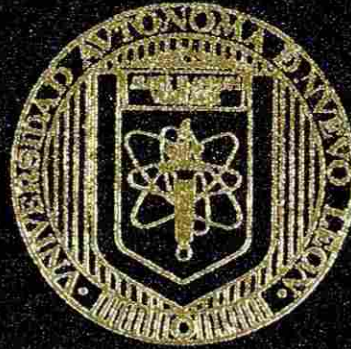


UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA
DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



PROPAGACION DE GRIETAS EN UN ACERO INOXIDABLE
DEL TIPO AISI 304 RECUBIERTO CON UNA
ALEACION RESISTENTE AL DESGASTE

TESIS

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE
MAESTRO EN CIENCIAS
DE LA INGENIERIA MECANICA CON ESPECIALIDAD
EN MATERIALES

PRESENTA
JULIAN RODRIGUEZ HERNANDEZ

CD. UNIVERSITARIA

ABRIL DEL 2001

TM
Z5 8 5 3
M2
FIME
2001
R7

2001
PROPIEDAD GACACION DE GRIFETAS EN UN ACERO INOXIDABLE DEL TIPO AISI 3004
RECUBIERTO CON UN ALEACION RESISTENTE AL DESCARTE

J. R. H.



1020145363



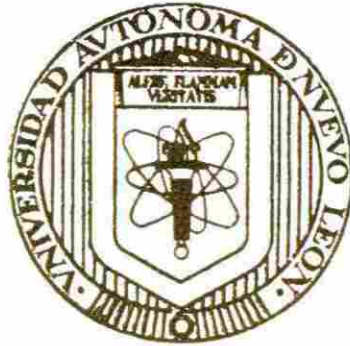
UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA
DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**PROPAGACION DE GRIETAS EN UN ACERO INOXIDABLE
DEL TIPO AISI 304 RECUBIERTO CON UNA
ALEACION RESISTENTE AL DESGASTE**

TESIS

UANL

**QUE PARA OBTENER EL GRADO DE
MAESTRO EN CIENCIAS
DE LA INGENIERIA MECANICA CON ESPECIALIDAD
EN MATERIALES**

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEÓN®
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

**PRESENTA
JULIAN RODRIGUEZ HERNANDEZ**

CD. UNIVERSITARIA

ABRIL DEL 2001

TH
Z5852
•H2
FINE
2001
R7



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

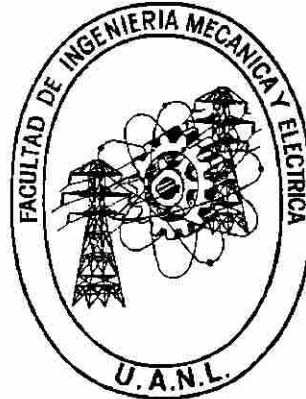


DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



FONDO
TESIS

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA
DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**PROPAGACION DE GRIETAS EN UN ACERO INOXIDABLE DEL
TIPO AISI 304 RECUBIERTO CON UNA ALEACION
RESISTENTE AL DESGASTE**

TESIS

**QUE PARA OBTENER EL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS[®]
DE LA INGENIERIA MECANICA CON ESPECIALIDAD EN
MATERIALES**

PRESENTA

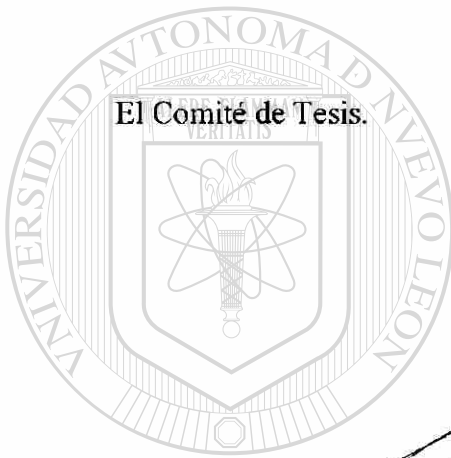
JULIAN RODRIGUEZ HERNANDEZ

CIUDAD UNIVERSITARIA

ABRIL DEL 2001

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

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis “Propagación de grietas en un acero inoxidable del tipo AISI 304 recubierto con una aleación resistente al desgaste” realizada por el alumno Julián Rodríguez Hernández, matrícula 784023 sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales.



El Comité de Tesis.

Asesor

Dra. Martha Patricia Guerrero Mata.

Coasesor

Dr Rafael Colás Ortiz

Coasesor

Dr. Ignacio Alvarez Elcoro

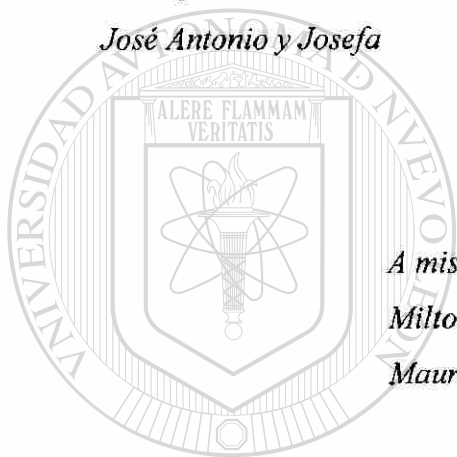
Vo. Bo.

M.C. Roberto Villareal Garza

San Nicolás de los Garza, N.L., Abril del 2001

A mis padres

José Antonio y Josefa



A mis amigos y compañeros.

*Milton, Alfonso, Rolando, Diego, Fredy,
Mauricio, Ricardo, Nicándro y Eugenio.*

UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

*A mi buen amiga
Lidón.*



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

AGRADECIMIENTOS

A Dios...

A mis padres y hermanos por su cariño y esfuerzos.

Agradezco a la Universidad Autónoma de Nuevo León por el apoyo brindando en mis estudios de postgrados a si mismo agradezco a la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica.

Se agradece los apoyos económicos brindados por el CONACYT y SIREYES para realizar el presente trabajo. También se agradece el apoyo del PAICYT (UANL) para la terminación de este trabajo.

A la empresa HYLSA por el material donado para la realización de esta investigación.

A la Dra. Martha Patricia Guerrero por sus comentarios y el gran apoyo que recibí para la realización de este trabajo.

Al Dr. Rafael Colás Ortiz, por su participación y valiosos comentarios.

Al Dr. Ignacio Alvarez Elcoro por la revisión de este trabajo.

A los Profesores del DIMAT.

A todos mis compañeros del DIMAT.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



Dedicatoria.	i
Agradecimientos.	ii
Resumen.	1
Capítulo 1	
INTRODUCCIÓN.	2
Referencias bibliográficas.	4
Capítulo 2	
RECUBRIMIENTOS DUROS Y ACEROS INOXIDABLES.	5
2.1 Introducción.	5
2.2 Recubrimientos duros.	6
2.3 Materiales usados como recubrimientos duros.	7
2.3.1 Aleaciones base cobalto.	8
2.3.2 Aleaciones base níquel.	9
2.3.3 Aleaciones base hierro.	10
2.4 Recubrimientos duros de base hierro con alto cromo y carbono.	12
2.5 Selección de las aleaciones de recubrimientos duros.	15
2.6 Selección del proceso de deposición de los recubrimientos duros.	17
2.6.1 Propiedades y requerimientos de calidad del recubrimiento duro.	17
2.6.2 Características metalúrgicas del metal base	18
2.7 Aceros Inoxidables.	19
2.8 Clasificación de los aceros inoxidables.	24
2.9 Aceros inoxidables austeníticos.	26
2.10 Precipitación de carburos en los aceros inoxidables.	29
Referencias bibliográficas.	32
Capítulo 3	
PROPAGACION DE GRIETAS POR FATIGA.	34
3.1 Mecánica de la fractura.	34
3.1.1 Fuerza de ampliación de las grietas.	37
3.1.2 Modos de desplazamiento de la superficie de fractura.	39
3.1.3 El campo de esfuerzos alrededor de una grieta y el factor de intensidad de esfuerzos.	40
3.2 Ciclos de esfuerzos en fatiga.	42
3.3 Aspectos estructurales de la fatiga.	44
3.4 Etapa II de propagación de grietas por fatiga.	48
3.5 Efecto de la temperatura en la fatiga.	50
3.6 El caso de fatiga térmica.	51
Referencias bibliográficas.	53

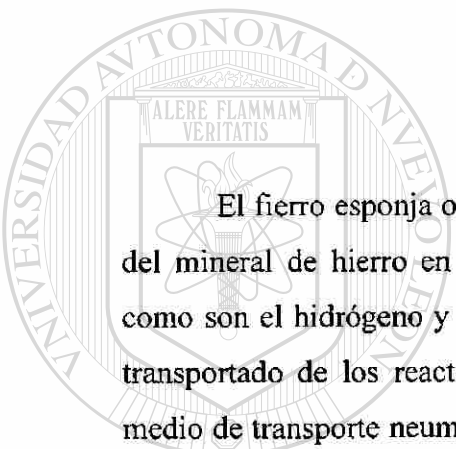
Capítulo 4	
PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.	54
4.1 Composición química del material.	54
4.2 Preparación del material a estudiar.	55
4.2.1 Corte de las probetas.	56
4.2.2 Preparación metalográfica.	56
4.2.3 Ataque químico.	57
4.2.4 Determinación de parámetros microestructurales.	58
4.3 Tratamiento de envejecido.	59
4.4 Ciclado térmico.	60
4.5 Microscopía óptica y electrónica.	61
4.6 Ensayo de Microdureza.	61
Referencias bibliográficas.	62
Capítulo 5	
RESULTADOS Y DISCUSION.	64
5.1 Caracterización del recubrimiento duro y el acero inoxidable.	64
5.1.1 Análisis metalográfico del recubrimiento duro.	64
5.1.2 Análisis metalográfico del acero inoxidable.	68
5.1.3 Análisis metalográfico en la zona de unión del acero inoxidable y recubrimiento.	68
5.2 Tratamiento de envejecido en una muestra.	71
5.3 Ciclos térmicos.	74
5.4 Análisis visual de las probetas.	76
5.5 Análisis metalográfico de las probetas.	79
5.6 Ensayo de microdureza.	87
Referencias bibliográficas.	94
Capítulo 6	
CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.	96
6.1 Conclusiones.	96
6.2 Recomendaciones.	97
APENDICE.	98

RESUMEN

Este trabajo presenta los resultados del estudio de la propagación de grietas en un tubo de acero inoxidable AISI tipo 304 recubierto con una aleación resistente al desgaste. Este recubrimiento fue depositado en la parte interior del tubo por medio de soldadura de arco eléctrico. Las condiciones de solidificación en la aleación depositada provoca la generación de grietas, que en su mayoría inician en la superficie del recubrimiento y se detienen en el acero inoxidable. El objetivo de este trabajo fue analizar la posible propagación de grietas dentro del acero inoxidable por medio de ciclado térmico. Para esto se obtuvieron cuatro probetas del tubo. Las muestras estuvieron sujetas a 40 ciclos de enfriamiento y calentamiento. El calentamiento se llevó a cabo al aire en un horno de resistencia eléctrica a una temperatura de 700 °C por 5 minutos para después ser enfriadas fuera del horno hasta alcanzar los 300 °C. Tres muestras fueron enfriadas al aire y la última en agua. Antes del ciclado térmico, una de las probetas, fue sometida a un tratamiento de envejecido a una temperatura de 750 °C durante una semana. Todas las muestras fueron analizadas metalográficamente en microscopios óptico y de barrido (SEM), antes y después del ciclado. Las pruebas del ciclado térmico se complementaron con ensayos de microdureza realizados en las cuatro probetas tratadas. Los resultados del presente estudio permiten concluir que en las tres muestras enfriadas al aire las grietas del recubrimiento duro no penetran en el acero inoxidable y las que ya estaban dentro del acero se mantuvieron estables. La muestra enfriada en agua presentó propagación de las grietas del recubrimiento al acero inoxidable. La microdureza en el acero inoxidable sufrió cambios durante el ciclado térmico viéndose afectada principalmente por el modo de enfriamiento de las probetas.

CAPITULO 1

INTRODUCCION



El hierro esponja o hierro de reducción directa (HRD) se obtiene por la reducción del mineral de hierro en reactores con atmósferas compuestas por agentes reductores como son el hidrógeno y el monóxido de carbono. En la actualidad el hierro esponja es transportado de los reactores de reducción directa a los hornos de arco eléctrico por medio de transporte neumático. Para que este proceso sea rentable, en ahorro de energía, la transportación deberá realizarse a temperaturas comprendidas entre los 400 a 700 °C.

La tubería del transporte neumático está sujeta a esfuerzos térmicos, ataque por corrosión, desgaste erosivo y desgaste abrasivo, por lo que, para que la tubería de transporte neumático presente una buena resistencia al desgaste es necesario recubrirla en la parte interna con una aleación de alta dureza resistente al desgaste[1,2].

Los recubrimientos con aleaciones que tienen como propiedad principal la resistencia al desgaste se les da el calificativo de duros por poseer un alto valor de esta propiedad. La técnica utilizada para la aplicación del recubrimiento duro en la superficie de un componente con bajas propiedades de desgaste se le conoce como “*Hardfacing*”. Los recubrimientos de estas aleaciones se aplican en áreas de desgaste crítico, en equipo nuevo o durante la reparación de partes dañadas. Normalmente las aleaciones de los recubrimientos duros se clasifican como aceros o materiales ferrosos de baja aleación,

hierros con alto contenido de cromo o hierros de alta aleación, aleaciones base níquel o base cobalto [3,6].

En el caso de los hierros con alto cromo se abarca una gran gama de composiciones en donde el cromo puede variar de 6 a 35%, y el contenido de carbono puede variar de 2 a 6%. Otros elementos aleantes pueden ser molibdeno, magnesio y silicio. La característica microestructural de mayor importancia en estas aleaciones, al menos desde el punto de vista de desgaste, es un carburo de la forma M_7C_3 , de geometría hexagonal, el cual se forma en abundancia durante la solidificación y contiene cromo, molibdeno (si está presente en la aleación) y hierro. La matriz alrededor de estos carburos puede ser, austenítica, perlítica o martensítica [3-5].

El recubrimiento duro que se estudia en este trabajo es un hierro con alto contenido de cromo que fue aplicado por medio de soldadura de arco eléctrico en tubería de acero inoxidable del tipo AISI 304. El recubrimiento depositado en la tubería está compuesto por dos capas. Se ha observado que al solidificar las capas del recubrimiento se empiezan a generar grietas durante el enfriamiento. La mayoría de las grietas se generan en la superficie interior del tubo y se propagan a través del recubrimiento deteniéndose en el acero inoxidable [4,6,7].

El objetivo de este trabajo es analizar la posible propagación de estas grietas [®] hacia el metal base (acero inoxidable). Para lo anterior se sometieron 4 probetas a ciclos térmico en un intervalo de temperaturas de 700 a 300 °C, ésto con el propósito de mantener las probetas sujetas a sollicitaciones de fatiga térmica y así promover la propagación de la grietas del recubrimiento hacia el acero inoxidable. Una de las probetas fue envejecida por una semana a una temperatura de 750 °C. La hipótesis planteada en esta investigación es la de que la tenacidad del acero inoxidable es lo suficientemente alta como para evitar la propagación de las grietas presentes en el recubrimiento.

- [1] D. Martínez, “Desgaste en Recubrimientos duros en el Transporte Neumático de Hierro de Reducción Directa”, Tesis de Doctorado, Universidad Autónoma de Nuevo León, México, 1999.
- [2] V. Trejo, “*Desgaste del Acero AISI 304 en el Transporte Neumático de Fierro Esponja*”, Tesis de Doctorado, Universidad Autónoma de Nuevo León, México 1999.
- [3] P. Crook and H.N. Farmer, ASM Handbook Vol 18: Friction, Lubrication and Wear Technology, ASM, 1992, 759.
- [4] S. Lee, S. Hun Choo, E-R Baek, “Correlation of Microstructure and Fracture Toughness in High-Chromium White Iron Hardfacing Alloys”, Metallurgical and Materials Transactions A, 1996, vol. 27A, pp 3881-3891.
- [5] K-H Zum, D. V. Doane, “Optimizing Fracture Toughness and Abrasion Resistance in White Cast Irons”, Metallurgical and Materials Transactions A, 1980, vol. 11A, pp 613-620.
-
- [6] J. R. Davis ASM Handbook, vol. 6: Welding Brazing and Soldering ASM Metals Park OH, 1983, pp 771-803. ®
- DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS
- [7] K. Easterling, “Introduction to the Physical Metallurgy of Welding”, Butterworths, U.K., 1983.

CAPITULO 2

RECUBRIMIENTOS DUROS Y ACEROS INOXIDABLES.

2.1 INTRODUCCION.

En este capítulo se verán algunos conceptos básicos de las aleaciones utilizadas como recubrimientos duros y se hablará de los aceros inoxidable. La mayoría de los recubrimientos duros se emplean en zonas donde el desgaste es muy severo, existen diferentes formas de desgaste como lo son el abrasivo, adhesivo y erosivo[1] y hay diferentes recubrimientos duros para cada tipo de desgaste. Cabe mencionar que en este capítulo se hablará sólo de las propiedades y forma de aplicación de los recubrimientos duros sin adentrarse a sus propiedades de desgaste. Uno de los procesos utilizados para la aplicación de los recubrimientos duros en materiales con baja resistencia al desgaste es la soldadura de arco eléctrico, la cual presenta diferentes modalidades.

Los aceros inoxidable son aleaciones que poseen muy buena resistencia a la corrosión, esta propiedad es debida a los elementos de aleación como el cromo, que es el elemento principal que da la propiedad de resistencia en medios acuosos. Aceros con 5% de cromo presentan resistencia a la corrosión pero sólo se consideran aceros inoxidable a aquellos que tienen como un mínimo de 12% cromo en su composición química [2].

Los aceros inoxidables se dividen en cinco grupos que son los aceros austeníticos, ferríticos, martensíticos, duplex (austeníticos-ferríticos) y los endurecidos por precipitación.

2.2 RECUBRIMIENTOS DUROS.

Los recubrimientos duros son aleaciones que tienen como propiedad principal la resistencia al desgaste y se les llama duros porque poseen alta dureza. La técnica utilizada para la aplicación del recubrimiento duro en la superficie de un componente con bajas propiedades de desgaste se le conoce como “*Hardfacing*” [1,3-8]. En este trabajo se hará referencia a ellos solamente como recubrimientos duros o aleaciones resistentes al desgaste. La aplicación del recubrimiento duro al componente puede ser por medio de soldadura, metalizado (*Spraying*), fundición, electro-depositación (*Sputtering*) y deposición química por vapor (CVD)[1,6].

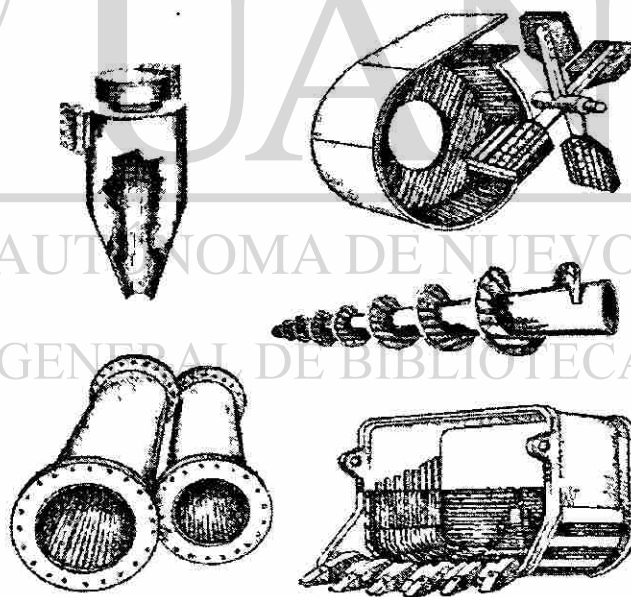


Figura 2.1 Aplicación de recubrimientos duros en componentes metálicos[7].

El propósito principal de la aplicación del recubrimiento duro a un componente es reducir el desgaste o pérdida de material ocasionado por abrasión, impacto, erosión y cavitación. La aplicación de estos recubrimientos tiene un gran alcance en condiciones

de desgaste, desde muy abrasivo, como el encontrado en quebradoras y pulverizadores de rocas, a aplicaciones mínimas de contacto metal-metal, tales como válvulas de control, donde el desgaste de unos cuantos micrómetros no es tolerable. Las aleaciones de recubrimientos duros se aplican en áreas de desgaste crítico, en equipo nuevo o durante la reparación de partes dañadas por desgaste. En la Figura 2.1 se observan algunos ejemplos del uso de recubrimientos duros.

2.3 MATERIALES USADOS COMO RECUBRIMIENTOS DUROS.

Por comodidad, sería conveniente tener un material que presentará buena resistencia a todos los diferentes tipos de desgaste. Sin embargo, la complejidad del medio, aunado a las consideraciones económicas, han impulsado el desarrollo de un gran número de materiales usados como recubrimientos duros. Además de los costos de producción se ha necesitado desarrollar un gran número de métodos de deposición y forma de productos (varillas desnudas, electrodos revestidos, polvos, alambres, etc.).

La selección de un recubrimiento duro apropiado se logra a través de un análisis cuidadoso de las condiciones de servicio. También se debe lograr un balance entre propiedades de desgaste, resistencia del medio ambiente y buena soldabilidad.

Los recubrimientos duros incluyen una gran variedad de aleaciones, cerámicos y combinaciones de ambos materiales. Normalmente las aleaciones metálicas de los recubrimientos duros se clasifican como: aceros o materiales ferrosos de baja aleación, hierros blancos con alto contenido de cromo o materiales ferrosos de alta aleación, aleaciones base níquel y aleaciones base cobalto. Algunas veces se utilizan aleaciones base cobre como recubrimiento, pero para la mayor parte las aleaciones son base hierro, cobalto o níquel.

La microestructura de las aleaciones de los recubrimientos duros (base hierro, cobalto y níquel) generalmente consisten de la matriz (la fase más suave de la

microestructura) y una fase dura precipitada, tales como los boruros, carburos o cuerpos intermetálicos. Los carburos son la fase dura predominante en los recubrimientos duros de aleaciones de base hierro o cobalto. El contenido de carbono en las aleaciones de estos recubrimientos generalmente oscila entre 2 y 4 % en peso. Los boruros, así como los carburos, son la fase dura que predomina en las aleaciones base níquel. Generalmente la combinación de carbono mas boro se encuentra arriba del 5% en peso [1].

2.3.1 Aleaciones base cobalto.

Los recubrimientos duros base cobalto se dividen en dos tipos de aleaciones: las que contienen carburos y las que contienen fases Laves en su microestructura [1,4]. En la Figura 2.2a se muestra la microestructura de una aleación base cobalto, la fase de menor contraste es la matriz, mientras que la de mayor contraste son carburos primarios (de forma hexagonal) y eutécticos. Generalmente la resistencia al desgaste se debe a la presencia de los carburos, en tanto que la resistencia a la corrosión y la buena dureza a altas temperaturas es proporcionada por la matriz.

Hay cinco grupos principales de aleaciones en el sistema Co-Cr-W-C, que son apropiadas para aplicaciones como recubrimientos duros. La Tabla 1 [1] muestra la composición química, la dureza general (de toda la microestructura) y la dureza de cada componente microestructural.

Tabla 1 Composición química y dureza de algunas aleaciones de recubrimientos duros base cobalto[1].

Designación AWS (<i>American Welding Society</i>) o nombre comercial	Composición química nominal	Dureza general de la aleación HRC (<i>Hardness Rockweell "C"</i>)	Dureza aproximada de las fases presentes en la microestructura		
			Matriz (DPH)	Carburos	DPH
Aleación 21	Co-27Cr-5Mo-2.8Ni-0.2C	24-27	250	Eutéctico	900
RcoCrA	Co-28Cr-4W-1.1C	39-42	370	Eutéctico	900
RcoCrB	Co-29Cr-8W-1.35C	40-48	420	Eutéctico	900
RcoCrC	Co-30Cr-12W-2.5C	52-54	510	M ₇ C ₃	900
Aleación 20	Co-32Cr-17W-2.5C	53-55	540	M ₇ C ₃ , M ₆ C	900
T-800	Co-28Mo-17Cr-3Si	54-64	800	Laves fase	1100

Las fases Laves son compuestos intermetálicos que tienen forma de nódulos (*closed-packed*). Hay dos tipos de aleaciones base cobalto que contienen fases Laves que son usadas como recubrimientos duros estas son: Co-28Mo-8Cr-2Si y Co-28Mo-17Cr-3Si. Ambas aleaciones contienen al menos 50% de la fracción volumétrica de fases Laves, embebidas en una matriz principalmente de cobalto aleada con cromo y molibdeno. Las fases Laves tienen una estructura hexagonal similar a los carburos M_7C_3 , y su dureza está entre 1000 a 1200 DPH (*Diamond Pyramid Hardness*) [1,4]. Consecuentemente, las aleaciones que contienen fases Laves son menos abrasivas que las que contienen carburos cuando se encuentran en condiciones de desgaste entre metal y metal. La figura 2.2b muestra la microestructura de una aleación base cobalto que presenta fases Laves. Estas aleaciones aparte de su resistencia al desgaste presentan una muy buena ductilidad.

