO
SOCIO
RYSO- U.G.C.
CARRERA 22 No. 140-50 INTERIOR 12, BOGOTA-COLOMBIA
TEL. 2 14 00 73 OFNA. 258 75 26 DOM.
- 14.- VILLALBA DE LA ROSA MARIA BEATRIZ
COORDINADORA DE INGENIERIA CIVIL
CAMPUS UNIVERSITARIO-SAN LORENZO, PARAGUAY
TEL. 50 27 75 OFNA.; 8 50 77 DOM.
- 15.- ZARATE DIAZ LUIS ALFREDO
PROFESOR
UNIVERSIDAD TECNOLOGICA DE PANAMA
LASSONDE DAVID CHIRIQUI, REP. DE PANAMA
TEL. 75 45 63 OFNA.; 75 03 58 DOM.
- 16.- ZULETA MORATAYA JOSE FRANCISCO
FACULTAD DE INGENIERIA Y ARQUITECTURA,
UNIVERSIDAD DE EL SALVADOR
FINAL 25, AVENIDA NORTE, SAN SALVADOR, EL SALVADOR
TEL. 22 91 53 DOM.
- 17.- ZUMELZU DELGADO ERNESTO
DIRECTOR INSTITUTO MATERIALES Y P.
UNIVERSIDAD AUSTRAL DE CHILE
B. LAGOS 2086, FAC. ING./UACH