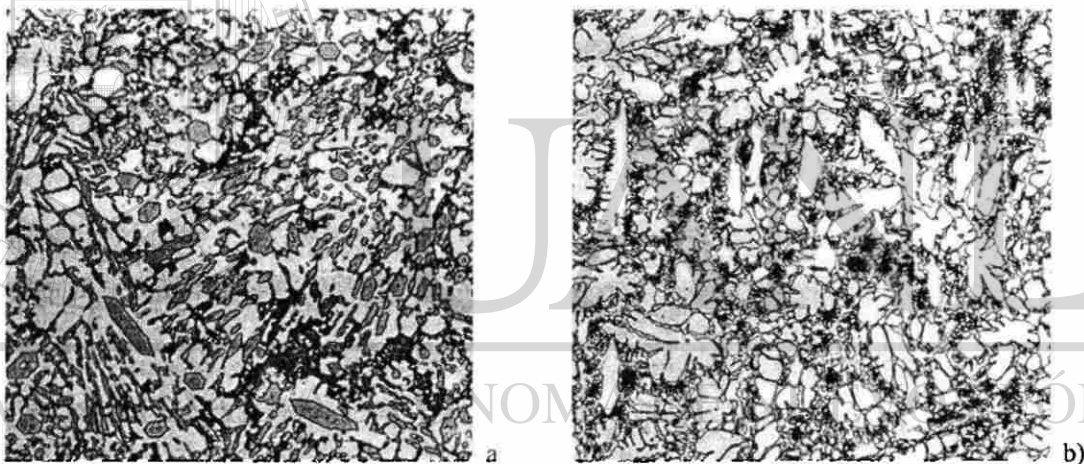


Figura 2.2 Microestructuras de aleaciones base cobalto a) con carburos b) con fases Laves [1].

2.3.2 Aleaciones base níquel.

Las aleaciones base níquel utilizadas como recubrimientos duros se dividen en tres grupos: aleaciones que contienen boruros, aleaciones que contienen carburos y las aleaciones con fases Laves.

Las aleaciones base níquel con boruros pertenecen al sistema de aleaciones Ni-Cr-B-Si-C. Usualmente el contenido de boro es de 1.5 a 3.5%, dependiendo del

contenido de cromo, el cual varía de 0 a 15%. Las aleaciones con alto cromo generalmente contienen una gran cantidad de boro, lo cual forma boruros de cromo con durezas aproximadas a los 1800 DPH, la resistencia a la abrasión de estas aleaciones depende de la cantidad de boruros presentes en la microestructura. En la Figura 2.3 se muestra la microestructura de una aleación base níquel que contiene boruros.

Las aleaciones base níquel que contienen carburos y fases Laves no son muy empleadas como recubrimientos duros, aunque las que contienen carburos en su microestructura se han venido estudiando [1] y han logrado popularidad por su amplia gama de propiedades al desgaste y, sobre todo, por su bajo costo.

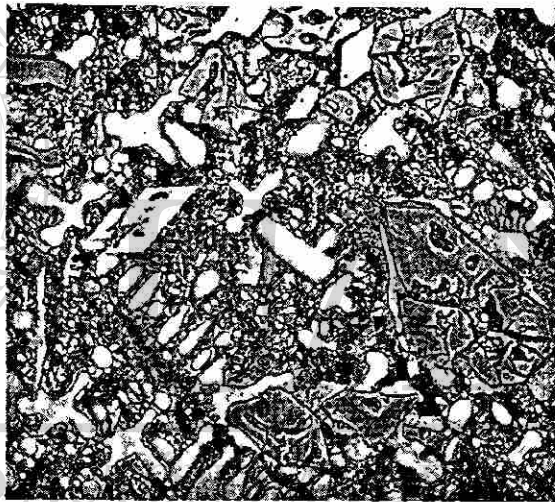


Figura 2.3 Microestructura de una aleación base níquel con boruros [1].

2.3.3 Aleaciones base hierro.

Las aleaciones base hierro, en comparación con las aleaciones base cobalto y níquel, tienen un uso más amplio como recubrimientos duros y constituyen el volumen más alto de aleaciones usadas con este fin. Los recubrimientos base hierro ofrecen una amplia variedad de propiedades deseables y bajo costo. Debido al gran número de este tipo de aleaciones, se clasifican por su correspondencia a diferentes tipos de desgaste y por su microestructura general, más que por su composición química. La mayoría de los recubrimientos duros base hierro pueden dividirse dentro de las siguientes clases:

- Aceros perlíticos
- Aceros austeníticos
- Aceros martensíticos
- Hierros de alta aleación.

Los aceros perlíticos.- Son esencialmente aceros al bajo carbono con un pequeño arreglo para mejorar su soldabilidad. Estas aleaciones contienen bajo carbono (0.25 %) y bajas cantidades de otros elementos aleantes, de lo cual resulta la estructura perlítica. Típicamente, este grupo de aleaciones tiene alta resistencia al impacto y baja dureza (en el intervalo de 25 a 35 HRC), así como también una excelente soldabilidad.

Los aceros austeníticos.- Usualmente la austenita se obtiene por estabilización con adiciones de manganeso. Comercialmente las aleaciones de este tipo pueden dividirse en dos grupos, aleaciones con alto cromo y aleaciones con bajo cromo. Las aleaciones con bajo cromo usualmente contienen arriba de 4% Cr y 12 a 15% Mn y algo de níquel o molibdeno. Las aleaciones con alto cromo pueden tener 12 a 17% de cromo y cerca de 15% Mn.

Los aceros martensíticos.- Las aleaciones de esta categoría son diseñadas para formar martensita durante el enfriamiento al aire, después de aplicarse al componente por medio de soldadura. Estos aceros también son conocidos como autotemplables o templables al aire. El contenido de carbono en los aceros martensíticos se encuentra arriba de 0.5%. Otros elementos tales como molibdeno, tungsteno, níquel (arriba de 3%) y cromo (arriba de 15%) se añaden para incrementar la templabilidad y resistencia, y al tiempo que promueven la formación de martensita.

Hierros de alta aleación.- A este grupo de aleaciones se conoce como hierros debido a su parecido con los hierros vaciados. Estas aleaciones contienen una gran cantidad de carburos de cromo, molibdeno, en una matriz martensítica esencialmente. El contenido

de carbono de 2 a 6% promueve la formación de carburos de cromo. Los hierros de alta aleación usualmente se aplican en uno o dos pases (capa de recubrimiento), esto es debido a la alta tendencia a formar grietas por tensión durante el enfriamiento. Algunas aleaciones contiene de 4 a 8% Mn o arriba de 5 % Ni, la fase de austenita se estabiliza en la matriz para reducir la tendencia al agrietamiento durante el enfriamiento. La dureza de los hierros de alta aleación oscila entre 52 a 62 HRC, dependiendo de la composición química y de la microestructura.

En la Tabla 2 se muestran las propiedades de algunas aleaciones base hierro en la cuales se incluye los aceros perlíticos, martensíticos, austeníticos y los hierros de alta aleación.

Tabla 2 Propiedades y composición química de algunas aleaciones base hierro [1].

Composición química nominal	Dureza promedio		Desgaste en deslizamiento sin lubricante (mm ³)	Desgaste abrasivo mm ³	Densidad X10 ⁻³ g/mm ³
	DPH	HRC			
Aceros perlíticos					
Fe-2Cr-1Mn-0.2C	328	32	0.5	55	7.75
Fe-1.7Cr-1.8Mn-0.1C	372	38	0.6	67	7.47
Aceros austeníticos					
Fe-14Mn-2Ni-2.5Cr-0.6C	188RHB	88RHB	0.4	86	7.75
Fe-15Cr-15Mn-1.5Ni-0.2C	230	18	0.3	113	7.75
Aceros martensíticos					
Fe-5.4Cr-3Mn-0.4C	544	52	0.4	54	7.47
Fe-12Cr-2Mn-0.3C	577	54	0.3	60	7.47
Hierros de alta aleación					
Fe-16Cr-4C	595	55	0.3	13	7.47
Fe-30Cr-4.6C	560	53	0.2	15	
Fe-36Cr-5.7C	633	57	0.1	12	

2.4 RECUBRIMIENTOS DUROS DE BASE HIERRO CON ALTO CROMO Y CARBONO.

Una vez explicados los tipos de recubrimientos duros que existen así como también las características que poseen. Se hablará un poco del recubrimiento sujeto de esta investigación. Las aleaciones conocidas como hierros de alta aleación usualmente son nombradas como hierros blancos con alto cromo, hierros blancos fundidos o

simplemente aleaciones base hierro de alta aleación[1,3,8,9]. Aquí se nombrarán como hierros al alto cromo y carbono. Los hierros al alto cromo abarcan un gran campo de composiciones en donde este elemento puede variar de 6 a 35% y el contenido de carbono puede variar de 2 a 6%. Otros elementos aleantes pueden ser molibdeno, manganeso y silicio[1,8].

La característica microestructural de mayor importancia en estas aleaciones, al menos desde el punto de vista de desgaste, es un carburo del tipo M_7C_3 , el cual se forma en abundancia durante la solidificación y contiene cromo, molibdeno (si está presente en la aleación) y hierro. La matriz alrededor de estos carburos puede ser, austenítica, perlítica o martensítica[8,9]. En general las aleaciones con matriz austenítica cuentan con manganeso y, en algunas ocasiones, níquel que estabilizan la fase austenita.

Generalmente la microestructura de la aleación varía con la composición química. En la Figura 2.4 se muestran las microestructuras de tres aleaciones de hierros con alto cromo y carbono y en la Tabla 3 se presenta su composición química y su dureza promedio. Con bajos contenidos de cromo y carbono la microestructura es hipoeutéctica, por lo que carece de carburos hexagonales. A valores altos de cromo y carbono la microestructura es hipereutéctica, esto se visualiza con la gran cantidad de carburos de cromo de forma hexagonal presentes en la microestructura. Por ejemplo, la microestructura de la Figura 2.4a es hipoeutéctica y no presenta carburos M_7C_3 , por el otro lado las Figuras 2.4b, y 2.4c presentan una microestructura hipereutéctica y la fracción y cantidad de carburos depende del contenido de cromo y carbono.

En general los hierros con alto cromo y carbono son bien conocidos por su buena resistencia a la abrasión. La abrasión es un tipo de desgaste que ocurre bajo el movimiento relativo de un cuerpo duro, por ejemplo mineral o partículas altamente duras deslizándose en la superficie suave de otro material. En el proceso abrasivo, el cuerpo duro puede fracturarse y la superficie suave también será fracturada o deformada, y el material será removido de la superficie, resultando en una considerable pérdida de volumen. Generalmente, la resistencia a la abrasión se incrementa, como una primera

aproximación, con el aumento de la dureza del material, mientras que la tenacidad a la fractura generalmente disminuye con el incremento de la resistencia o dureza[3,9]. Por lo tanto se debe esperar un efecto opuesto en las dos propiedades.

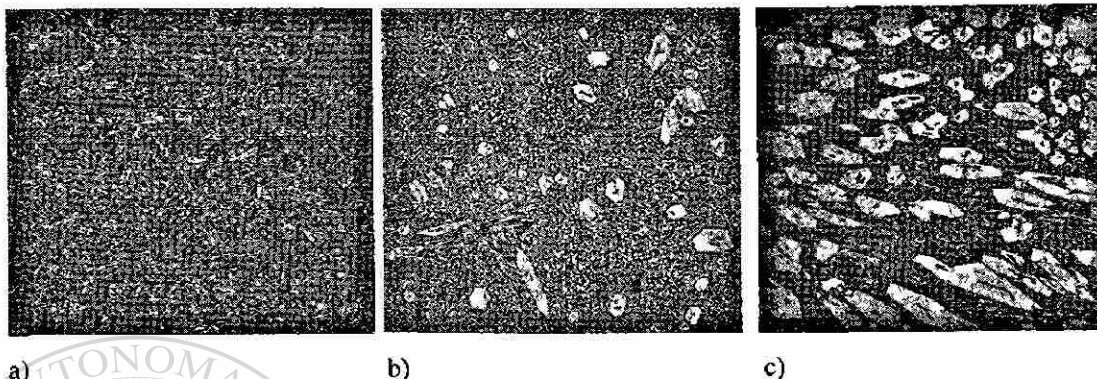


Figura 2.4 Microestructura de tres hierros alto cromo a) AT1 b) AT2 c) AT3[7].

Tabla 3 Composición química (% en peso) y dureza de tres hierros con alto cromo y carbono[7].

Aleación	Cr	C	Si	Mn	Mo	B	Fe	Dureza (HRC)
AT1	16.7	2.88	0.37	2.03	<0.05	0,62	Balance	51.375
AT2	26.4	3.88	0.51	2.55	<0.05	<0.5	Balance	51.87
AT3	32	4.78	0.47	3.34	<0.05	<0.5	Balance	57.5

En adición a la dureza, la resistencia a la abrasión está influenciada por parámetros microestructurales tales como cantidad y morfología de carburos, austenita retenida, grietas internas y estructura de la matriz. Estos factores también influyen en la tenacidad a la fractura[3,9].

La microestructura de algunos hierros con alto cromo, molibdeno y carbono (o fundiciones de hierros blancos con alto Cr-Mo) consiste de grandes carburos primarios y eutécticos (carburos masivos) del tipo M_7C_3 en una matriz suave, la forma, y tamaño de estos carburos depende de la velocidad de extracción de calor durante la solidificación[10]. La estructura de la matriz del hierro cuando es aplicado como recubrimiento es predominantemente austenítica y después de un tratamiento térmico puede cambiar a martensítica. La estructura de estos hierros puede variar por el cambio de la composición química o por tratamiento térmico.

2.5 SELECCIÓN DE ALEACIONES COMO RECUBRIMIENTOS DUROS.

La selección de una aleación como recubrimiento duro está primeramente condicionada por su resistencia al desgaste y por su costo. Sin embargo también se debe considerar el proceso de manufactura y las condiciones del medio, debe tomarse en cuenta también el metal donde se aplicará el recubrimiento, el proceso de depositación, la corrosión, oxidación, las cargas de impacto y las exigencias térmicas. Usualmente, el proceso de aplicación del recubrimiento duro rige la forma del producto o metal de aporte.

Las aleaciones de recubrimientos duros suelen encontrarse en el mercado como barras desnudas, barras revestidas con fundente, alambres sólidos o barras tubulares (con o sin fundente) de gran longitud, o polvos. En la Tabla 4 se enlistan varios procesos de soldadura, tipo de la fuente de calor y la forma adecuada del consumible para cada proceso. En general la resistencia al impacto de las aleaciones de recubrimientos duros disminuye cuando el contenido de carburos se incrementa. En situaciones donde la resistencia al impacto y la erosión están presentes se debe hacer una relación de vida útil del recubrimiento para estas dos propiedades.

La buena resistencia de una aleación a altas temperaturas es de gran importancia para aplicaciones de desgaste tales como en dados de forjado en caliente o en operación de válvulas a 870 °C. Las aleaciones base hierro con estructura martensítica pierden su dureza a altas temperaturas. La buena resistencia a altas temperaturas de una aleación de recubrimiento duro se incrementa con el contenido de tungsteno o molibdeno en su composición química.

Tabla 4 Procedimiento de aplicación de los recubrimientos duros[1].

Proceso	Fuente de calor	Modo de aplicación	Condición del recubrimiento
Soldadura por gas oxiacetileno	Gas oxiacetileno	Manual o automático	Varillas desnudas vaciadas o polvos
Soldadura de arco con metal protegido.	Arco eléctrico	Manual	Varillas recubiertas con fundente
Soldadura de arco abierto	Arco eléctrico	Semiautomático	Barra tubular protegida con fundente.
Soldadura de arco protegido con gas, electrodo no consumible	Arco eléctrico protegido con gas inerte	Manual o automático	Varillas desnudas o alambre.
Soldadura de arco sumergido	Arco eléctrico recubierto con fundente	Semiautomático	Barras sólidas o alambre tubular.
Soldadura transferida con plasma	Arco plasma protegido con gas inerte.	Automático	Polvos, alambre caliente.
Soldadura de arco con plasma	Arco eléctrico con plasma protegido con un gas inerte	Manual o automático	Algunos como GTAW
Atomizado y fusión	Gas oxiacetilénico	Manual	Polvos
Atomizado con plasma	Arco plasma	Manual o automático	Polvos
Atomizado a alta velocidad.	Oxiacetilénico detonado	Automático	Polvos

Tabla 5 Selección de la aleación del recubrimiento duro[1].

Materiales para recubrimientos duros	Condiciones de Servicio
Aleación No. 1 base cobalto. Hipoeutéctica aleación de fases Laves.	Deslizamiento entre metal y metal altos esfuerzos de contacto.
Recubrimientos duros de baja aleación, aceros	Deslizamiento entre metal y metal bajos esfuerzos de contacto.
Aleaciones base cobalto o base níquel dependiendo del medio corrosivo	Deslizamiento entre metal y metal, combinado con corrosión y oxidación.
Hierros vaciados de alta aleación.	Abrasión a bajos esfuerzos, y erosión a bajos ángulos.
Carburos	Servicio de abrasión a bajos esfuerzos
Aleaciones base cobalto	Cavitación y erosión.
Aceros al manganeso de alta aleación	Impacto pesado
Aleación No. 21 base cobalto Hipoeutéctica y No. 6 base cobalto de fases Laves.	Rallado
Aceros austeníticos al manganeso	Abrasión.
Aleaciones base cobalto, aleaciones base níquel y aleaciones tipo carburos	Estabilidad térmica resistencia a la termofluencia a altas temperaturas (> 537 °C)

En la Tabla 5 se presenta una guía general para la selección de una aleación como recubrimiento duro, de acuerdo a las condiciones de servicio[1]. Los siguientes pasos deben tomarse en consideración para seleccionar una aleación como recubrimiento duro.

- Un análisis de las condiciones de servicio para determinar el tipo de desgaste y la resistencia requerida para el medio ambiente.
- Selección del recubrimiento duro entre varios candidatos.
- Análisis de la compatibilidad del recubrimiento duro con el metal base, tomando en cuenta los esfuerzos térmicos y el posible agrietamiento.
- Campo de pruebas de las partes recubiertas.
- Selección de un recubrimiento óptimo, tomando en cuenta el costo y la vida al desgaste.
- Selección del proceso de la deposición del recubrimiento duro para la producción de componentes de desgaste, consideraciones de la velocidad de deposición, la cantidad de dilución, la eficiencia de deposición y sobre todos los costos, incluyendo los costos de consumibles y procesamiento.

2.6 SELECCION DEL PROCESO DE DEPOSITACION DE LOS RECUBRIMIENTOS.

La selección del proceso de deposición del recubrimiento duro puede ser tan importante como la selección de este, dependiendo de las aplicaciones de ingeniería.

Algunos de los factores técnicos que involucran la selección del proceso de deposición pueden ser: las propiedades del recubrimiento duro y requerimientos de calidad, características físicas de la pieza de trabajo, propiedades metalúrgicas del material base y, desde luego, la composición química del recubrimiento duro y la habilidad del soldador. Últimamente, las consideraciones económicas son predominantes y el costo es un factor determinante en la selección final del proceso de deposición.

2.6.1 Propiedades y requerimientos de calidad del recubrimiento.

Uno de los factores de calidad en la deposición del recubrimiento duro por soldadura es la variación de la composición química del recubrimiento derivado de la dilución del metal base. La dilución es el intercambio de elementos aleantes entre el

recubrimiento y el metal base, usualmente se expresa como el porcentaje de metal base en el recubrimiento depositado. Una dilución del 10 % quiere decir que el depósito contiene un 10 % de metal base y un 90 % de la aleación del recubrimiento duro. La máxima cantidad de dilución permisible depende de las especificaciones de los requerimientos de servicio. La resistencia al desgaste y otras propiedades deseables generalmente disminuyen con el aumento de la dilución.

2.6.2 Características metalúrgicas del metal base.

La limpieza y preparación de la superficie a revestir es de gran importancia ya que ésta se fundirá durante la aplicación del recubrimiento y algún elemento extraño al material puede afectar las propiedades del componente. Sin embargo, la composición química del metal base, el intervalo de temperaturas de fusión y las características de expansión térmica y contracción tienen un efecto significativo en la selección del proceso de soldadura

Los aceros austeníticos pueden ser recubiertos por todos los procesos de soldadura, con excepción de los estabilizados con titanio y los libres de mecanizado. La mayoría de las aleaciones base níquel pueden ser recubiertas con facilidad por todos los procesos de soldadura con excelentes resultados.

Para el proceso de aplicación del recubrimiento duro por soldadura se requiere que la temperatura de fusión del metal base sea más alta o al menos igual a la de la aleación del recubrimiento. Aunque en otros procesos como el rociado no se necesita esta condición.

Las características de expansión térmica y contracción del metal base afectan la deformación por solidificación. Frecuentemente la pieza de trabajo tiene que calentarse uniformemente para que las altas temperaturas de soldadura permitan una depositación del recubrimiento libre de grietas.

La diferencia entre la expansión térmica y contracción del metal base y la aleación del recubrimiento duro es de gran importancia en las aplicaciones que involucran condiciones de ciclado térmico

2.7 ACEROS INOXIDABLES.

El grupo de los aceros inoxidable se caracteriza de los demás grupos de aceros por su resistencia a la corrosión y oxidación. La resistencia de los aceros inoxidable a la corrosión se debe principalmente a la presencia de cromo. Este elemento en cantidad relativamente pequeña, aproximadamente un 5 %, mejora su resistencia, pero solamente con contenidos del 10 al 12 % se puede hablar con propiedad de aceros inoxidable[2]. La acción del cromo se debe, si consideramos la teorías clásicas, a la formación de una capa delgadísima de óxido sobre la superficie del metal, capa que es impermeable e insoluble en algunos medio corrosivos.

La adición de níquel aumenta la resistencia en los medios ligeramente oxidantes o no oxidantes. La acción de este elemento no se limita solamente a mejorar la resistencia a la corrosión; su presencia modifica la estructura del acero y permite obtener aleaciones dotadas de mejores características de ductilidad, resistencia mecánica en caliente y soldabilidad. El cromo y el níquel constituyen los dos elementos de aleación primordiales de los aceros inoxidable.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

En la Figura 2.5 se presenta el diagrama de las aleaciones hierro-cromo sin carbono. Este diagrama hace resaltar dos propiedades esenciales de estas aleaciones.

- 1.- El cromo forma parte de los grupos de elementos llamados alfégenos, es decir que aumentan el campo de existencia del hierro alfa (α) y disminuyen el campo de existencia del hierro gamma (γ).
- 2.- Existe, a temperaturas inferiores, una segunda zona importante centrada alrededor del contenido de 45 % de cromo en peso. Se trata de la aparición de la fase llamada sigma (σ), compuesto intermetálico Fe-Cr soluble, por encima de 850 °C, en la ferrita cromada alfa. Esta fase de estructura tetragonal coexiste con la ferrita en las aleaciones que

contienen alrededor de 45 % de cromo en peso, aunque los límites inferior y superior no se han determinado todavía de una manera definitiva la fase σ es, además, fuertemente paramagnética.

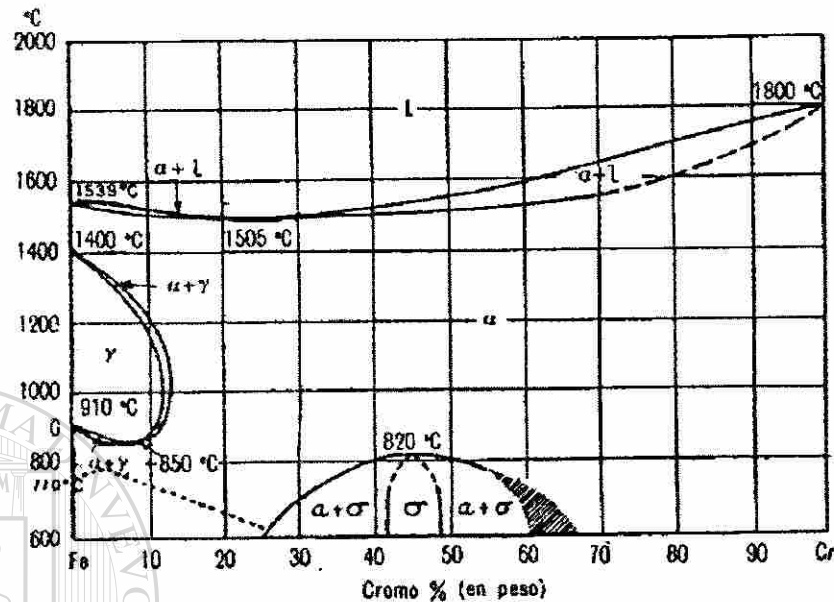


Figura 2.5 Diagrama binario de las aleaciones hierro-cromo[2].

La adición de carbono en el sistema hierro-cromo provoca cambios considerables en la zona del hierro gamma (γ) aumentando su existencia a contenidos mayores de cromo.

Esta parte del diagrama se presenta en la Figura 2.6 con distintos contenidos de carbono que varía de 0.05 a 0.4 %. El desplazamiento máximo de la curva que limita las aleaciones que se vuelven completamente austeníticas, se obtiene con un contenido de carbono del 0.6 %; contenidos mayores de este elemento ocasionan únicamente un aumento de la cantidad de carburos libres. El contenido de cromo que corresponde a este máximo es del 18 %.

La Figura 2.7 presenta el diagrama hierro-níquel. El níquel es un elemento gamágeno, actúa de dos maneras esenciales. Por un lado aumenta el campo de estabilidad de la austenita: Los aceros, con poco carbono, que contienen más de 24 % de níquel, presentan una estructura austenítica a temperatura ambiente. La cantidad de níquel necesaria para obtener una estructura austenítica a temperatura ambiente es tanto menor cuanto mayor es el contenido de carbono en el acero. Por otra parte, el níquel

aumenta la capacidad de temple de los aceros, al disminuir la velocidad crítica de enfriamiento.

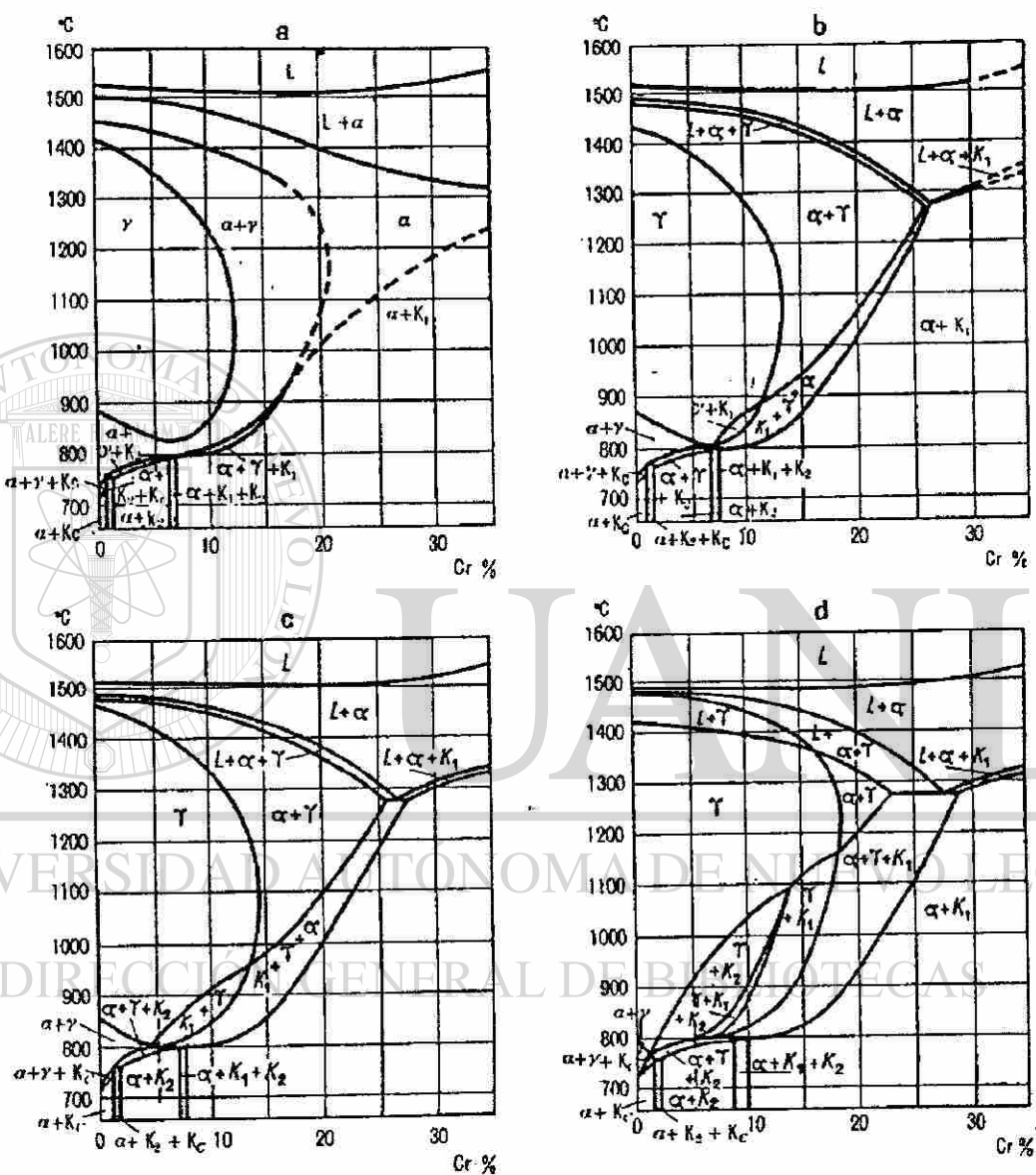


Figura 2.6 Diagrama binario hierro-cromo con distintos contenidos de carbono,

a) C = 0.05%, b) C = 0.1%, c) C = 0.2%, d) C = 0.4% [2].

En la Figura 2.8 se presenta un diagrama ternario hierro-cromo-níquel en el que se indica la formación a temperatura ambiente de las distintas estructuras de dicha

aleación según el contenido de hierro, cromo y níquel. También indica la formación de la fase sigma (σ) aunque no se detallan los límites.

La Figura 2.9 presenta una sección del diagrama ternario Fe-Cr-Ni trazado a diferentes temperaturas. En este diagrama se observa que la fase gama (γ) se reduce conforme se aumenta el contenido de hierro y níquel (2.9a). Abajo de 950 °C se presenta la fase sigma σ (Figuras 2.9 b, c).

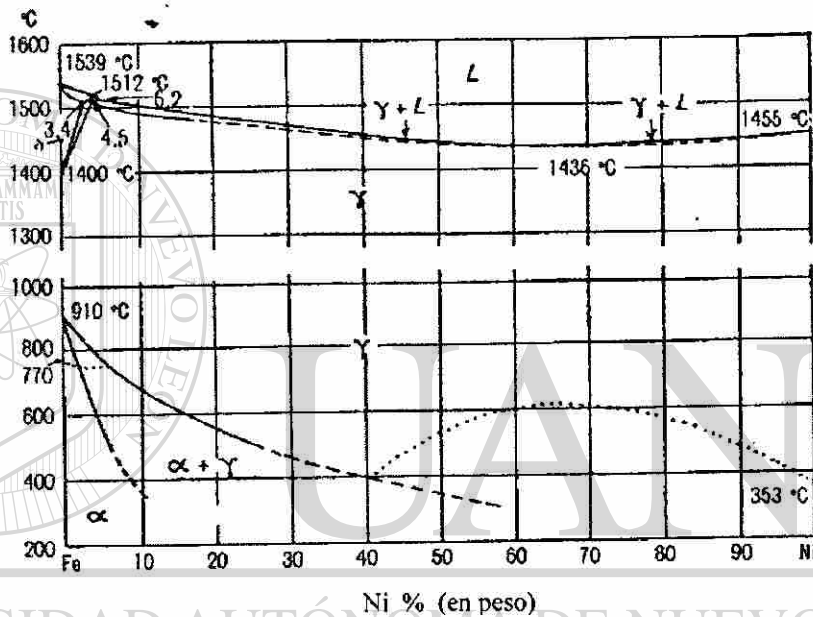


Figura 2.7 Diagrama binario de las aleaciones hierro-níquel[2].

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

En los aceros inoxidable se añaden también otros elementos para modificar sus propiedades[2,11,12]

El silicio aumenta la resistencia de los aceros frente al oxígeno, el aire y los gases oxidantes calientes. Se emplea principalmente en las aleaciones resistentes al calor. Actúa sobre la estructura de una manera análoga al cromo, el cual es un elemento alfégeno que disminuye la superficie de la zona gama. Desde este punto de vista, su influencia es mayor que la del cromo.

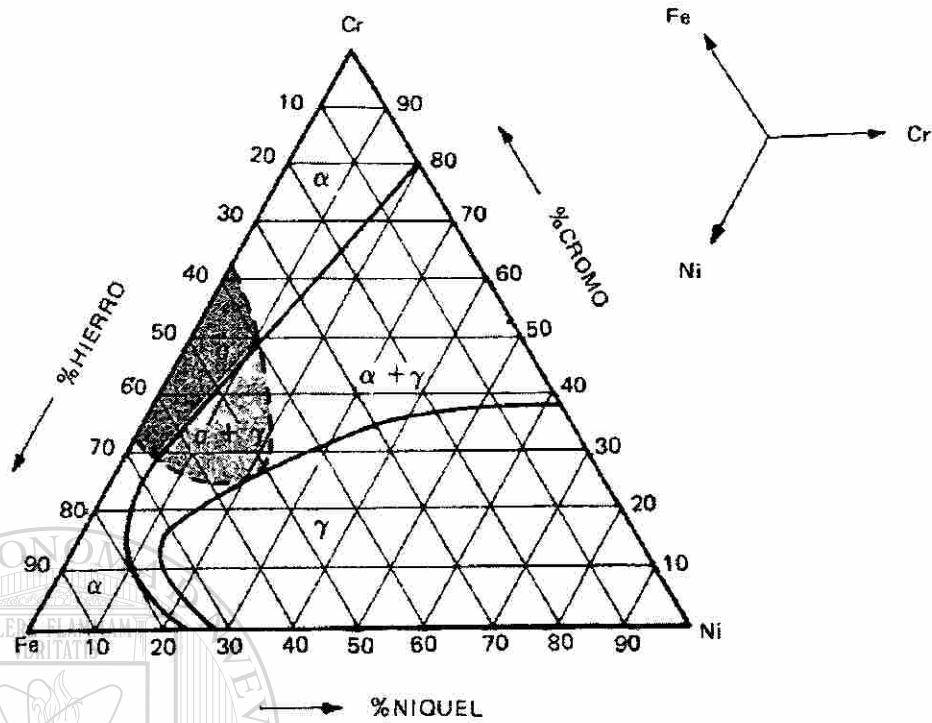


Figura 2.8 Diagrama ternario hierro-cromo-níquel a temperatura ambiente [11].

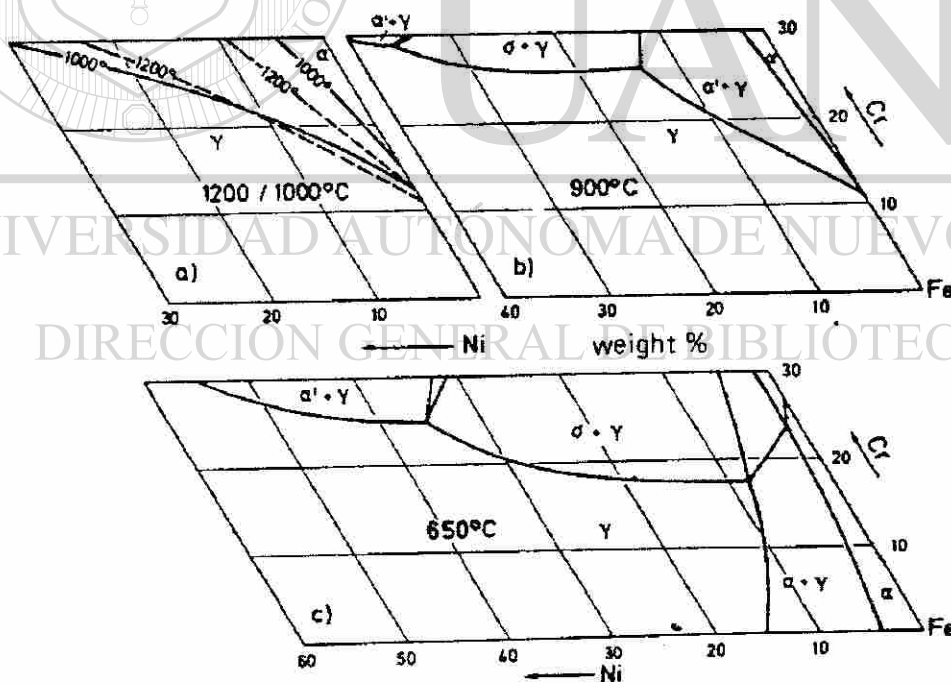


Figura 2.9 Sección del diagrama ternario Fe-Cr-Ni trazado a diferentes temperaturas. a) 1200/1000 °C, b) 900 °C, c) 650 °C [13].

El aluminio empleado en los aceros resistentes al calor se comporta como el silicio. En presencia de níquel puede formar compuestos cuya precipitación da lugar a endurecimiento estructural.

El molibdeno influye sobre la pasividad y la resistencia química de los aceros inoxidable en los ácidos reductores y en presencia de los iones Cl^- , frente a los cuales la pasividad de cromo es poco estable. El tipo de acero 18-8 al molibdeno es, actualmente, clásico. El molibdeno es un elemento alfégeno que estabiliza la ferrita.

El tungsteno no influye sobre la resistencia a la corrosión. Se añade a los aceros austeníticos, principalmente del tipo 18-8, para mejorar sus características mecánicas a altas temperaturas. tungsteno es alfégeno. El tungsteno es un elemento alfégeno.

El nitrógeno actúa en los aceros al cromo o cromo-níquel de una manera análoga a la del carbono. Es un elemento gamágeno. A causa de esta propiedad se le ha empleado para convertir en austeníticos aceros en los cuales se había disminuido el contenido de níquel por razones económicas.

El titanio y el niobio utilizados sobre todo en los aceros austeníticos, juegan un papel muy particular. A causa de su gran avidez de carbono evitan la precipitación del carburo de cromo durante enfriamientos lentos o durante calentamientos de larga duración a temperaturas situadas alrededor de 700 °C. Pueden, además, provocar fenómenos de precipitación de los aceros austeníticos que contribuyen a aumentar la rigidez de estas aleaciones a altas temperaturas.

2.8 CLASIFICACIÓN DE LOS ACEROS INOXIDABLES.

Los aceros inoxidable son clasificados de acuerdo a su composición química y ésta depende de la organización clasificadora. Por ejemplo el Instituto Americano del Hierro y el Acero (AISI siglas en inglés) acredita a más de 40 aleaciones de aceros inoxidable trabajados; la Sociedad Americana para Pruebas y Materiales (ASTM siglas en inglés) concuerda con las especificaciones de la AISI pero adicionalmente requieren ciertas propiedades mecánicas y tolerancias dimensionales; el Instituto de Aleaciones Vaciadas (ACI siglas en inglés) especifica las composiciones para las fundiciones de acero inoxidable dentro de las categorías de aleaciones resistentes a la corrosión y al

calor; la Sociedad de Ingeniería Automotriz (SAE) ha adoptado las especificaciones de la AISI y ACI.

Los aceros inoxidable, se pueden clasificar en cinco grupos principales de acuerdo a su microestructura. Estos grupos son llamados aceros ferríticos, martensíticos, austeníticos, austeníticos-ferríticos (duplex) y los endurecidos por precipitación.

Aceros inoxidables ferríticos.- Esta clase es nombrada así porque la estructura cristalina del acero es la misma que la del hierro a temperatura ambiente. Este tipo de aleaciones son magnéticas a temperatura ambiente y hasta de su punto de Curie (cerca de 750 °C). Comúnmente las aleaciones ferríticas contienen entre 11 y 29 % de cromo, no contienen níquel y muy poco carbono en condición de trabajado. El 11 % de cromo en los aceros ferríticos provee una amplia resistencia a la corrosión y buena fabricación a bajo costo, tiene una amplia aceptación en la fabricación de mofles para automóviles, recipientes y otras aplicaciones. Las aleaciones al cromo con contenidos intermedios de 16-17 %, son usadas principalmente como carrocería para automóviles, utensilios de cocina, su uso está restringido en aplicaciones de soldadura. Los aceros al alto cromo, con 18 a 29 %, han sido usados en aplicaciones donde se requiere alta resistencia a la oxidación y especialmente a la corrosión. Estos aceros contienen aluminio o molibdeno y tienen un muy bajo contenido de carbono.

Aceros inoxidables martensíticos.- Lo mismo que las aleaciones hierro-cromo son tratadas térmicamente, por lo tanto las aleaciones con un ajuste apropiado en la composición de hierro, cromo y carbono y otros elementos pueden ser templados para obtener su máxima dureza y posteriormente para mejorar su ductilidad. Hay que recalcar que la templabilidad de los aceros aleados es mayor que de la de un acero al carbono corriente; esto es debido a que el incremento de los elementos aleantes aumentará la profundidad de temple de la aleación. Los aceros inoxidables martensíticos, los cuales necesariamente contienen mas del 11 % de cromo, tienen una templabilidad alta. La dureza de los aceros inoxidables martensíticos templados depende de su contenido de carbono. Sin embargo, el cambio en las propiedades mecánicas a través del templado, ablandado y el incremento de susceptibilidad a la corrosión es inevitable.

Aceros inoxidables austeníticos.- La estructura del hierro a altas temperaturas (entre 910 y 1400 °C) es conocida como austenita. La estructura es no magnética y puede estar presente a temperatura ambiente por la adición de elementos aleantes. El níquel es el elemento más usado como estabilizador de austenita. La aleación austenítica más conocida es la que contienen 18 % de cromo y 8 % de níquel. El contenido de cromo y níquel pueden incrementarse para mejorar la resistencia a la corrosión. Más adelante se hablará con mayor detalle sobre este tipo de aleaciones.

Aceros inoxidables austeníticos-ferríticos (duplex).- La estructura de estos aceros es una mezcla de austenita y ferrita y, así mismo, se combinan las propiedades mecánicas y cualidades de cada estructura en el acero. A pesar de las dificultades que presenta su procesamiento a altas temperaturas, algunos aceros presentan la ventaja de ser insensibles a la corrosión intercrystalina y de permitir tratamientos de endurecimiento estructural.

Aceros inoxidables endurecidos por precipitación.- Al igual que las aleaciones de aluminio son envejecidas para mejorar su resistencia a través de un proceso que está asociado con la formación de precipitados, los aceros inoxidables pueden ser diseñados para que su composición sea viable al endurecimiento por precipitación.

2.9 ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS.

Los aceros inoxidables austeníticos presentan una estructura única, llamada austenita, que puede disolver a altas temperaturas grandes cantidades de carbono y conservarlo en frío, en sobresaturación después de un enfriamiento brusco (conocido como tratamiento de recocido). Los aceros inoxidables austeníticos contienen de 16 a 25 % de cromo y de 8 a 35 % de níquel. Además de níquel y cromo pueden contener Mn, N y Mo. El arreglo cristalino de estos aceros es fcc lo cual los hace no magnéticos.

Ya que su microestructura está compuesta por una sola fase son fáciles de soldar, pero también, debido a esta característica, su resistencia a la cedencia es baja y solamente se puede mejorar por trabajado en frío, o por solución sólida. Algunas de sus desventajas son el alto costo y la baja resistencia a la propagación de grieta por esfuerzos de corrosión (*stress-corrosion cracking*).

El tipo AISI 304 en la condición de recocido a temperatura ambiente tiene un esfuerzo de cedencia (0.2% de deformación) de 240 MPa. aproximadamente y resistencia a la tensión de 585 MPa (Tabla 6), pero cuando un acero inoxidable austenítico de este tipo es trabajado en frío, éste presenta un aumento en la resistencia. Considerando una composición estable con respecto a la transformación de martensita inducida por deformación, el esfuerzo de cedencia puede aumentar hasta 1035 MPa. o más (Figura 2.10). Cuando se presenta la transformación de martensita inducida por deformación la resistencia del acero puede exceder a 1500 MPa [12].

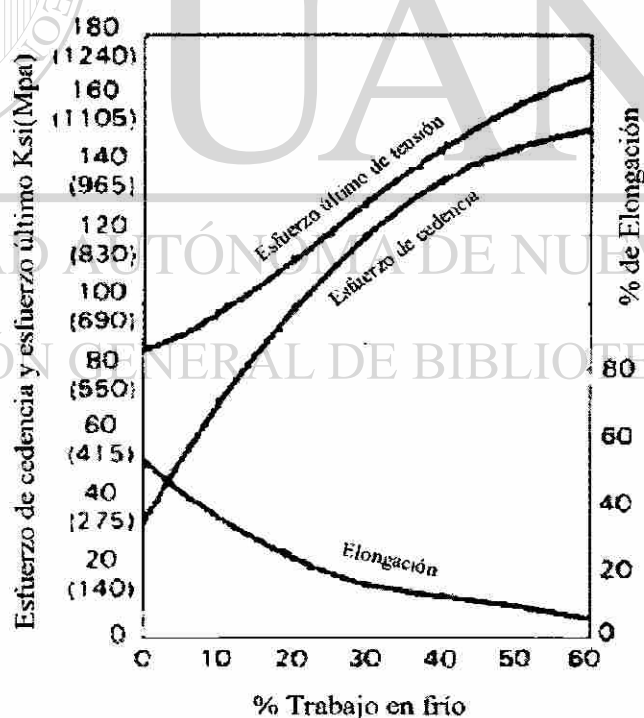


Figura 2.10 Propiedades obtenidas en el ensayo de tensión de un acero inoxidable del tipo 304 (0.056 C, 0.87 Mn, 0.43 Si, 18.60 Cr, 10.25 Ni) trabajado en frío [12].

Los aceros austeníticos pueden tener mayor resistencia por la adición de elementos en solución sólida. La solución intersticial es por mucho más efectiva, pero la adición de carbono está fuera de propuesta debido al efecto nocivo de la precipitación de carburos de cromo. Sin embargo el nitrógeno es el elemento con mayor efecto para el aumento de la resistencia por solución intersticial.

Tabla 6 Composición química nominal y propiedades mecánicas a temperatura ambiente de los aceros inoxidables austeníticos [12].

Tipo AISI	Composición nominal %	Condición	Esfuerzo de cedencia MPa	Resistencia a la tensión MPa	% de Elongación en 50 mm	Duerza Brinel	Rockwell	Izod a temperatura ambiente J
202	17-19 Cr, 4-6 Ni, 0.15 C, 1 Si, 7.5-10 Mn, 0.06 P, 0.03 S, 0.25 N	Recocido.	380	690	50	---	B90	135
301	16-18 Cr, 6-8 Ni, 0.15 C, 1 Si, 2 Mn, 0.045 P, 0.03 S	Recocido trabajado en frío.	275 a 965	760 a 1275	60 a 60-8	165	B85 a C41	135 -----
302	17-19 Cr, 8-10 Ni, 0.15 C, 1 Si, 2 Mn, 0.045 P, 0.03 S	Recocido trabajado en frío.	275 a 1035	620 a 1240	55 a 55-10	155 ----	B82 a C35	135 -----
303	17-19 Cr, 8-10 Ni, 0.15 C, 1 Si, 2 Mn, 0.2 P, 0.15 S min.	Recocido trabajado en frío.	240 a 690	620 a 1240	55 a 55-30	160 a 330	B84 a C35	115 -----
304	18-20 Cr, 8-12 Ni, 0.08 C, 1 Si, 2 Mn, 0.045 P, 0.03 S	Recocido trabajado en frío.	240 a 1035	585 a 1240	55 a 55-10	150 a 330	B80 a C35	135 -----
304N	18-20 Cr, 8-10.5 Ni, 0.08 C, 1 Si, 2 Mn, 0.045 P, 0.03 S, 0.1-0.16 N	Recocido.		690	50	B85		
308	19-21 Cr, 10-12 Ni, 0.08 C, 1 Si, 2 Mn, 0.045 P, 0.03 S	Recocido trabajado en frío.	240 a 1035	585 a 1240	55 a 55-10	150 a 330	B80 a C35	135 -----
309	22-24 Cr, 12-15 Ni, 0.2 C, 1 Si, 2 Mn, 0.045 P, 0.03 S	Recocido	275)	620	65	165	B85	135
316	16-18 Cr, 10-14 Ni, 0.08 C, 1 Si, 2 Mn, 0.045 P, 0.03 S, 2-3 Mo	Recocido trabajado en frío.	240 a 860	585 a 1035	55 a 55-10	150 a 300	B80 a C30	120 -----
317	18-20 Cr, 11-15 Ni, 0.08 C, 1 Si, 2 Mn, 0.045 P, 0.03 S, 3-4 Mo	Recocido	275	620	55	160	B85	120

2.10 PRECIPITACION DE CARBUROS EN LOS ACEROS INOXIDABLES.

La precipitación es un tipo de transformación en el estado sólido, en la cual una solución sólida sobresaturada se descompone, en una o más fases. Cuando la transformación es completa, la microestructura consiste de la matriz original, con una composición y un parámetro de red diferentes a las iniciales, más una nueva fase que se formó a expensas de la matriz.

En los aceros inoxidable y principalmente en los austeníticos del tipo 18-8, que son los más comunes, la precipitación se presenta cuando el contenido de carbono sobrepasa cierto límite de solubilidad en la matriz austenítica. En la Figura 2.11 se observa que la solubilidad límite del carbono es alrededor de 0.03 % a 580 °C y de 0.5 % a 1400 °C. La mayoría de los aceros austeníticos son tratados previamente con un tratamiento de solubilizado o recocido por solución, el cual consiste en calentar al acero en un intervalo de temperaturas de 1050 a 1200 °C para ser enfriado rápidamente con aire a presión o agua. Esto ayuda que el carbono se mantenga en solución dentro de la austenita, cuando este acero es enfriado o calentado lentamente en un intervalo de temperatura comprendido entre los 400 a 900 °C, el carbono se libera de la austenita y empieza a formar carburos de la forma $M_{23}C_6$, este tratamiento es conocido como envejecimiento.

El desarrollo de equipos sofisticados, como es el caso de los microscopios electrónicos (TEM y SEM), ha ayudado a estudiar la precipitación y se ha encontrado que la composición de los carburos es $(Cr,Fe)_{23}C_6$. Estos carburos se forman aleatoriamente en la matriz y de forma preferencial en las imperfecciones como inclusiones, límites de grano, planos de deslizamiento y dislocaciones, por ser zonas de más alta energía libre.

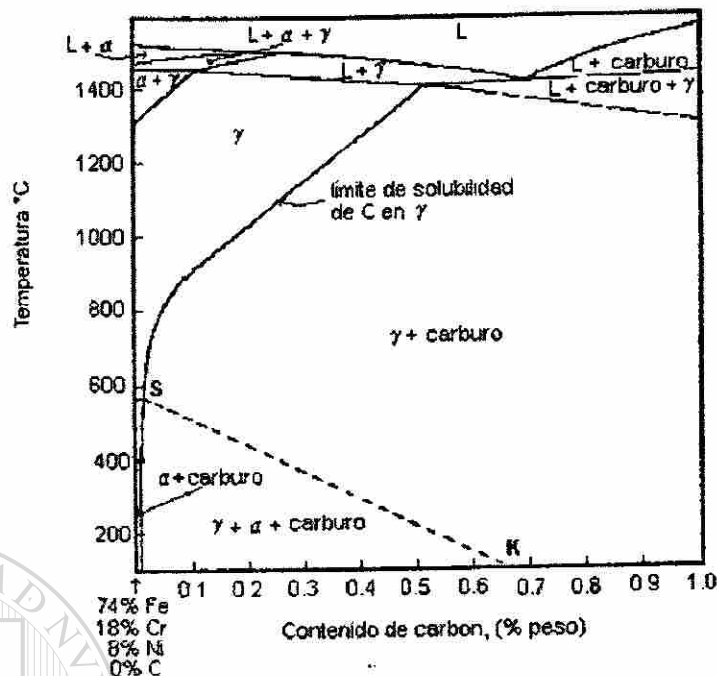


Figura 2.11 Efecto del carbono en un diagrama de fases del acero AISI 304 (18 % Cr, 8 % Ni) [14].

Por lo general, en los aceros inoxidable austeníticos los carburos precipitan en las fronteras de los granos disminuyendo la cohesión de los mismos y haciendo que las zonas contiguas queden empobrecidas de cromo, con lo que pierden su carácter de inoxidable en esas zonas y, por consiguiente, su resistencia a la corrosión. De esta manera en ciertos medios corrosivos se puede producir un ataque intergranular, cuya intensidad dependerá de la temperatura y del tiempo a la que han estado expuestas así como la composición química y del tratamiento previo realizado en el acero. El número, forma y tamaño de los precipitados se deben a la competencia energética de superficie, volumen y esfuerzo, resultando diferentes microestructuras según las condiciones de envejecimiento.

La precipitación de carburos en los aceros inoxidable austeníticos juega un papel muy importante en el comportamiento de las propiedades mecánicas, como es el caso de la deformación y muy particularmente en el comportamiento a la fractura. Los cambios en las propiedades mecánicas se presentan en la mayoría de los aceros

inoxidables austeníticos que han sufrido un envejecido, salvo en aquellos en que el contenido de carbono es muy bajo ($<0.03\%$)[2,13-15].



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

- [1] J. R. Davis ASM Handbook, Vol 6: Welding Brazing and Soldering ASM metals Park OH, 1983, pp 771-803.
- [2] R. Colombier y J. Hochmann, "Aceros Inoxidables y Aceros Refractarios", Urmo, Dunod, Francia 1965.
- [3] S. Lee, S. Hun Choo, E-R Baek, "Correlation of Microstructure and Fracture Toughness in High-Chromium White Iron Hardfacing Alloys", Metallurgical and Materials Transactions A, 1996, vol. 27A, pp 3881-3891.
- [4] P. Crook and H.N. Farmer, ASM Handbook Vol 18: Friction, Lubrication and Wear Technology, ASM, 1992, 759.
- [5] W Wu, and L-T Wu, "The Wear Behavior between Hardfacing Materials", Metallurgical and Materials Transactions A, 1996, vol. 27A, pp 3639-3648.
- [6] M. B. Peterson and S. Ramalingam, "Coatings for Tribological Applications", Proceedings ASM 1980, Pag 331-408.
- [7] Triten Corporation, "A Handbook for The Evaluation and Selection of Hardfaced Plate", USA 1993.
- [8] E.K. Ohriner, T Wada, "The Chemistry and Structure of Wear Resistant, Iron-Base Hardfacing Alloys", Metallurgical and Materials Transactions A, 1991, vol. 22A, pp 983-991.
- [9] K-H Zum, D. V. Doane, "Optimizing Fracture Toughness and Abrasion Resistance in White Cast Irons", Metallurgical and Materials Transactions A, 1980, vol. 11A, pp 613-620.

- [10] O.N. Dogan, J.A. Hawk, "Solidification Structure and Abrasion Resistance of High Chromium White Irons", Metallurgical and Materials Transactions A, 1997, vol. 28A, pp 1315-1328.
- [11] A. Inchaurrea, "Aceros Inoxidables y Aceros Resistentes al Calor", Limusa, México 1981.
- [12] R.A. Lula "Stainless Steel", American Society for Metals, U.S.A. 1986.
- [13] Ulrich Heubner, "Nickel Alloys and High-Alloys Special Stainless Steels", Krupp, Alemania 1998.
- [14] Vazquez J.P. "Estudio de la Precipitación de Carburos en el Acero Inoxidable AISI 304 en Enfriamiento Continuo", Tesis de Maestría FIME, UANL, México 1996.
- [15] J. Rodríguez. S. Haro "A Metallographic Study of Aging Cast Heat Resisting Alloy", Materials Characterization, 45 (2000), pp,25-32.

CAPITULO 3

PROPAGACION DE GRIETAS POR FATIGA

3.1 MECANICA DE LA FRACTURA.

La fractura es la separación o fragmentación de un sólido bajo la acción de una carga externa, a través de un proceso de creación de nuevas superficies, conocidas como superficies de fractura. Usualmente para fracturar un material se requiere incrementar la carga progresivamente hasta que ocurra un proceso de nucleación y propagación de grietas.

La mecánica de la fractura relaciona el tamaño y forma de una grieta y las fuerzas o cargas que conducen a la fractura de un componente. Para esto se apoya en el cálculo de la distribución de esfuerzos, deformaciones, desplazamientos alrededor de una grieta y en el establecimiento de los balances de energía que tienen lugar durante la extensión de una grieta.

La mecánica de la fractura considera que el proceso de fractura inicia con una grieta que se propaga hasta la separación final o fragmentación de la pieza. Si durante la

propagación de la grieta, pueden detenerse, disminuir o desaparecer los esfuerzos que la provocan, se dice que la propagación es estable y si la grieta se propaga de manera rápida, autoacelerada y es prácticamente imposible de detener, entonces la propagación es inestable.

El origen de las teorías modernas de fractura está basado en el criterio de Griffith, el cual establece que una grieta puede propagarse cuando la disminución de la energía elástica es al menos igual a la energía necesaria para formar nuevas superficies de fracturas[1,2]. Tomando en cuenta este criterio se puede llegar a determinar el esfuerzo de fractura en materiales frágiles.

Considérese el modelo de grieta de la Figura 3.1. La grieta, de longitud $2a$, está localizada en el centro de la placa (considerada como un material frágil), de un espesor uniforme B el cual está sujeto a un gran campo de esfuerzos de tensión σ . Suponiendo que la grieta tiene una sección transversal elíptica se utiliza el análisis de esfuerzos para una grieta de este tipo [1,2]. Debido a la formación de la grieta se crea una disminución en la energía de deformación.

La energía de deformación elástica o energía potencial en la placa por unidad de espesor es:

$$U_E = -\frac{\pi a^2 \sigma^2}{E^*} \quad (3.1) \quad \text{®}$$

donde σ es el esfuerzo de tensión que actúa normalmente a la longitud de la grieta $2a$, y E es el modulo de Young. Para problemas de deformación plana $E^* = \frac{E}{1-\nu^2}$ y para problemas de esfuerzo plano E^* es igual a E , donde ν es la relación de Poisson.

La energía superficial por unidad de espesor debida a la presencia de la grieta es:

$$U_s = 4a\gamma_s \quad (3.2)$$

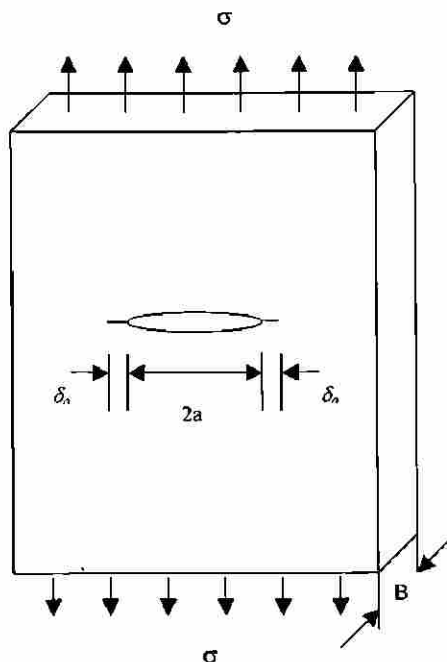


Figura 3.1 Placa de un material elástico que contiene una grieta de longitud $2a$ en su centro[1].

donde γ_s es la energía superficial libre por unidad de área. La variación total de la energía potencial resultante de la creación de la grieta es

$$\Delta U = U_E + U_s \quad (3.3)$$

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

De acuerdo al criterio de Griffith, la grieta se propagará bajo la acción de un esfuerzo constante σ (el cual dará inicio a la fractura), si un incremento infinitesimal en la longitud de la grieta no produce cambio en la energía total ΔU del sistema, por ejemplo el incremento de la energía de superficie es compensado por una disminución en la energía elástica de deformación.

$$\frac{d\Delta U}{da} = 0 = \frac{d}{da} \left(4a\gamma_s - \frac{\pi a^2 \sigma^2}{E^*} \right)$$

$$4\gamma_s - \frac{2\pi a\sigma^2}{E^*} = 0$$

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E^*\gamma_s}{\pi a}} \quad (3.4)$$

Esta ecuación presenta el esfuerzo necesario para la propagación de una grieta en un material elástico en función del tamaño de la microgrieta. También se observa que el esfuerzo de fractura es inversamente proporcional a la raíz cuadrada de la longitud de la grieta.

Cuando las superficies de fractura de los metales se examinan por medio de difracción de rayos X éstas muestran la presencia de una pequeña zona de deformación plástica, lo cual hace pensar que la ecuación de Griffith es inaplicable a la fractura frágil de los metales. Otro investigador[2] sugirió que esta ecuación se puede hacer más compatible con la fractura frágil de los metales si se incluye en ella el trabajo de deformación plástica necesario para extender las paredes de la grieta. La expresión resultante para determinar el esfuerzo de fractura (σ_f) es

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{E^*(2\gamma_s + \gamma_p)}{\pi a}} \quad (3.5)$$

donde γ_p es el trabajo de deformación plástica por unidad de área.

3.1.1 Fuerza de ampliación de las grietas.

La mecánica de la fractura toma en cuenta otro concepto muy importante que es la fuerza de ampliación de las grietas G . Esta fuerza se mide en kgm/m^2 o lbin/in^2 y es la cantidad de energía liberada durante la extensión de una grieta. Cuando esta cantidad alcanza un valor crítico G_c , la grieta se propagará rápidamente. G_c también se conoce como la tenacidad a la fractura. Retomando la ecuación (3.5) que determina el esfuerzo de fractura (σ_f) la relación para determinar la fuerza de extensión de grieta sería:

$$\sigma_f = \left(\frac{EG_c}{\pi a} \right)^{1/2} \quad 3.6$$

$$G = \pi a \frac{\sigma^2}{E} \quad 3.7$$

La tenacidad a la fractura es una propiedad cuantitativa y fundamental del material y es esencialmente independiente de los efectos de geometría. La capacidad que tiene un material para resistir el crecimiento de una grieta depende de un gran número de factores, algunos de estos son: la microestructura, la temperatura y la velocidad de carga. Un ensayo típico de tenacidad a la fractura consiste en aplicar carga hasta la fractura a una probeta que contiene una grieta preexistente, originada por fatiga debido a un entalle o muesca en la probeta. En la Figura 3.2 se presenta la geometría de la probeta empleada en el ensayo para determinar la tenacidad a la fractura en deformación plana. Esta probeta se usa también para determinar el factor de intensidad de esfuerzos críticos.

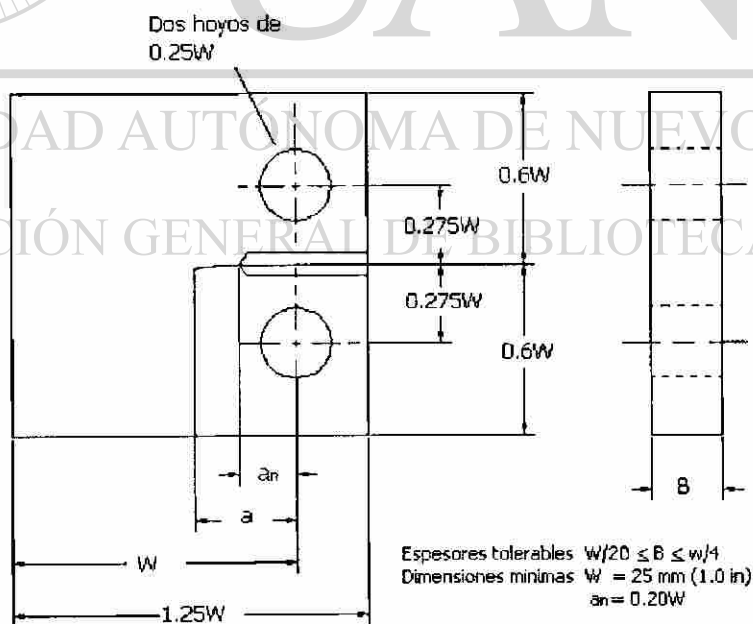


Figura 3.2 Probeta estándar para determinación de la tenacidad a la fractura en tensión compacta[3].

3.1.2 Modos de desplazamiento de la superficie de fractura.

Como se mencionó arriba, la mecánica de la fractura se apoya en el cálculo de esfuerzos y deformaciones alrededor de una grieta, los cuales provocan el desplazamiento relativo de las superficies de fractura de un cuerpo. La Figura 3.3 muestra los tres modos básicos de desplazamiento de las superficies de fractura de una grieta que pueden presentarse al aplicar una carga.

El modo I es la abertura de la grieta en dirección perpendicular al plano de fractura. Aquí los desplazamientos de las superficies son simétricos con respecto a los planos $x-z$ y $x-y$. El modo II se refiere al desplazamiento de las superficies en sentidos opuestos, pero en la dirección de avance de la grieta, o sea los desplazamiento de las superficies son simétricos con respecto al plano $x-y$ y antisimétricos con respecto a los plano $x-z$. El modo III es el desplazamiento fuera del plano en dirección perpendicular a la dirección de avance, esto es que los desplazamientos de las superficies son antisimétricos con respecto a los planos $x-z$ y $x-y$.

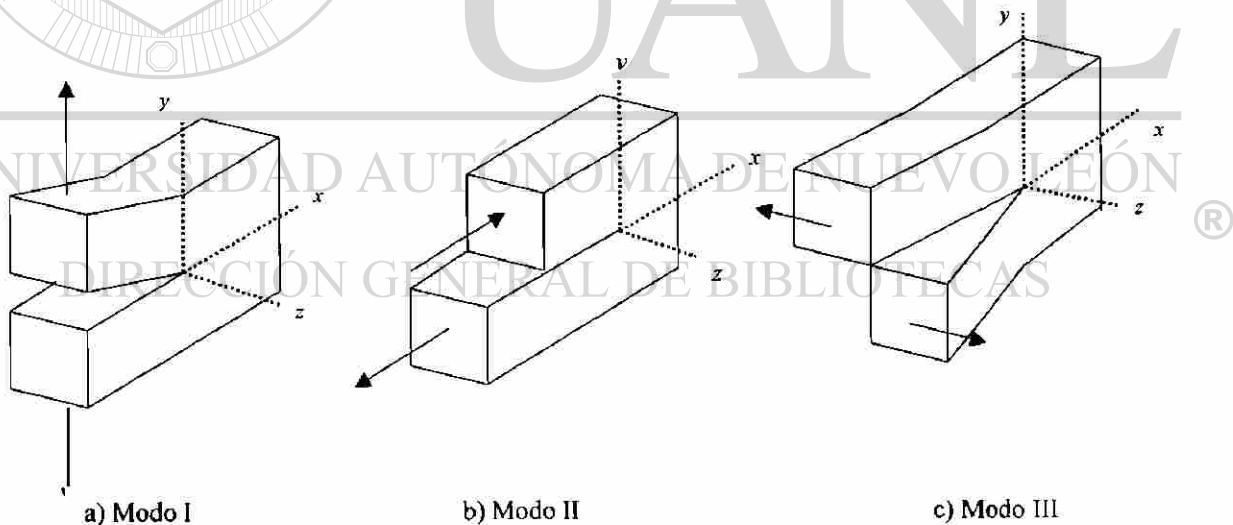


Figura 3.3 Los tres modos básicos de desplazamiento de las superficies de fractura[1].

3.1.3 El campo de esfuerzos alrededor de una grieta y el factor de intensidad de esfuerzos.

El campo de esfuerzos en los alrededores de una grieta depende, desde luego, del tipo de fractura (ya mencionados anteriormente modo I, II y III). Las ecuaciones básicas para determinar estos esfuerzos están desarrolladas de acuerdo a un sistema de coordenadas situadas en los alrededores de la punta de una grieta.

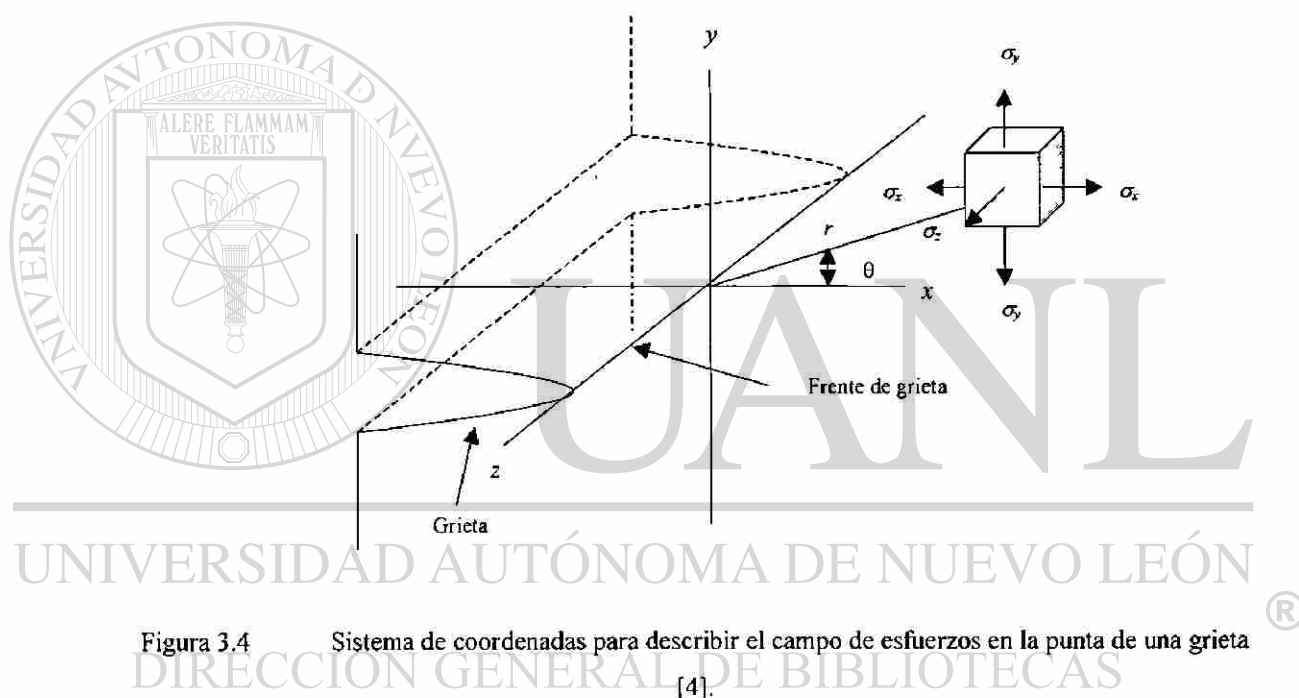


Figura 3.4 Sistema de coordenadas para describir el campo de esfuerzos en la punta de una grieta [4].

En la Figura 3.4 se presentan las superficies de grietas donde se supone que el borde de entrada está localizado a lo largo del eje z , la dirección de avance de la grieta está localizado a lo largo del eje x y el esfuerzo actúa en el eje y . Generalmente estas ecuaciones son expresadas en coordenadas polares r y θ , donde r es la distancia en el plano x - y del frente de grieta a un punto en el espacio y θ es el ángulo entre r y el eje x . Las ecuaciones del campo de esfuerzos en la punta de una grieta del Modo I serían:

$$\begin{aligned}
 \sigma_x &= \sigma \left(\frac{a}{2r} \right)^{1/2} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \right] \\
 \sigma_y &= \sigma \left(\frac{a}{2r} \right)^{1/2} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \right] \\
 \tau_{xy} &= \sigma \left(\frac{a}{2r} \right)^{1/2} \left[\sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right]
 \end{aligned} \tag{3.8}$$

$\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y)$ para el caso de deformación plana

$\sigma_z = 0$ para esfuerzo plano generalizado

donde ν es la relación de Poisson. Estas ecuaciones son válidas sólo dentro de una región cercana a la punta de la grieta.

Se ha demostrado[3,4] que para una grieta de cualquier longitud, la magnitud de los esfuerzos en una posición dada (r,θ) , tomando como referencia la punta de la grieta, depende del producto del esfuerzo nominal y la raíz cuadrada de la mitad de longitud a , esto es:

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} \tag{3.9} \text{®}$$

donde K representa la magnitud de la intensificación del esfuerzo en la región de la punta de la grieta. Si se despeja σ de esta expresión y se sustituye en las ecuaciones 3.6 se obtiene los esfuerzos principales en la zona de la grieta del Modo I de fractura. Esto también se puede hacer para los modos II y III de fractura [4].

Las unidades del factor de intensidad de esfuerzos son $(\text{esfuerzo}) \cdot (\text{longitud})^{1/2}$ y usualmente se utilizan $\text{MN m}^{-3/2}$ o $\text{MPa m}^{1/2}$. Como ya se mencionó K representa la magnitud de los esfuerzos alrededor de una grieta y, a su vez, este parámetro es muy importante para conocer el efecto de la introducción de una grieta en una estructura, ya

que una vez conocido K , el campo de esfuerzos alrededor de una grieta queda definido por completo.

Aunque la tenacidad a la fractura de un material o fuerza de extensión de una grieta G_c , (de tamaño crítico) tiene un significado físico más directo en el proceso de fractura, el factor de intensidad de esfuerzos K se prefiere con mayor frecuencia para trabajar con los mecanismos de fractura debido a que su determinación analítica es más aceptable. Sin embargo estos dos parámetros son fáciles de relacionar si se toman las ecuaciones 3.7 y 3.9 se tiene que:

$$K^2 = G E \quad \text{para esfuerzo plano} \quad (3.10)$$

$$K^2 = \frac{G E}{(1-\nu^2)} \quad \text{para deformación plana} \quad (3.11)$$

Este resultado es de gran trascendencia, pues queda establecido que la rapidez de liberación de energía disponible para el agrietamiento es proporcional al factor de intensidad de esfuerzos, de manera que cuando K alcance un valor crítico K_c , G también alcanzará G_c , ocurriendo así la fractura. En otras palabras, como la rapidez de liberación de energía (G) en un cuerpo agrietado es proporcional a K , éste es un criterio de fractura y se ha establecido que si $K > K_c$ la fractura ocurrirá, siendo K_c la tenacidad a la fractura. Algunas veces los valores de K_c son reportados como K_{Ic} y se hace referencia al modo de fractura en que se obtuvo. El ensayo típico para obtener este parámetro es el mismo que se presentó en la Figura 3.2.

3.2 CICLOS DE ESFUERZOS EN FATIGA.

Es conveniente definir brevemente los tipos generales de fluctuaciones de esfuerzos que pueden producir fatiga. La Figura 3.5 muestra los ciclos típicos de esfuerzos de fatiga. La Figura 3.5(a) representa un ciclo de inversión completa de los

esfuerzos de forma senoidal. Es un caso ideal que produce una máquina de ensayo de viga. En este tipo de ciclos de esfuerzos son iguales el máximo y el mínimo. La Figura 3.5(b) muestra un ciclo de esfuerzos repetidos en que el esfuerzo máximo σ_{max} y el esfuerzo mínimo σ_{min} no son iguales. Ambas son de tensión en la figura, pero un ciclo de esfuerzos repetidos puede contener los mismo esfuerzos máximos y mínimos de signo opuesto o ambas de compresión. La Figura 3.5(c) representa un ciclo complejo de esfuerzos.

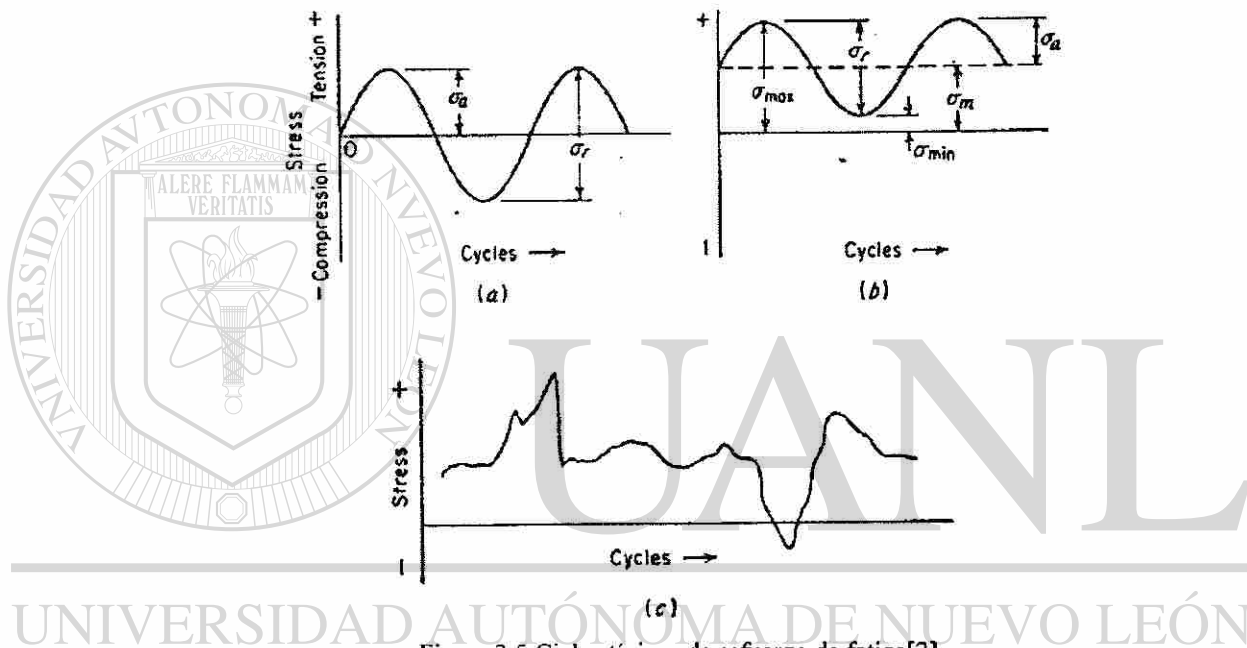


Figura 3.5 Ciclos típicos de esfuerzo de fatiga[2].

Un ciclo de esfuerzos fluctuantes puede considerarse constituido por dos componentes: un esfuerzo medio, o estacionario, σ_m y otro alterno o variable, σ_a . Hay que considerar también el intervalo de esfuerzos σ_r . De la Figura 3.5(b) puede deducirse que el intervalo de esfuerzos es la diferencia algebraica entre el esfuerzo máximo y el mínimo del ciclo.

$$\sigma_r = \sigma_{max} - \sigma_{min}$$

(3.12)

El esfuerzo alterno es entonces igual a la mitad del intervalo:

$$\sigma_a = \frac{\sigma_r}{2} \quad (3.13)$$

El esfuerzo medio es la media algebraica de los esfuerzos máximo y mínimo del ciclo:

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2} \quad (3.14)$$

Otras cantidades que se emplean algunas veces al presentar los datos de fatiga son la relación de esfuerzos R y la relación de amplitud A , definidas por:

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (3.15)$$

$$A = \frac{\sigma_a}{\sigma_m} = \frac{1-R}{1+R} \quad (3.16)$$

3.3 ASPECTOS ESTRUCTURALES DE LA FATIGA.

Como ya se mencionó en la breve introducción de este capítulo la fractura es un proceso de falla retardado en el cual un cuerpo que se encuentra sometido a cargas fluctuantes desarrolla una grieta que crece hasta alcanzar su tamaño crítico y causa la ruptura final del cuerpo. En la mayoría de la literatura la propagación de grietas por fatiga es dividida en tres etapas.

- Etapa I.- Nucleación y crecimiento lento de grietas.
- Etapa II.- Propagación estable.
- Etapa III.- Propagación rápida y falla final, del componente.

Dentro de la Etapa I hay un aspecto estructural importante, que parece ser único de la deformación en fatiga es la formación en la superficie de entrantes y salientes que se llama extrusiones e intrusiones de bandas de deslizamiento. Exámenes metalográficos de secciones oblicuas a través de la superficie, han mostrado que las grietas de fatiga se inician en las extrusiones y en las intrusiones[1,2,4,5]. Se cree que tal mecanismo permite la acomodación de deformaciones totales grandes (suma de la microdeformación de cada ciclo de esfuerzos) sin que se produzca apreciable endurecimiento por deformación. La Figura 3.6 muestra un concepto referente a cómo la deformación formada por deslizamiento fino puede conducir a una grieta por fatiga. En esta figura se muestra esquemáticamente la estructura fina de una banda de deslizamiento a los aumentos alcanzables con el microscopio electrónico. El deslizamiento producido en la deformación estática debe producir un perfil de la superficie del metal como el de la figura 3.6 (a). En cambio, los movimientos de vaivén del deslizamiento fino de fatiga puede originar entalles (Figura 3.6 b) o salientes (Figura 3.6 c) en la superficie. El entalle podría actuar como un concentrador de esfuerzos con un radio en el fondo de dimensiones atómicas. Tal situación favorecerá la iniciación de una grieta por fatiga, como se presenta en la Figura 3.7. Este mecanismo explicaría porque las grietas de fatiga se inician sobre superficies y en las intrusiones y extrusiones de bandas de deslizamiento.

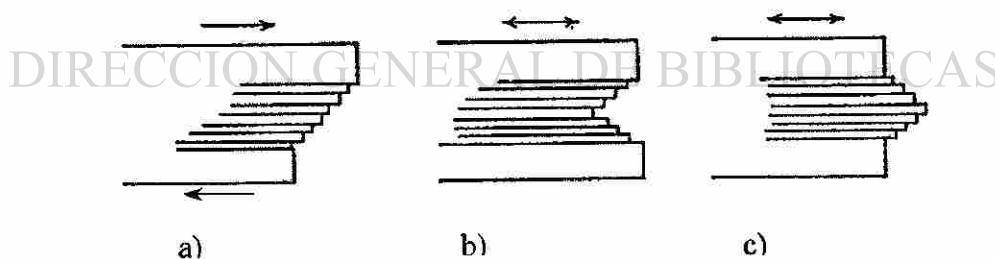


Figura 3.6 Formación de extrusiones e intrusiones por bandas de deslizamiento[2].



Figura 3.7 Iniciación de una grieta por fatiga en una aleación de cobre[1].

En la Etapa I las grietas inicialmente se propagan a lo largo de las bandas de deslizamiento persistentes. En un metal policristalino las grietas pueden extenderse solamente por unos cuantos granos antes de que la propagación de la grieta cambie a la Etapa II. La velocidad de propagación de la grieta en la Etapa I es generalmente muy baja, en el orden de nanómetros por ciclos, comparada con la propagación de grietas en la Etapa II que es del orden de micrómetros por ciclo.

En la Etapa II de propagación de la grieta se presenta una trayectoria de ondas o fractura de fatiga por estricción, Figura 3.8. Cada estricción representa la posición sucesiva del avance de una grieta que es normal a los esfuerzos más altos de tensión. Cada estricción fue producida por un solo ciclo de esfuerzos. La presencia de estas estricciones define sin error a equivocarse que la falla fue producida por fatiga, pero su ausencia no excluye la posible fractura por fatiga. El fracaso para no poder observar la estricción en la superficie de fatiga, por el método de observación escogido, puede ser debido a que el espaciamiento es muy pequeño, insuficiencia de ductilidad en la punta de la grieta para producir una ondulación por deformación plástica, o que sea lo suficientemente grande para ser observable o la eliminación de la estricción por algún tipo de daño en la superficie.

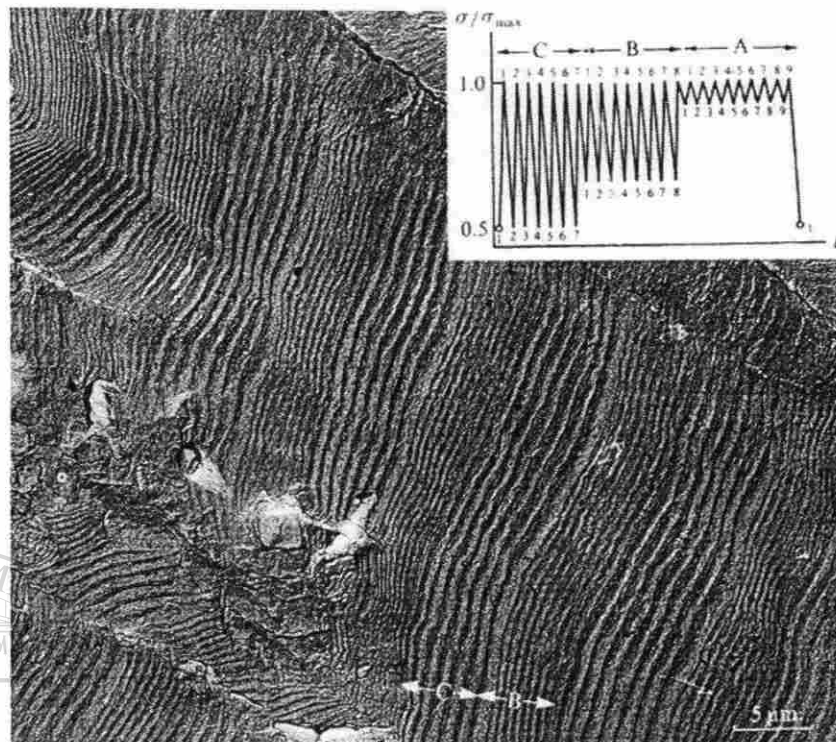


Figura 3.8 Formación de estricciones por fatiga en un componente[2].

La Etapa II de la propagación de grietas ocurre por un proceso plástico de mellado (desafilado) que se ilustra en la Figura 3.9. Al inicio de los ciclos de carga la punta de la grieta está cerrada como se muestra en la Figura 3.9a. Dentro del ciclo cuando la carga de tensión se aplica las dos pequeñas muescas en la punta de la grieta concentran el deslizamiento a lo largo de los planos a 45° hacia él con respecto al plano de dirección de la grieta (Figura 3.9b). En el momento en que la abertura de la grieta está a su máxima extensión (Figura 3.9c), ésta se hace más larga por corte plástico (o desafilado plástico) y al mismo tiempo su punta cambia de forma. Cuando la carga cambia a compresión la dirección de deslizamiento en las muescas de la punta de la grieta se revierte (Figura 3.9d). Las caras de la grieta se comprimen y las nuevas superficies de la grieta creadas en tensión son forzadas dentro del plano de la grieta (Figura 3.9e) donde ésta es doblada en parte por pandeo formando un nuevo reafilado en la punta de la grieta. Después del reafilado la grieta esta lista para avanzar y ser mellada en el siguiente ciclo de esfuerzos (Figura 3.9f).

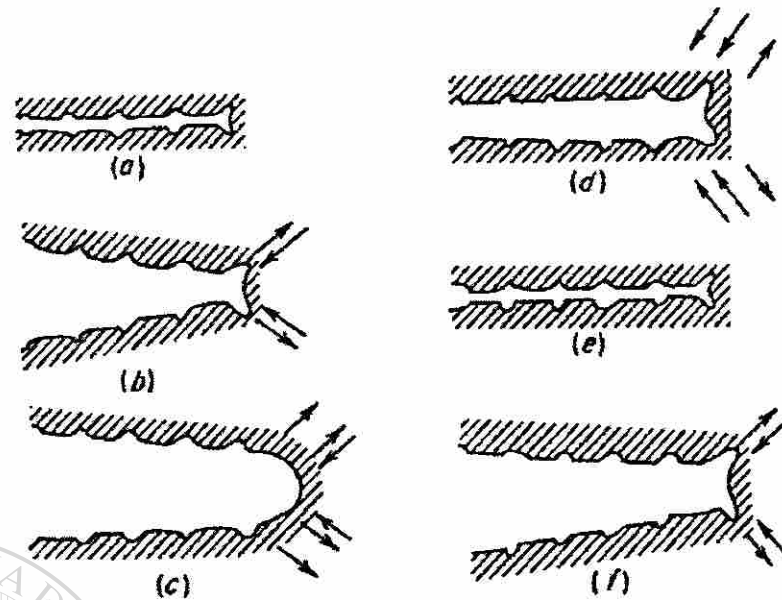


Figura 3.9

Proceso del crecimiento de una grieta durante la Etapa II de fatiga[2].

3.4 ETAPA II DE PROPAGACION DE GRIETAS POR FATIGA.

Una vez iniciada una grieta por fatiga, ésta se propaga por el efecto de la variación de esfuerzos en la punta de la grieta, como ya se dijo antes. Si la amplitud de carga es constante, a medida que la grieta crece, el factor de intensidad de esfuerzos aumenta y, consecuentemente, la rapidez de propagación de la grieta aumenta. Este proceso transcurre hasta que el factor de intensidad de esfuerzos iguala a la tenacidad a la fractura del material (K_{Ic} , cuando se trata del modo I de fractura) y ocurre la fractura final.

La rapidez de propagación de grieta en la etapa II es proporcional a la amplitud del factor de intensidad de esfuerzos y es la de mayor interés en ingeniería, ya que la experiencia ha demostrado que la mayor parte de la vida útil de un componente sujeto a condiciones de fatiga transcurre con una grieta propagándose a velocidad lenta. En la práctica se dice que durante la etapa de propagación transcurre aproximadamente el 90 % de la vida en fatiga de un componente en servicio, mientras que el 10 % es consumido para iniciar la formación de grietas[5].

El incremento de longitud de una grieta por ciclo, da/dN , en la etapa II depende de ΔK (que es igual a $K_{\max} - K_{\min}$), de manera que en una prueba de fatiga bajo $\Delta\sigma$ (que es igual a $\sigma_{\max} - \sigma_{\min}$) constante, la velocidad del crecimiento de grieta por ciclo da/dN aumenta progresivamente, debido a que el ΔK aumenta. En la Figura 3.10 se muestra una gráfica logarítmica que presenta los datos da/dN contra ΔK . De acuerdo a esta gráfica se encontró que la rapidez de propagación de grietas por fatiga presenta tres regiones bien definidas que corresponden a las tres etapas de crecimiento de la grieta en fatiga[1]. Nótese que la etapa I muestra un valor de ΔK debajo del cual la velocidad de propagación es prácticamente nula, este valor es llamado umbral de fatiga.

Durante la etapa I la rapidez de propagación de la grieta es fuertemente influenciada por el nivel de esfuerzos o mejor dicho por ΔK la propagación de la grieta es cristalina, es decir, la grieta se propaga a lo largo de los planos cristalográficos del material. Como la zona plástica es muy pequeña, ésta queda contenida dentro de los granos del material, por lo que esta etapa es fuertemente influenciada por la microestructura.

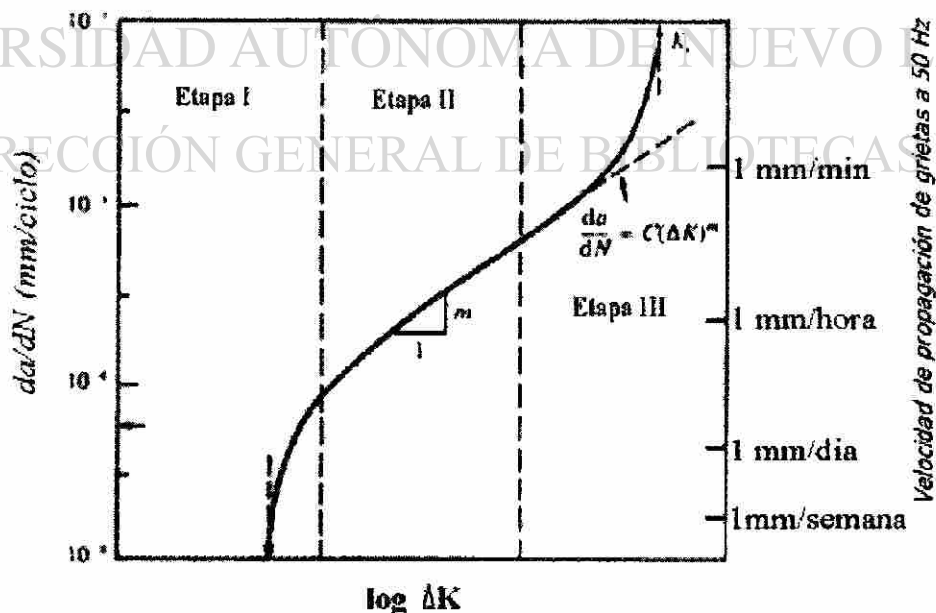


Figura 3.10 Ilustración esquemática de las tres etapas de propagación de grietas estables [1].

La región intermedia de la gráfica $\log(da/dN)$ contra $\log(\Delta K)$, denominada etapa II, presenta una relación lineal entre estas variables. Precisamente en la etapa II, se determinó que para la gran mayoría de los materiales se cumple la siguiente relación:

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K^m \quad (3.17)$$

Donde C y m son constantes empíricas que están influenciadas por la microestructura del material, frecuencia de ciclo de carga, medio ambiente, temperatura de prueba y la relación de carga R, la cual se define como:

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} = \frac{K_{\min}}{K_{\max}} \quad (3.18)$$

La ecuación (3.17) es la base para muchas aplicaciones de la mecánica de fractura al análisis de la propagación de grietas por fatiga.

3.5 EFECTO DE LA TEMPERATURA EN LA FATIGA.

Los ensayos de los metales a la fatiga a temperaturas inferiores a la del ambiente muestran que la resistencia a la fatiga aumenta con el descenso de la temperatura. Aunque los aceros se hacen más sensibles a la entalla en fatiga a bajas temperaturas, no hay pruebas de cambios bruscos en las propiedades de fatiga por debajo de una temperatura de transición dúctil. El hecho de que la resistencia a la fatiga aumente proporcionalmente más que la resistencia a la tensión al disminuir la temperatura, se ha interpretado como una indicación de que la falla por fatiga a la temperatura ambiente está asociada a la formación y condensación de vacantes.

En general, la resistencia a la fatiga de los metales disminuye al aumentar la temperatura por encima de la del ambiente. Cuando la temperatura se eleva muy por encima de la ambiente, va adquiriendo más importancia la fluencia lenta (creep) y a altas temperaturas (superiores, en primera aproximación, a la mitad del punto de fusión) llega a hacer la causa principal de las fallas.

Los materiales ferrosos, que suelen mostrar un límite de fatiga definido en ensayos a temperatura ambiente, ya no lo tienen cuando se ensayan a temperaturas superiores a 420 °C aproximadamente [2]. Los ensayos de fatiga a alta temperatura dependen de la frecuencia de aplicación de los ciclos de carga, por lo que se acostumbra a registrar el tiempo total de duración hasta la falla junto con el número de ciclos.

Cuanto más elevada es la resistencia a la fluencia lenta de un metal, mayor suele ser su resistencia a la fatiga a altas temperaturas, pero los tratamientos metalúrgicos que conducen a mejorar las propiedades de fatiga no proporcionan necesariamente las mejores propiedades de esfuerzo-fractura (tensionado) en ensayos de fluencia lenta. A bajas temperaturas el tamaño de grano fino es de buena ayuda para la resistencia a la fatiga, pero al aumentar la temperatura disminuye la diferencia entre las propiedades a la fatiga de los materiales de grano fino y grueso, hasta que a altas temperaturas en donde predomina la fluencia lenta, es mejor la resistencia de los materiales de grano grueso. Los procedimientos en los cuales se tiene éxito para reducir la falla de fatiga a temperatura ambiente no suelen ser eficaces en la fatiga a altas temperaturas. Por ejemplo, los esfuerzos residuales de compresión pueden ser relajados antes de que se alcance la temperatura de operación.

3.6 EL CASO DE FATIGA TÉRMICA.

Es conocido el hecho de que los materiales sometidos a ciclos térmicos llegan a fallar por la producción de grietas, diferentes éstas a las producidas por fatiga mecánica. La fatiga térmica se puede definir de manera general como el deterioro gradual y la fractura final de un material por calentamientos y enfriamientos alternados, durante los

cuales la libre expansión y contracción son parcial o totalmente restringidos. La fatiga térmica puede considerarse de una manera general como fatiga a bajo número de ciclos.

Las restricciones a la expansión y contracción son ingredientes necesarios para la fatiga térmica y pueden ser de dos clases: externas, cuando se aplican fuerzas sobre la superficie del material, o internas, cuando elementos del material se encuentran a diferentes temperaturas o son hechos de materiales diferentes.

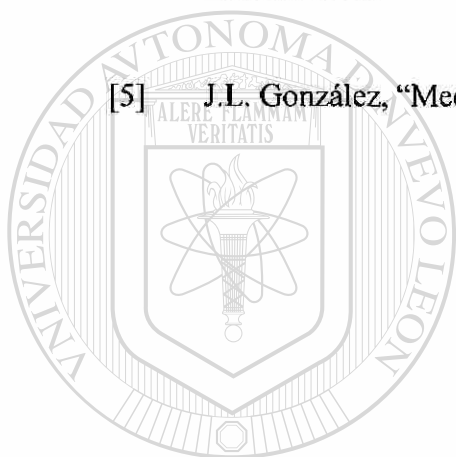
Los esfuerzos térmicos juegan un papel importante en el diseño de componentes a altas temperaturas. Los esfuerzos térmicos se producen cuando se restringe el cambio dimensional, resultante de la variación de la temperatura, en una pieza. Para el caso de una barra fija en sus extremos, los esfuerzos de origen térmico que produce un cambio de temperatura ΔT están dados por:

$$\sigma = \alpha E \Delta T \quad (3.19)$$

En donde α = es el coeficiente lineal de expansión térmica.
E = es el modulo elástico.

Si la falla se produce por una aplicación de esfuerzos de origen térmicos, la condición suele llamarse choque térmico, pero si la falla ocurre por la aplicaciones repetidas de origen térmico, suele utilizarse la expresión de fatiga térmica. En los equipos usados a altas temperaturas frecuentemente se presentan las condiciones necesarias para la falla por fatiga térmica. El acero inoxidable austenítico es particularmente sensible a este fenómeno porque su conductividad térmica es baja y su coeficiente de dilatación muy alto. La tendencia a la fatiga térmica parece relacionada con el parámetro $\sigma_f k / E \alpha$, donde σ_f es la resistencia a la fatiga a la temperatura homóloga y k es la conductividad térmica. Un valor elevado de este parámetro indica buena resistencia a la fatiga térmica [1,2].

- [1] S. Suresh, "Fatigue of Materials", Cambridge University Press Great Britain 1991
- [2] G. Dieter, "Mechanical Metallurgy", McGraw-Hill USA, 1976.
- [3] ASTM Committee on Fatigue Crack Propagation, ASM Handbook, vol. 8: Mechanical Testing, ASM, 1992, pp 376-402.
- [4] L.P. Pook, " The Role of Crack Growth in Metal Fatigue", The Metals Society, London 1983.
- [5] J.L. González, "Mecánica de Fractura", Limusa, México 1998.



UANL

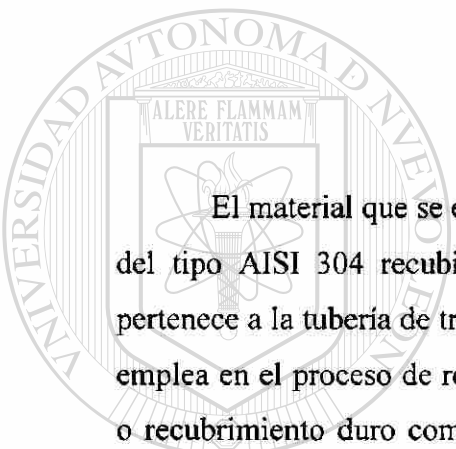
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



CAPITULO 4

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL



El material que se estudia en este trabajo proviene de un tubo de acero inoxidable del tipo AISI 304 recubierto con una aleación resistente al desgaste. Este material pertenece a la tubería de transporte neumático de fierro esponja a alta temperatura que se emplea en el proceso de reducción directa HyL [1,2]. La aleación resistente al desgaste, o recubrimiento duro como también se le conoce, es un hierro blanco con alto cromo depositado por medio de soldadura de arco eléctrico en la superficie interior del tubo de acero inoxidable [1,3,4].

4.1 COMPOSICION QUIMICA DEL MATERIAL.

Antes de proceder a preparar el material para su estudio se investigó en la literatura la composición química del acero inoxidable y del recubrimiento duro. En la Tabla 4.1 se muestran las composiciones químicas nominales del acero inoxidable AISI 304 y en la Tabla 4.2 se muestra la composición de algunos recubrimientos duros usados en un medio abrasivo de desgaste. Cabe mencionar que los recubrimientos duros no tienen una clasificación específica de acuerdo a su composición química, ya que su uso depende generalmente de su microestructura y el nombre de la aleación varía de acuerdo

al fabricante. Sin embargo, el tipo de aleación estudiada es conocida como recubrimiento duro base hierro con alto cromo (Sección 2.4).

La composición química del material compuesto (acero inoxidable y del recubrimiento) estudiado se muestra en la Tabla 4.3. La técnica utilizada para obtener la composición fue por medio de chispa de Leco.

Tabla 4.1 Composición química nominal (% en peso) del acero inoxidable AISI 304 y sus derivaciones [5].

Tipo de acero AISI	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Fe
304	0.08	2.00	1.00	18.0-20.0	8.0-10.5	0.045	0.03	Balance
304H	0.04-0.10	2.00	1.00	18.0-20.0	8.0-10.5	0.045	0.03	Balance
304L	0.03	2.00	1.00	18.0-20.0	8.0-12.0	0.045	0.03	Balance

Tabla 4.2 Composición química (% en peso) de algunos recubrimientos duros [6].

Nombre del recubrimiento duro.	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	B	Fe
ERFeCr-A4	2.6	1.8	1.3	11	-----	1.5	-----	Balance
ERFeCr-A3	3.5	0.9	1.1	29	2.6	-----	0.7	Balance
ERFeCr-A2	4.3	1.7	0.8	28	-----	1.4	-----	Balance

Tabla 4.3 Composición química (% en peso) del acero inoxidable AISI 304 y el recubrimiento resistente al desgaste.

Aleación	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Fe
AISI 304	0.02	1.82	0.31	19.1	8.60	0.02	0.01	Balance
Recubrimiento duro	3.82	2.40	0.81	25.1	3.66	-----	-----	Balance

4.2 PREPARACION DEL MATERIAL A ESTUDIAR.

Antes de preparar las probetas para las pruebas del ciclado térmico (donde se sometieron a fatiga térmica) se realizó metalografía al material para identificar su microestructura y obtención de la microdureza.

4.2.1 Corte de las probetas.

Las probetas para las pruebas del ciclado térmico se tomaron del trozo de un tubo (Figura 4.1). Se obtuvieron un total de cuatro probetas, de las cuales dos se extrajeron de la sección longitudinal (llamadas aquí como muestras 1 y 2) y dos de la sección transversal (llamadas aquí como muestras 3 y 4). En la Figura 4.2 se muestra la geometría y dimensiones de las probetas.

Para el corte del trozo del tubo se utilizó una máquina de corte manual y para el corte de las probetas (1,2,3,4) se utilizó una cortadora de laboratorio de la marca Struers Discotom. Una vez cortadas las probetas se les hicieron dos perforaciones de 0.16 mm (1/16 de pulgada) para introducir dos termopares (Figura 4.2). El uso de los termopares fue para obtener una clara medición de la temperatura durante las pruebas de calentamiento y enfriamiento.

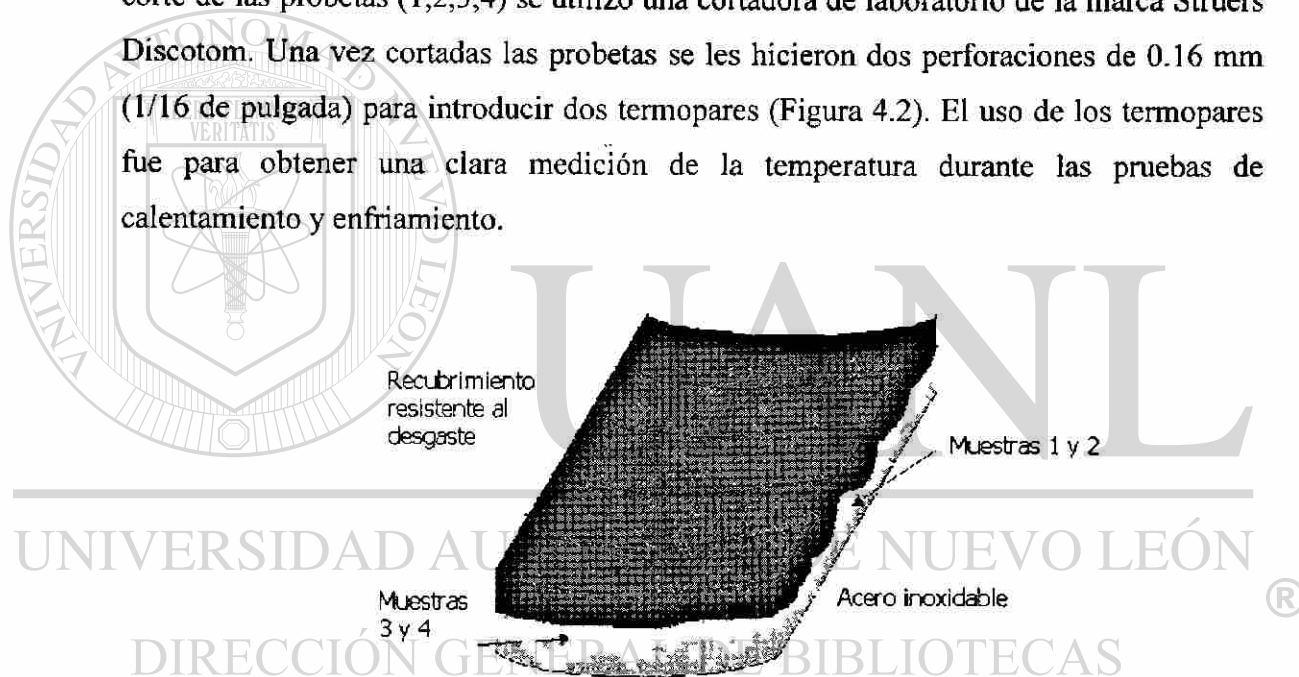


Figura 4.1 Esquema del material a analizar. La zona oscura representa a la aleación resistente al desgaste o recubrimiento duro y la zona clara es el tubo de acero inoxidable.

4.2.2 Preparación metalográfica.

Después de que las cuatro muestras fueron obtenidas por medio de corte se procedió a la preparación metalográfica. Para esta técnica se utilizó la norma ASTM E3. El desbaste de las probetas se realizó con lijas de papel recubiertas con granos de carburo de silicio, la secuencia del desbaste fue de un grano grueso a uno más fino,

utilizándose lijas de 120, 220, 320,500,800 1200 y 2400. Para el pulido de las probetas se utilizaron paños de fibras sintéticas y alúmina como abrasivo (Al_2O_3), tanto en el desbaste como en el pulido se utilizó agua como lubricante.

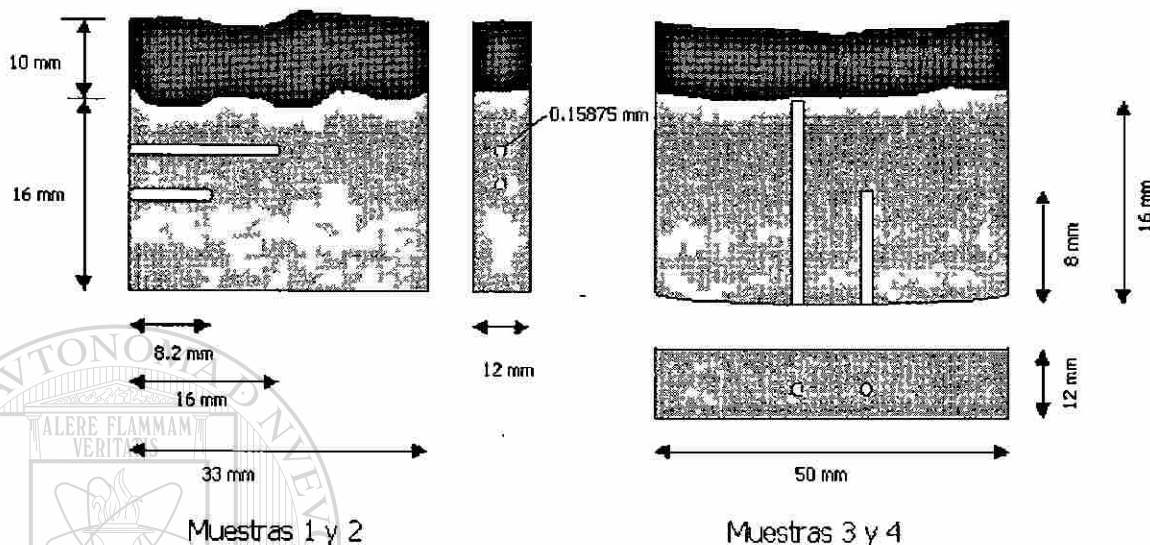


Figura 4.2 Geometría y dimensiones de las probetas longitudinales (1 y 2) y transversales (3 y 4).

Al finalizar la preparación metalográfica las probetas se limpiaban utilizando un equipo de ultrasonido antes y después del ataque químico, esto con la finalidad de eliminar los residuos (generalmente alúmina y óxidos) que se acumulaban en las grietas del recubrimiento duro.

4.2.3 Ataque químico.

Para revelar la microestructura del material se aplicaron dos tipos de ataques químicos, uno fue por inmersión y el otro electroquímico. Estos dos ataques se obtuvieron después de probar un gran número de reactivos. Lamentablemente no se encontró un reactivo que pudiera revelar la microestructura de las dos aleaciones.

El ataque de inmersión se utilizó para revelar la microestructura del recubrimiento duro y la composición de éste es la siguiente [7]:

Acido pícrico	1 g
Acido clorhídrico	5 ml
Alcohol etílico	100 ml

El ataque electroquímico se empleó para revelar la microestructura del acero inoxidable. Este tipo de ataque consiste en un circuito eléctrico integrado por un cátodo (que puede ser un acero inoxidable, en este caso fue un acero resistente a altas temperaturas), un ánodo (la muestra a atacar), los dos sumergidos en un medio electrolítico, en este circuito se varía el voltaje en un período de tiempo hasta ocasionar un efecto de corrosión en el ánodo y con esto revelar su microestructura. Las condiciones del ataque electroquímico son las siguientes [7]:

Medio electrolítico: 10 gramos de ácido oxálico disuelto en agua destilada.

Cátodo: acero inoxidable.

Anodo: muestra a atacar.

Voltaje: de 6 a 9 V.

Tiempo: de 3 a 9 seg.

4.2.4 Determinación de parámetros microestructurales.

Para determinar el tamaño de grano en el acero inoxidable austenítico, se utilizó el método Heyn Intercept [8]. Este método consiste en elaborar una plantilla que contenga tres círculos concéntricos, cada círculo tiene un diámetro de 79.58, 53.05 y 26.53 mm, dando una circunferencia total de 500 mm. La plantilla se coloca sobre la fotografía de la microestructura y se cuentan los granos que son cortados por las circunferencias de los círculos. Posteriormente para determinar el tamaño de grano se utilizan las siguientes ecuaciones:

$$N_L = \frac{N}{L_T M} \quad 4.1$$

donde

N_L es el número de intercepciones por unidad de longitud.

N es el total de los granos interceptados por las tres circunferencias.

L_T es la suma de las tres circunferencias 500 mm.

M es la magnificación en que se hace la medición.

Después se calcula la línea de intercepción media \bar{L}_3

$$\bar{L}_3 = \frac{1}{N_L} \quad 4.2$$

Finalmente se determina el tamaño de grano G , ASTM.

$$G = (-6.6457 \log L_3) - 3.298 \quad 4.3$$

Después de obtener el tamaño de grano ASTM se comparó en una tabla [8] que relacionan el tamaño de grano con el diámetro promedio, área promedio y otras variables. En este trabajo se reporta el diámetro promedio de los granos austeníticos del acero inoxidable obtenido en la zona afectada térmicamente (ocasionada por la deposición del recubrimiento duro por medio de soldadura) y en otra zona que no fue afectada, todo esto con el propósito de comparar la variación en el tamaño de grano.

La fracción volumétrica de los carburos y carburos eutécticos mas matriz del recubrimiento duro se realizó con la ayuda del microscopio óptico y un analizador de imágenes Leica modelo Quantimet 520 se tomaron 20 campos aleatoriamente en cada una de las capas del recubrimiento.

4.3 TRATAMIENTO DE ENVEJECIDO.

Como un caso especial a la Muestra 4 se le aplicó un tratamiento térmico de envejecido, el cual se realizó en un horno mufla de resistencia eléctricas. El calentamiento de la muestra se llevó a cabo a 750 °C durante 168 horas, una semana. La

finalidad de este tratamiento fue la de originar la precipitación de carburos en la microestructura del acero inoxidable [5,9]. Después del tratamiento de envejecido se sometió la probeta al ciclado térmico.

Tabla 4.4 Condiciones a las que se sometieron las probetas durante el ciclado térmico.

Muestra	Sección del tubo	Condición previa al ciclado térmico	Ciclos aplicados en el intervalo de 700-300 °C	Enfriamiento a 300 °C	Análisis metalográfico
1	Longitudinal	Sin tratamiento	40	Aire	A cada 10 ciclos
2	Longitudinal	Sin tratamiento	40	Agua	A cada 10 ciclos
3	Transversal	Sin tratamiento	40	Aire	A cada 20 ciclos
4	Transversal	Envejecida a 750°C por 168 hrs.	40	Aire	A cada 20 ciclos

4.4 CICLADO TERMICO.

El ciclado térmico consistió en el calentamiento y enfriamiento de las cuatro probetas en un intervalo de 700 a 300 °C. El calentamiento se llevó a cabo en un horno tipo mufla de resistencia eléctricas y el enfriamiento se realizó fuera del horno. Cada ciclo consistió en elevar la temperatura de la probeta hasta 700 °C y mantenerla por 5 minutos para después enfriarla fuera del horno hasta 300 °C en aire o en agua. Se aplicaron 40 ciclos a cada probeta.

La medición de la temperatura en cada ciclo se realizó con la ayuda de un sistema compuesto por computadora con una interfase analógica que recibe los datos de temperatura de los termopares incrustados en las probetas [10]. Estos datos se utilizaron para la construcción de gráficas en las que se representa el tiempo empleado en cada ciclo de calentamiento y enfriamiento y las temperaturas.

Las probetas se monitorearon metalográficamente durante el ciclado térmico. La Muestra 1 se enfrió al aire mientras que la Muestra 2 se enfrió en agua; a las Muestras 1 y 2 se les aplicó 40 ciclos térmicos y se les hizo análisis metalográfico al inicio y después de cada 10 ciclos. Las Muestras 3 y 4 se enfriaron al aire y se les hizo análisis

metalográfico al inicio y después de cada 20 ciclos. En la Tabla 4.4 se muestra en resumen las condiciones a las que fueron sometidas las cuatro muestras durante el procedimiento experimental.

4.5 MICROSCOPIA OPTICA Y ELECTRONICA DE BARRIDO.

Para el análisis metalográfico se utilizó un microscopio óptico de la marca Nikon, EPIPHOT-TME de platina invertida. Las muestras fueron observadas y fotografiadas durante la etapa de ciclado térmico con el fin de observar el avance de las grietas presentes en el material.

Dentro del análisis metalográfico también se utilizó un microscopio electrónico de barrido (SEM) de la marca Leo, Leica S440, aquí se obtuvieron imágenes a mayores magnificaciones.

4.6 ENSAYO DE MICRODUREZA.

El ensayo de microdureza se realizó antes y después del ciclado térmico en las probetas preparadas metalográficamente. Este ensayo se realizó según el estándar ASTM E 92 [11]. Las indentaciones se realizaron en el acero inoxidable cerca de la interfase y hasta una profundidad aproximada de 2.5 mm.

Para esta prueba se utilizó un microdurómetro de la marca Shimatzu empleado para obtener microdurezas en la escala Vickers y Knoop. La escala que se escogió en este trabajo fue la Vickers y las condiciones del ensayo fueron de una carga de 200 gramos en un tiempo de 10 segundos para cada indentación. Las indentaciones del microdurómetro realizadas en el material se midieron en un analizador de imágenes modelo Q520.

- [1] D. Martinez, "*Desgaste en Recubrimientos duros en el Transporte Neumático de Hierro de Reducción Directa*", Tesis de Doctorado, Universidad Autónoma de Nuevo León, México, 1999.
- [2] V. Trejo, "*Desgaste del Acero AISI 304 en el Transporte Neumático de Fierro Esponja*", Tesis de Doctorado, Universidad Autónoma de Nuevo León, México 1999.
- [3] Triten Corporation, "*A Handbook for The Evaluation and Selection of Hardfaced Plate*", USA 1993.
- [4] J.R. Davis, ASM Handbook, Vol 6: Welding Brazing and Soldering ASM, 1990, 789.
- [5] S.D. Washko y G. Aggen, Metals Handbook, 10th Ed. Vol 1 Properties and Selection: Irons Steels and High Performance Alloys, ASM, 1990, 841.
- [6] P. Crook and H.N. Farmer, ASM Handbook Vol 18: Friction, Lubrication and Wear Technology, ASM, 1992, 759.
-
- [7] G.F. Vandert, H.M. James, ASM Handbook vol. 9: Metallography and Microstructures, ASM, 1992, pp 279-296.
- [8] Practical Applications of Quantitative Metallography. McCall/Steele, editors, ASTM STP 839. Julio 1984.
- [9] J.P. Vazquez, "Estudio de la Precipitación de Carburos en el Acero Inoxidable AISI 304 en enfriamiento continuo", Tesis de Maestría Universidad Autónoma de Nuevo León, México 1996.

- [10] E. Velasco, J. Talamantes, S. Cano, S. Valtierra, J.F. Mojica y R. Colás, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 30B, 773 (1999).
- [11] *Standart Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials*, ASTM E-92-82 Philadelphia 1987.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CAPITULO 5

RESULTADOS Y DISCUSION

5.1 CARACTERIZACION DEL RECUBRIMIENTO DURO Y EL ACERO INOXIDABLE.

El material que se estudia en este trabajo está compuesto por dos tipos de aleaciones con características y propiedades muy diferentes, por lo que éstas se describirán por separado.

5.1.1 Análisis metalográfico del recubrimiento duro.

Las Figuras 5.1(a y b) muestran la microestructura correspondiente a un hierro blanco con alto cromo del recubrimiento duro. En ambas figuras se observa una estructura hipereutéctica que consta de una fase dura, un eutéctico y la matriz austenítica γ . La fase dura son carburos ricos en cromo, originados desde la solidificación de la aleación, generalmente éstos son de geometría hexagonal y se les denomina carburos primarios. En la caracterización de este tipo de aleaciones se ha encontrado que los carburos primarios son del tipo $(Fe, Cr, Mn, etc.)_7C_3$ o M_7C_3 y su dureza oscila entre 1200 a 1800 HV. El eutéctico es una mezcla de la fase austenítica γ y carburos del tipo M_7C_3 [1-5]. Las Figuras 5.2(a y b) muestran micrografías obtenidas en el microscopio electrónico de barrido (SEM), en la que se pueden ver claramente los carburos primarios (forma hexagonal), el eutéctico (formas aciculares) y la matriz austenítica y (zona oscura).

El recubrimiento duro se aplicó en dos capas dentro del tubo. Las Figuras 5.1a y 5.2a muestran la microestructura de la primer capa, la cual está adherida al acero inoxidable. Las Figuras 5.1b y 5.2b corresponden a la microestructura de la segunda capa. El propósito de realizar la deposición del recubrimiento de esta manera es para evitar la dilución del acero inoxidable en la capa que va a estar sujeta al desgaste (segunda capa). Aunque también se pretende que haya una buena unión entre el acero inoxidable y el recubrimiento. Cabe mencionar que la composición química de ambas capas no es la misma, esto no quiere decir que sean aleaciones diferentes ya que corresponden a un hierro blanco con alto cromo, sólo que el porcentaje de cromo y carbono es mayor en la segunda capa (en la Tabla 4.3 se presentó la composición química de la segunda capa). La variación de estos elementos de aleación trae como consecuencia cambios en la microestructura de la aleación. La segunda capa presenta un mayor porcentaje de carburos primarios comparada con la primera, y en ésta el porcentaje de eutéctico es mayor que en la segunda tal y como se puede ver claramente en la Figura 5.2(a y b).

La Tabla 5.1 presenta la microdureza Vickers (HV) de los carburos primarios, matriz mas eutéctico y el porcentaje en área de ambos parámetros microestructurales. Como se reporta la microdureza en general (carburos primarios y matriz mas eutéctico) de la segunda capa es mayor que en la primera, así como también el porcentaje en área de carburos primarios. Esto es debido a que la segunda capa es la que va a estar sujeta al desgaste y, por lo tanto, la dureza y el porcentaje de carburos son dos factores de suma importancia para su buena resistencia.

Tabla 5.1 Microdureza Vickers y porcentaje en área de los parámetros microestructurales del recubrimiento duro.

Recubrimiento duro	Dureza Vickers (HV)		% de área total	
	Carburo Primario	Matriz mas eutéctico	Carburo Primario	Matriz mas eutéctico
Primer Capa	1050	543	12.73	87.27
Segunda capa	1289	568	34.80	65.2

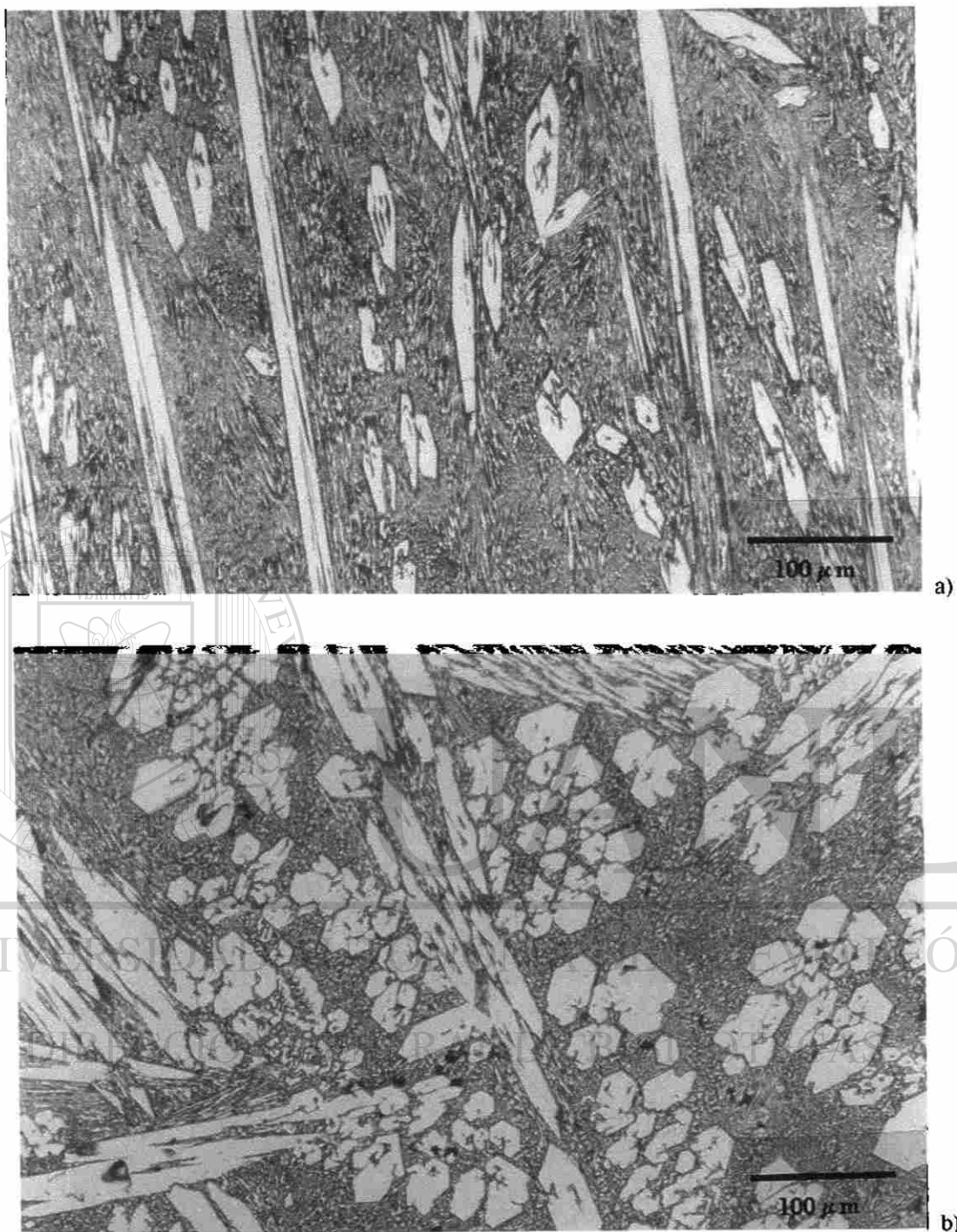


Figura 5.1 Imágenes obtenidas en el microscopio óptico a) microestructura de la primer capa del recubrimiento duro, b) microestructura de la segunda capa. En ambas microestructuras se observan carburos del tipo M_7C_3 de geometría hexagonal, el eutéctico y la matriz austenítica γ . El ataque químico utilizado fue una solución de 5 ml HCl, 1 g. ácido pícrico y 100 ml de alcohol etílico.

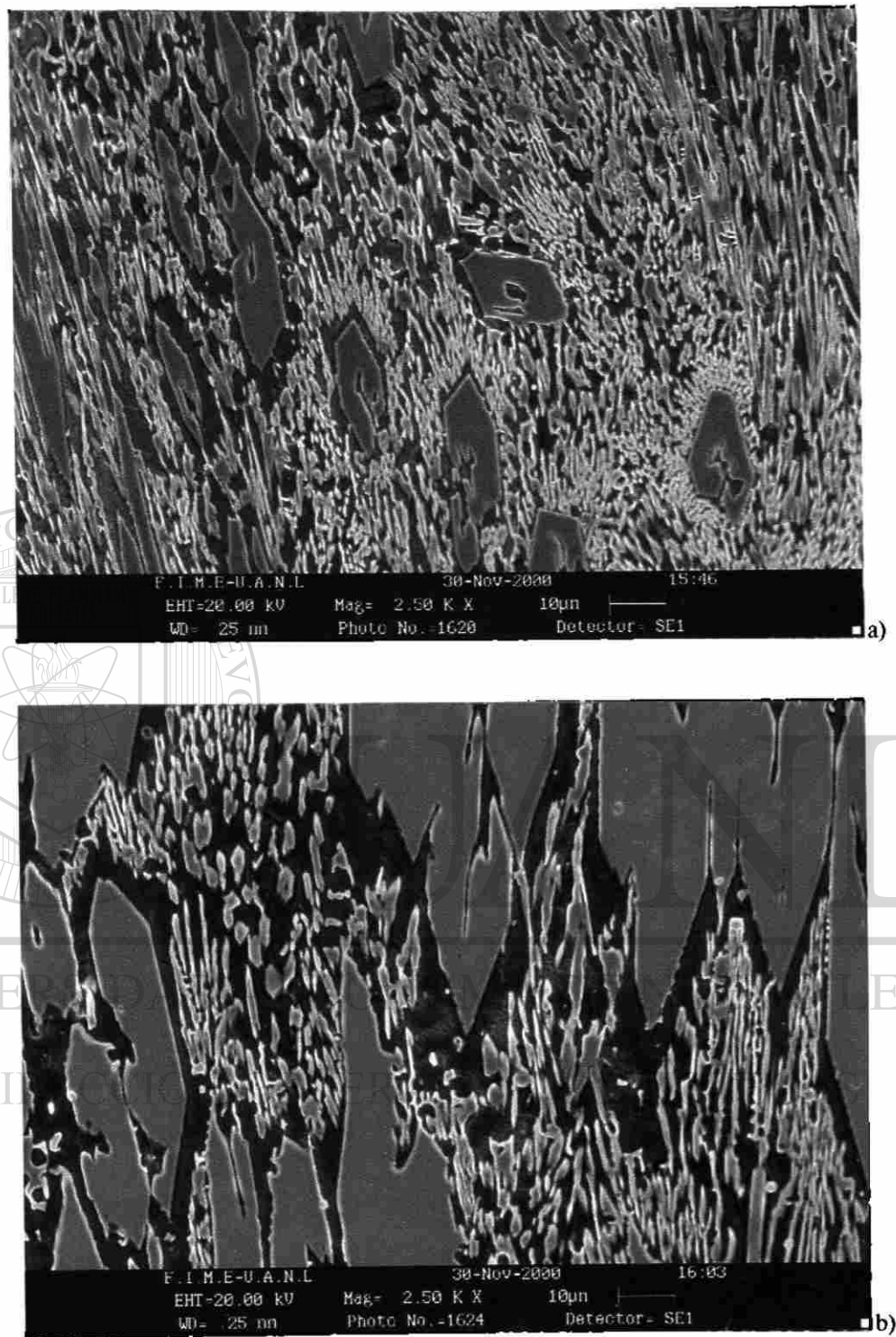


Figura 5.2 Imágenes obtenidas en el microscopio electrónico de barrido (SEM); a) microestructura de la primer capa del recubrimiento duro, b) microestructura de la segunda capa. El ataque químico utilizado fue una solución de 5 ml HCl, 1 g. ácido pícrico y 100 ml de alcohol etílico.

5.1.2 Análisis metalográfico del acero inoxidable.

De acuerdo a la composición química nominal del acero inoxidable encontrada en la literatura (Tabla 4.1) [6] y de la composición obtenida del material estudiado aquí (Tabla 4.3) se trata de un acero inoxidable AISI del tipo 304L bajo carbono, el cual presenta una microestructura austenítica. Durante la preparación metalográfica fue difícil revelar su microestructura debido a que la mayoría de estos aceros se someten a un tratamiento de disolución de carburos (tratamiento de recocido por solución) el cual se aplica para que la microestructura del acero presente una mejor resistencia a la corrosión intergranular [6,7].

La Figura 5.3 muestra la microestructura del acero inoxidable en condiciones de recocido, la microestructura de este acero está compuesta de una sola fase austenítica, las manchas oscuras que se observan en la microestructura del acero son impurezas, que por su forma parecen ser sulfuros [8-10]. También se pueden observar algunos granos de superficie áspera lo cual pudiera ser martensita originada por la deformación a la que se somete el acero inoxidable cuando es trabajado o bien durante la preparación metalográfica de la muestra [11].

El propósito de utilizar el acero inoxidable AISI tipo 304L es el de evitar la precipitación de carburos en el acero inoxidable durante la aplicación del recubrimiento duro [6-8].

5.1.3 Análisis metalográfico de la unión entre el acero inoxidable y el recubrimiento.

Durante la aplicación del recubrimiento duro la superficie interior del tubo de acero inoxidable se funde y, al solidificar, se transforma en una microestructura diferente a la original. La microestructura de esta zona está compuesta de austenita (γ) y ferrita delta (δ) y es típica en un acero inoxidable austenítico depositado por medio de soldadura [8,9,12]. En la Figura 5.4 se muestra la zona de unión del recubrimiento duro

(zona oscura) con el acero inoxidable (zona clara). En este trabajo se le llamará zona de interfase, la cual tiene un espesor de 60 a 120 μm con una microdureza que oscila de 250 a 320 HV.

Además de la superficie que es fundida en el acero inoxidable, se origina una zona afectada térmicamente (ZAT) ocasionada por los severos ciclos térmicos durante el proceso de deposición del recubrimiento duro por medio de soldadura. Esto produce cambios en la microestructura y propiedades de esta zona. Uno de estos cambios es el crecimiento del grano en la ZAT, comparado con el resto del tubo. Para comprobar este cambio en la Tabla 5.2 se presenta el diámetro promedio del grano obtenido en la zona afectada térmicamente (en la parte más cercana a la interfase del compuesto) y en una zona más alejada de la interfase así como también el valor de microdureza obtenido en dichas zonas.

Como se puede ver claramente en la Tabla 5.2 el diámetro promedio del grano es mayor en la zona afectada térmicamente y se podrá apreciar con mayor detalle en una muestra envejecida. Por otro lado la microdureza Vickers (HV) en ambas zonas no presenta mucha diferencia.

Tabla 5.2 Tamaño de grano y variación de la dureza.

Acero inoxidable AISI 304	Diámetro promedio del grano en μm	Microdureza Vickers (Hv)
Zona afectada térmicamente por la deposición del recubrimiento.	125	210
Centro del espesor del tubo	65	204

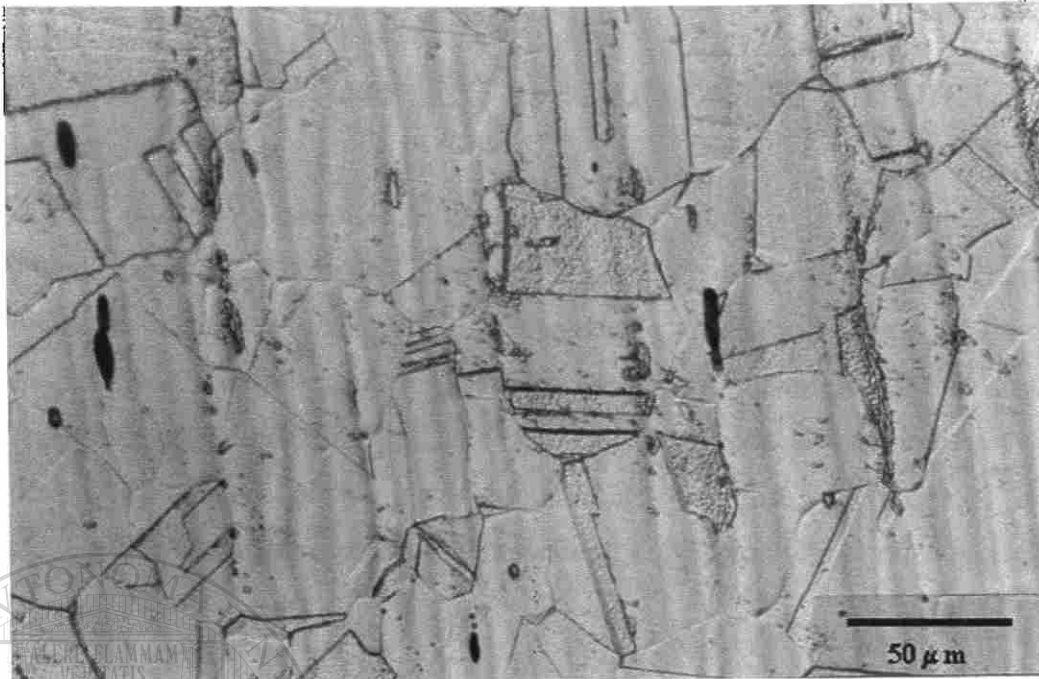


Figura 5.3 Acero inoxidable AISI 304, en esta fotografía se aprecia una microestructura austenítica, en condición de recocido. Ataque electroquímico utilizando como electrolito ácido oxálico y 100 ml de H₂O, las condiciones fueron 10 V con un tiempo de 15 segundos.

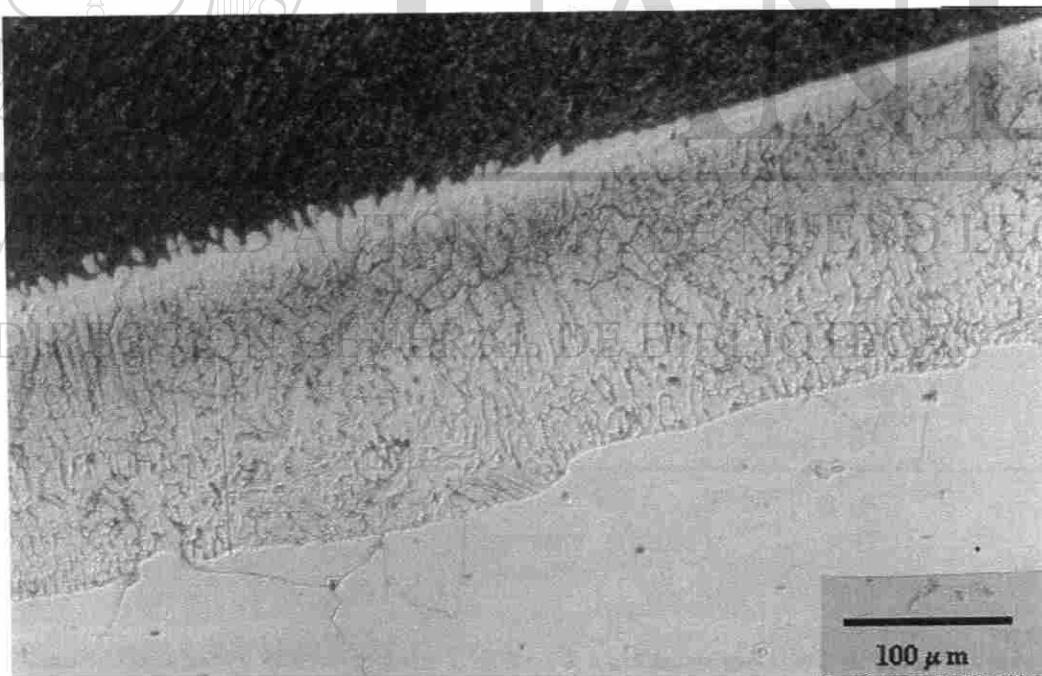


Figura 5.4 Zona de unión o interfase del acero inoxidable (área clara) y el recubrimiento duro (área oscura). Ataque electroquímico utilizando como electrolito 10 g. de ácido oxálico y 100 ml de H₂O, las condiciones fueron 6 V con un tiempo de 10 segundos.

5.2 TRATAMIENTO DE ENVEJECIDO EN UNA MUESTRA.

En esta investigación una de las probetas (Muestra 4) fue sometida a un calentamiento de 750 °C por 168 horas, con el propósito de provocar la precipitación de carburos en la microestructura del acero inoxidable, principalmente en los límites de grano. La Figura 5.5 presenta la gráfica del tratamiento de envejecido de dicha muestra. El registro de la temperatura se realizó en periodos de tiempos de 4 a 6 horas por día, los cuales se representan con las líneas continuas en la gráfica, mientras que la línea punteada fue trazada para señalar la temperatura y el tiempo total en que se realizó el tratamiento de envejecido.

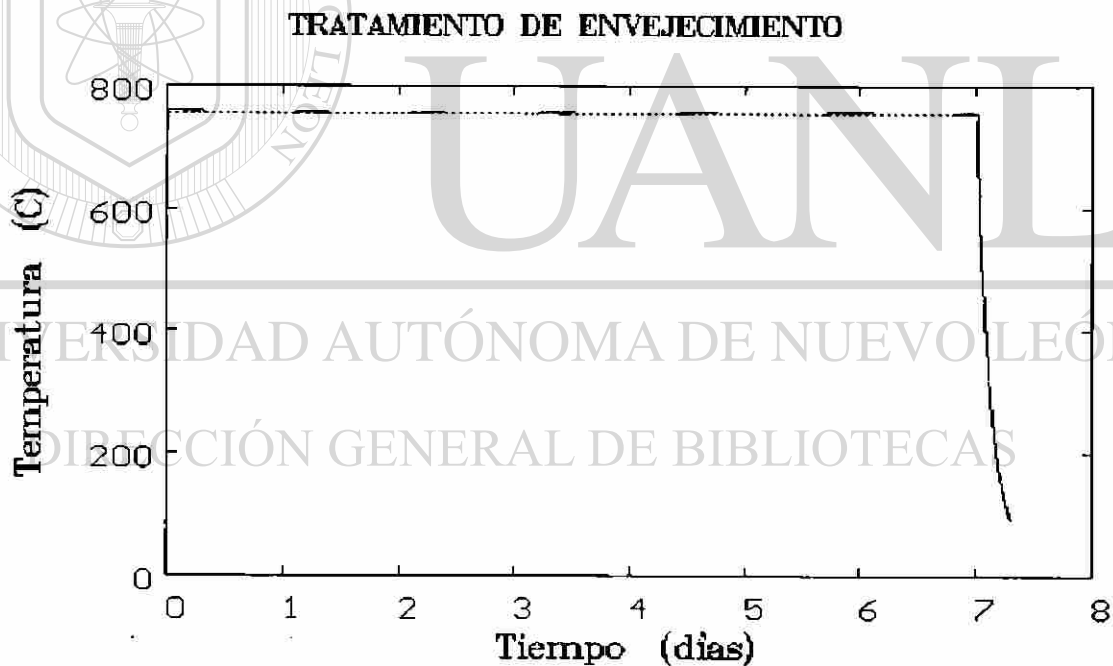


Figura 5.5 Tratamiento de envejecido de la muestra 4, a una temperatura de 750 °C por 168 horas.

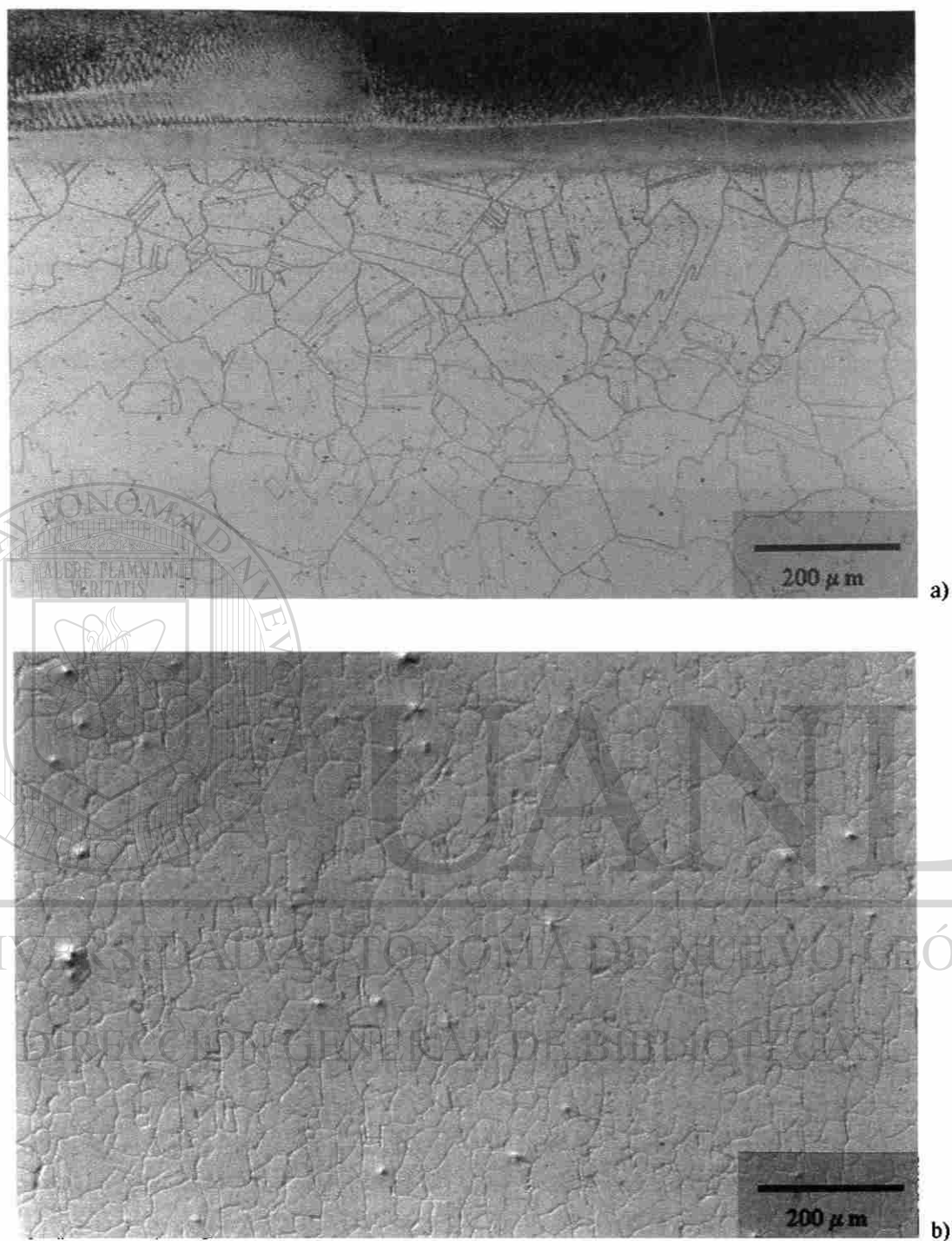


Figura 5.6 Acero inoxidable después de 168 horas a una temperatura de 750 °C. a) microestructura cercana a la unión, b) microestructura tomada a mayor distancia de la unión del compuesto. Ataque electroquímico utilizando como electrolito 10 g. de ácido oxálico y 100 ml de H₂O, las condiciones fueron 6 V con un tiempo de 10 segundos.

En las Figuras 5.6 (a y b) se presenta la microestructura del acero inoxidable en condición de envejecido, éstas fueron tomadas a la misma magnificación para comparar el tamaño de grano. La Figura 5.6a corresponde a la zona cercana a la unión del recubrimiento y el acero inoxidable, mientras que la Figura 5.6b corresponde a una zona más alejada. En ambas figuras se puede apreciar claramente los granos austeníticos debido a que las fronteras de granos se empobrecieron de cromo y con esto disminuyó su resistencia al ataque metalográfico. Es importante resaltar que a pesar de la diferencia existente en el tamaño de grano en dichas zonas la microdureza del acero inoxidable se mantuvo sin variación significativa.

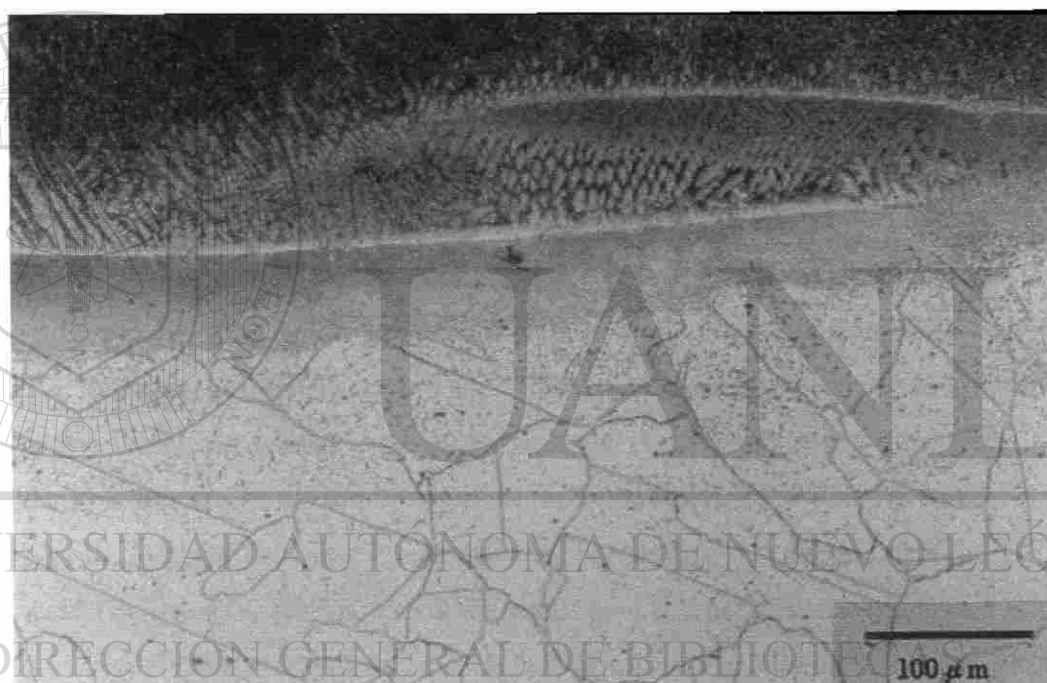


Figura 5.7 Carburos precipitados cerca de la unión del acero inoxidable y el recubrimiento duro después de 168 horas a una temperatura de 750 °C. Los carburos se observan como una forma de escarcha fina en los granos austeníticos. Ataque electroquímico utilizando como electrolito 10 g. de ácido oxálico y 100 ml de H₂O, las condiciones fueron 6 V con un tiempo de 10 segundos.

Ya se había mencionado que durante la deposición del recubrimiento duro en el acero inoxidable no se pudo observar la presencia de carburos cerca de la interfase, debido al bajo contenido de carbono, en la muestra envejecida si se presenta la precipitación de carburos principalmente cerca de la interfase del compuesto, tal como

se aprecia en la Figura 5.7. Los carburos de cromo de la forma $M_{23}C_6$ [6-9], precipitados en el acero inoxidable, se presentan en una forma de escarcha fina en los granos austeníticos localizados abajo de la interfase. En estas imágenes no se observan carburos de cromo precipitados en las fronteras de grano esto como consecuencia del bajo contenido de carbono en la aleación.

5.3 CICLOS TERMICOS.

Los ciclos térmicos consistieron de un calentamiento a 700 °C durante 5 minutos y después un enfriamiento hasta 300 °C. El enfriamiento se aplicó de dos formas; tres probetas se enfriaron al aire (fuera del horno) y una en agua. El enfriamiento en ambas condiciones fue hasta 300 °C. Las cuatro probetas fueron sometidas a 40 ciclos térmicos.

Los 40 ciclos térmicos aplicados en las Muestras 1 y 2 se dividieron en cuatro etapas de 10 ciclos cada una. En las Figuras 5.8 y 5.9 se presenta el tipo de gráfica generada con las lecturas de temperatura de los primeros 10 ciclos térmicos para la probeta enfriada al aire (muestra 1), y la probeta enfriada en agua (muestra 2) respectivamente. En ambas figuras se observa el intervalo de temperaturas (línea punteada) empleado en el ciclado térmico. En la gráfica de la Figura 5.9 se observa que la Muestra 2 se enfrió a una temperatura menor de 300 °C, lo que se debe a que la extracción de calor fue demasiado rápida como para detener el enfriamiento a 300 °C. A pesar de esto el tiempo empleado en el ciclado térmico de la Muestra 2 fue menor que en la Muestra 1 ya que durante el ciclado térmico el enfriamiento en cada ciclo no consumía mucho tiempo.

Las Muestras 3 y 4 se sometieron al ciclado térmico simultáneamente. Ya que el enfriamiento aplicado fue el mismo. En esta ocasión los 40 ciclos térmicos se dividieron en dos etapas de 20 ciclos cada una. Con las lecturas obtenidas del termopar colocado en la parte central de la probeta 3 se realizó la gráfica de la Figura 5.10 en donde se presentan los primeros 20 ciclos térmicos de las probetas. En esta gráfica se observa el intervalo de temperaturas de 700 –300 °C (líneas punteadas) empleado en el ciclado

térmico. La gráfica obtenida en la segunda etapa del ciclado térmico de estas probetas fue similar a la de la Figura 5.10.

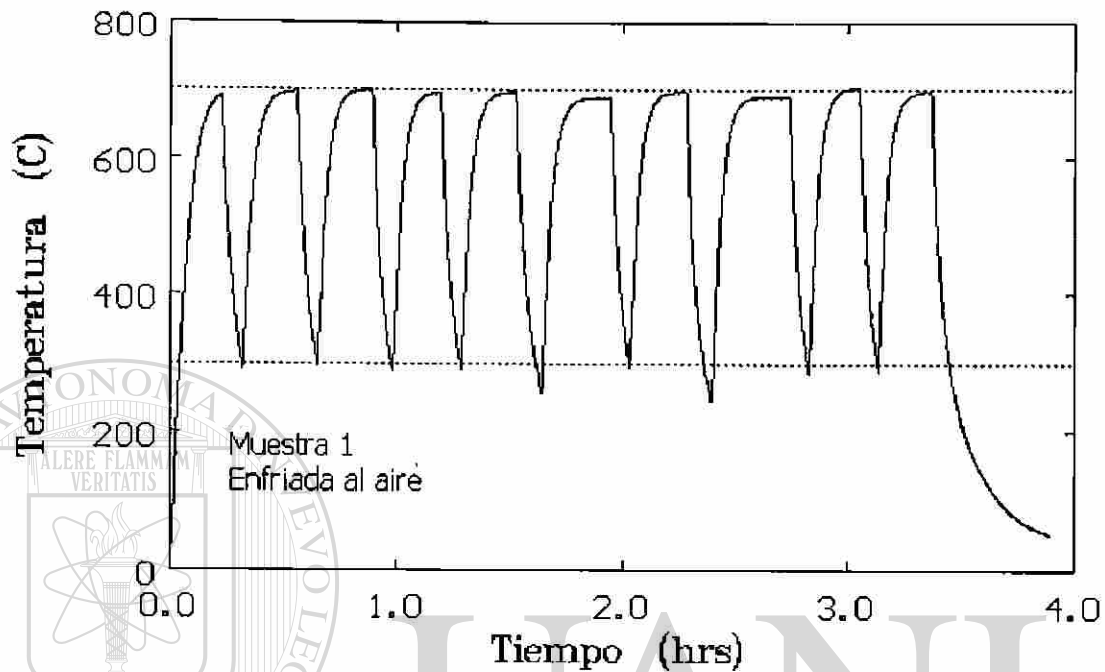


Figura 5.8 Gráfica de los ciclos térmicos de la muestra 1, la cual fue calentada a 700 °C y enfriada a 300 °C en aire.

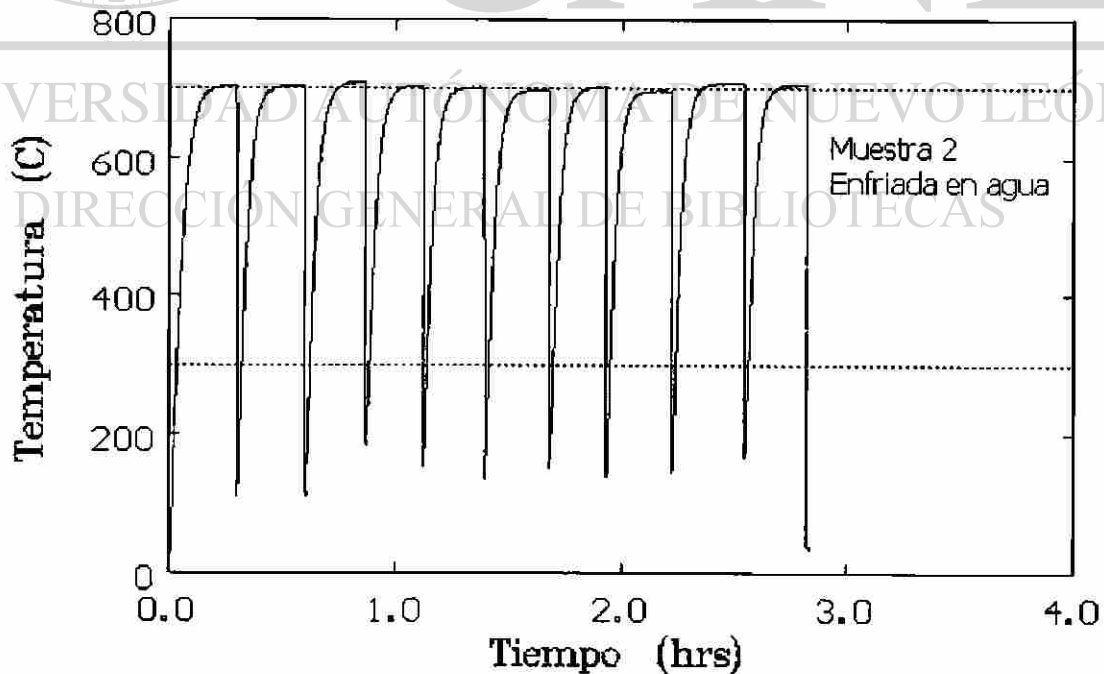


Figura 5.9 Gráfica de los ciclos térmicos de la muestra 2, la cual fue calentada a 700 °C y enfriada a 300 °C en agua.

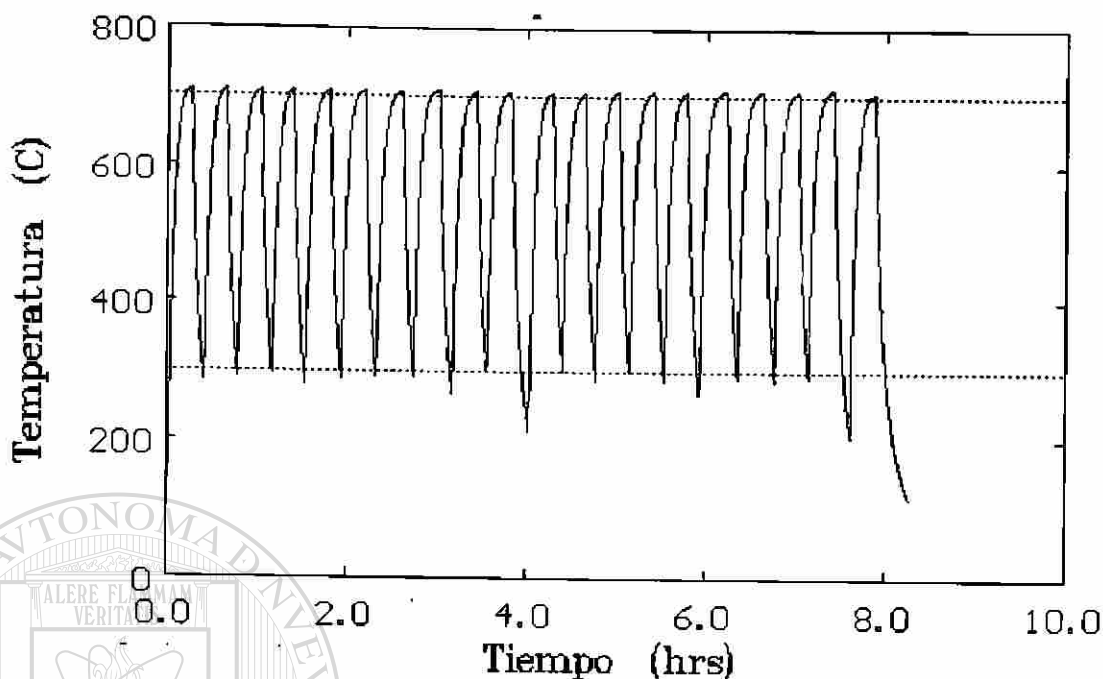


Figura 5.10 Gráfica del ciclado térmico de las Muestras 3 y 4, las cuales fueron calentadas a 700 °C y enfriadas a 300 °C en aire.

5.4 ANALISIS VISUAL DE LAS PROBETAS.

En la Figura 5.11 se presenta la Muestra 4 transversal, en la cual se aprecia una grieta. Esta fotografía se obtuvo en un estereoscopio y las condiciones en las que se encuentra la probeta son después de haberse sometido a 40 ciclos térmicos. En esta figura se puede ver con mayor claridad el origen de las grietas las cuales se da en la superficie del recubrimiento o diámetro interno del tubo y atraviesan las dos capas del recubrimiento, deteniéndose en el acero inoxidable. En las probetas transversales las grietas llegan a penetrar un poco al acero inoxidable, mientras que en las probetas longitudinales se detienen justo en la zona de unión del acero inoxidable y recubrimiento duro.

Estas grietas son favorecidas por los esfuerzos térmicos que se presentan durante el enfriamiento del recubrimiento duro después haberse aplicado por soldadura de arco eléctrico dentro del tubo de transporte neumático.

La inspección visual de las probetas puso en evidencia que, aparte de las grietas, se presenta la separación entre las capas del recubrimiento duro después de aplicar los ciclos térmicos a las probetas. En la Figura 5.12 se presenta la Muestra 3 en donde aparece una grieta que se origina entre las dos capas del recubrimiento, en una de sus orillas. Cabe mencionar que este efecto no es exclusivo de las orillas sino que también se presenta hacia el centro del recubrimiento, como es el caso de la Muestra 2 que fue enfriada en agua. Para mostrar este efecto fue necesario observar la microestructura de la Muestra 2 a mayores magnificaciones. En la Figura A6 del Apéndice, se observa la fractura que se origina entre las capas del recubrimiento en la parte central, esta imagen fue obtenida después de que la muestra se sometió a 40 ciclos térmicos. Por otro lado, las probetas enfriadas al aire no presentan grietas entre las capas del recubrimiento en la parte central.



Figura 5.11 Muestra 3 después de 40 ciclos. En esta imagen se observa una grieta en la dirección transversal del tubo, originada por el proceso de soldadura en la aplicación del recubrimiento .



Figura 5.12 Muestra 4 después de 40 ciclos térmicos. En la parte izquierda de la imagen se señala con una flecha la grieta que se genera entre las capas del recubrimiento duro.

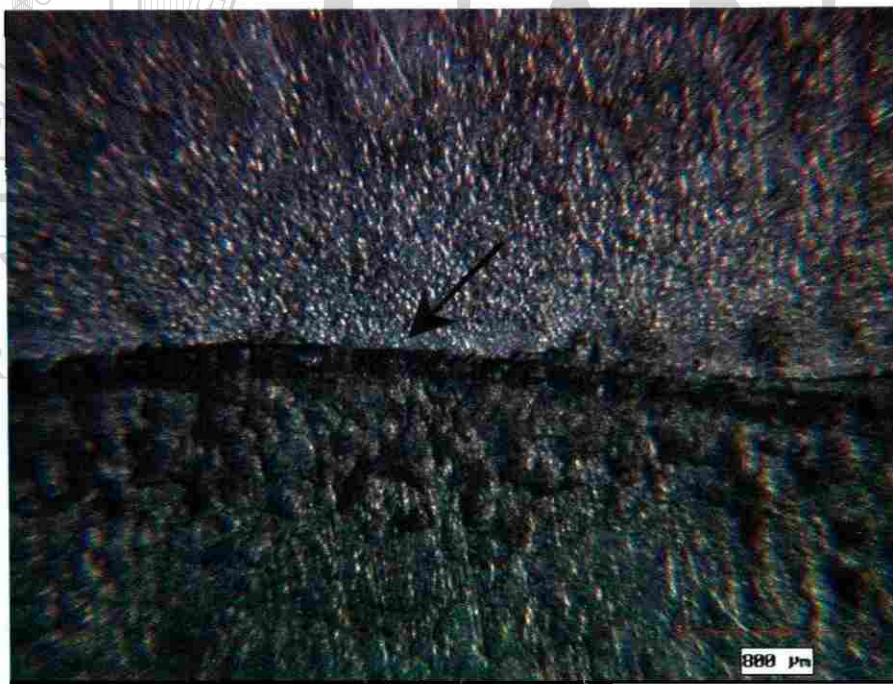


Figura 5.13 Muestra 4 después de 40 ciclos térmicos. La flecha indica la línea de óxido generada en la interfase que hay entre el acero inoxidable y el recubrimiento duro.

La interfase o la zona del acero inoxidable que se fundió durante la aplicación del recubrimiento presenta una muy baja resistencia a la oxidación como se puede ver en la Figura 5.13, después del ciclado térmico y preparación metalográfica esta zona da un efecto de separación entre el acero inoxidable y el recubrimiento, debido a que, como la mayor parte de la interfase se ha oxidado durante el ciclado térmico ésta se rompe y deja un hueco entre los dos metales.

5.5 ANALISIS METALOGRAFICO DE LAS PROBETAS.

Las Figuras 5.14 a y b presentan una de las grietas de la Muestra 1, la cual fue sometida a 40 ciclos y enfriada al aire. La microestructura de la Figura 5.14a fue tomada a 10 ciclos térmicos, mientras que la Figura 5.14b se tomó en la etapa final del experimento, 40 ciclos, las dos fotografías se tomaron a la mismas magnificaciones con el fin de comparar los cambios que se presentan en la microestructura. Es evidente que en ambas figuras no se observa la penetración de la grieta hacia el acero inoxidable. Sin embargo se pueden apreciar algunos cambios, como es la apertura de las superficies de grietas que es mayor en la Figura 5.14b debido a la expansión y contracción durante los ciclos térmicos.

Las Figuras 5.15 a y b presentan la microestructura de la Muestra 2, a la que se le aplicó 40 ciclos térmicos y se enfrió en agua. Las condiciones a las que estuvo sujeta esta probeta fueron las más severas, ya que el tipo de enfriamiento a la que fue sometida no se presenta durante la operación del equipo de en el transporte neumático. En el análisis metalográfico se puede observar que la grieta del recubrimiento penetra al acero inoxidable después de ser sometida a 10 ciclos (Figura 5.15a) y a 40 ciclos (Figura 5.15b) la grieta no sigue su orientación vertical sino que cambia su dirección hacia uno de sus lados. Adicionalmente se aprecia la precipitación de carburos en la zona de la interfase.

Los esfuerzos térmicos provocados en las muestras durante el calentamiento y enfriamiento son debidos a la expansión y contracción respectivamente. La expansión

provoca que las superficies de grietas del recubrimiento se junten, evitando la posible propagación de la grieta. Al momento de ser enfriadas se presenta la contracción provocando que las superficies de grieta del recubrimiento se separen y, en el caso de la probeta enfriada en agua, esta apertura es muy rápida, dando como resultado la generación de nuevas superficies de grietas en el acero inoxidable. Por lo cual se puede decir que de los esfuerzos térmicos (expansión, contracción) el que más influye para la propagación de las grietas es el de contracción, ya que actúa como si la probeta estuviera sujeta a tensión.

En la Muestra 1 longitudinal (Figuras 5.14 a y b) el acero inoxidable opone resistencia a la propagación de la grietas debido su buena tenacidad a la fractura característica de un material dúctil. Pero esto no quiere decir que las grietas del recubrimiento nunca vayan a penetrar en el acero inoxidable. En la Figura A4 del Apéndice se presenta la punta de una grieta localizada en la interfase de la Muestra 1, después de someterse a 20 ciclos térmicos. Alrededor de la punta de la grieta se observan líneas de deformación plástica que pueden ser condiciones aptas para la propagación de la grieta si se aplicará un mayor número de ciclos térmicos a la muestra.

En la Muestra 2 longitudinal (Figuras 5.15 a y b) se observa que el acero inoxidable no opone resistencia a la propagación de las grietas permitiendo que éstas penetren en él, pero también se observa que después de aplicar los 40 ciclos térmicos la grieta de mayor tamaño en la Figura 5.15b toma una dirección paralela a la interfase lo mismo pasa en las Figuras A8 y A9 del apéndice en donde las puntas de las grietas presentes en el acero inoxidable tienden a propagarse por la zona de la interfase. Esto se debe a dos cosas; la primera que la tenacidad a la fractura del acero inoxidable impide que las grietas sigan una propagación vertical o bien que la puntas de las grietas se dirigen a lo largo de la interfase debido a que es una zona frágil con baja tenacidad a la fractura. Por otro lado las microestructuras de las Figuras A8 y A9 también presentan líneas de deformación plástica en las puntas de las grietas. En la Figura A9 la punta de la grieta se encuentra dentro de un grano de la microestructura lo cual pareciera tener una propagación transgranular como consecuencia del rápido enfriamiento.

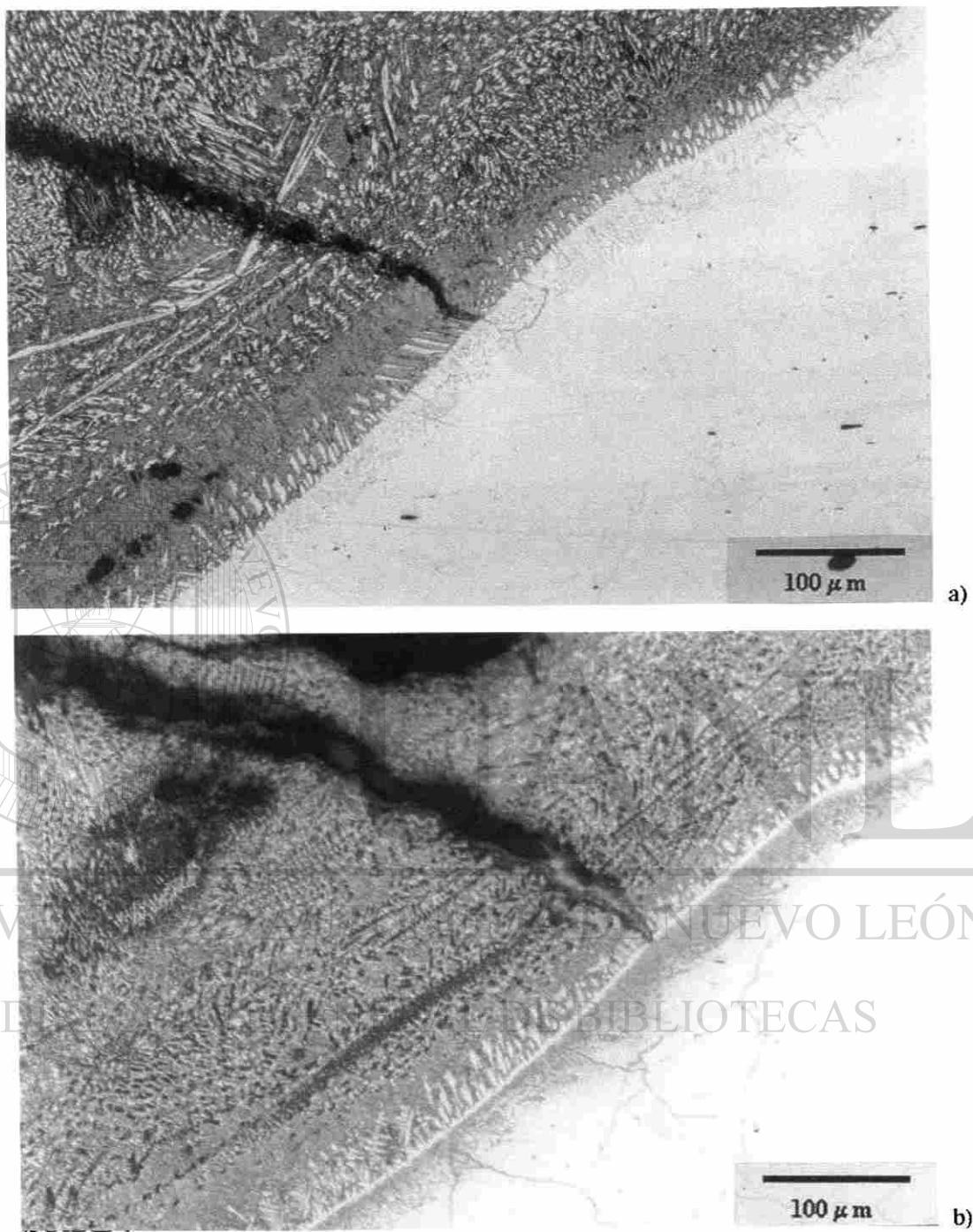


Figura 5.14 Muestra 1 enfriada en aire sometida a) 10 ciclos, b) 40 ciclos. Ataque electroquímico utilizando como electrolito 10 g de ácido oxálico y 100 ml de H_2O , las condiciones fueron 6 V con un tiempo de 10 segundos.



Figura 5.15 Muestra 2 enfriada en agua sometida a) 10 ciclos, b) 40 ciclos. Ataque electroquímico utilizando como electrolito 10 g de ácido oxálico y 100 ml de H_2O , las condiciones fueron 6 V con un tiempo de 10 segundos.

Durante el ciclado térmico de las muestras longitudinales 1 y 2 se generaron grietas en el recubrimiento duro. En las Figuras A1, A2 y A3 (Apéndice) pertenecientes a la muestra 1 se observa como las grietas se propagaron a través de la matriz y los carburos. La alta fragilidad de los carburos permite la fácil propagación de las grietas en el recubrimiento duro, como es el caso de la Figura A1, en donde a 20 ciclos térmicos la grieta empieza a fracturar el carburo primario como consecuencia de la deformación existente en la punta de la grieta, después de 40 ciclos la grieta ha fragmentado al carburo primario, aumentando así las superficies de grietas, ésto se puede ver claramente en la Figura A2. Mientras que en la Figura A3 se observa como la grieta se origina en los carburos primarios y tiene una rápida propagación debido a la alta fragilidad del recubrimiento duro.

En la Muestra 2 se originaron una mayor cantidad de grietas dentro del recubrimiento duro algunas de estas llegaron a propagarse a la interfase del compuesto y otras más adentro de esta zona. La Figuras A5 muestra una grieta proveniente del recubrimiento duro que después de 40 ciclos térmicos ha penetrado en el acero inoxidable y al parecer con una propagación intergranular o a través de las fronteras de grano. La Figura A7 pertenece a la microestructura de la Muestra 2 en donde se observa un poro en el recubrimiento originado por el proceso de deposición por medio de soldadura, después de los 40 ciclos térmicos en este poro se generan grietas que llegan a penetrar en el acero inoxidable.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Las Figuras 5.16 a y b que corresponden a la microestructura de la Muestra 3 la cual fue obtenida de la sección transversal. La Figura 5.16a corresponde a las condiciones iniciales de la probeta, la grieta que aparece en la microestructura de esta muestra no llega a penetrar al acero inoxidable, sin embargo otras grietas de esta probeta si lo hacen, como ya se mencionó se debe a los altos esfuerzos térmicos que se presentan en el tubo durante y después del proceso de deposición del recubrimiento por medio de soldadura. La Figura 5.16b es la misma muestra después de 40 ciclos térmicos y enfriada en aire. Como se ve en la microestructura la grieta sufre cambios ya que al principio tenía una dirección vertical y después del ciclado térmico cambia su dirección. Esto pasa

porque la alta tenacidad del metal base no permite que la grieta penetre en el, haciendo que la punta se desplace hacia una zona menos dúctil.

En la Figura A11 del apéndice se presenta una fotografía tomada a la Muestra 3 después de haberse sometido a 40 ciclos térmicos. En esta probeta se observa la punta de una grieta con forma aguzada que se detiene en un grano austenítico en lo que pareciera ser que tiene un avance transgranular. Cabe mencionar que la grieta no penetra en el acero inoxidable durante el ciclado térmico, sino que se origina desde el proceso de soldadura.

Las Figuras 5.17 a y b corresponden a la Muestra 4 la cual fue sometida al tratamiento de envejecido. En la Figura 5.17a, correspondiente a las condiciones iniciales de la probeta, se observa una grieta proveniente del recubrimiento, ésta se detiene después de penetrar en el acero inoxidable. Con la ayuda del ataque químico se puede ver la zona deformada en la punta de la grieta, esta misma zona se presenta en la mayoría de las grietas que se encuentran dentro del acero inoxidable y, en algunas de ellas, se logran distinguir líneas de deformación plástica. La Figura 5.17b corresponde a la misma muestra después de haber sido envejecida y sometida a 40 ciclos térmicos. A simple vista en estas imágenes no se observa la posible propagación de la grieta en el acero inoxidable, sin embargo, se presentan algunos cambios en la punta de la grieta, que pasa de tener una forma redonda (Figura 5.17a) a una más aguzada. Otro cambio que se observa en las muestras es la mayor separación entre las superficies de grietas del recubrimiento y la oxidación presente en la superficies de grieta.

En la Figura A10 (Apéndice) se presenta una secuencia de fotografías tomadas a una de las grietas de la Muestra 4 en condiciones iniciales, aquí se observa como la grieta atraviesa el recubrimiento y se divide en dos para luego detenerse dentro del acero inoxidable. En las puntas de la grietas se observa una zona oscura la cual se presentó después del ataque metalográfico ésta se debe a la deformación existente en las punta de la grieta.

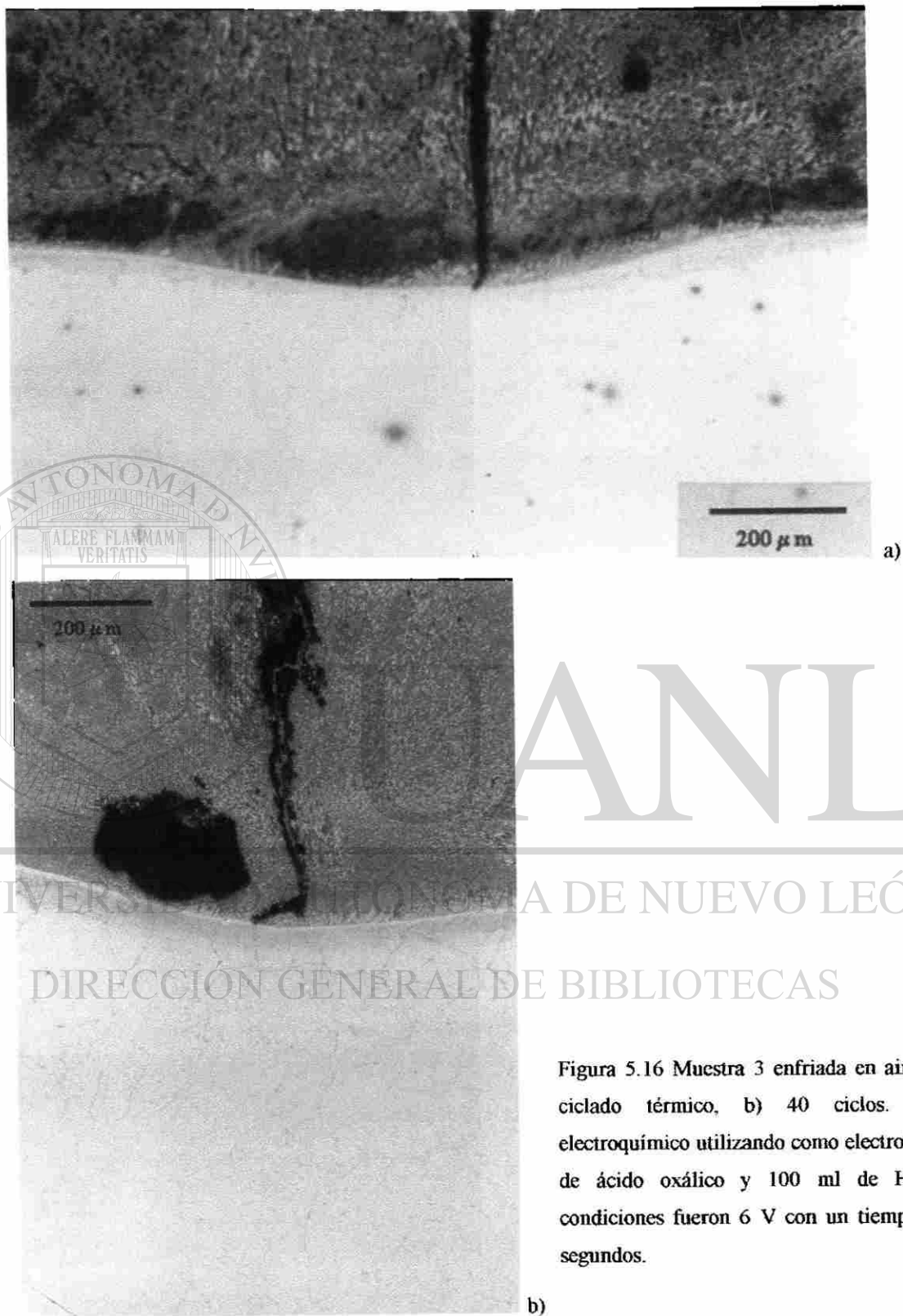


Figura 5.16 Muestra 3 enfriada en aire a) sin ciclado térmico, b) 40 ciclos. Ataque electroquímico utilizando como electrolito 10 g de ácido oxálico y 100 ml de H₂O, las condiciones fueron 6 V con un tiempo de 10 segundos.

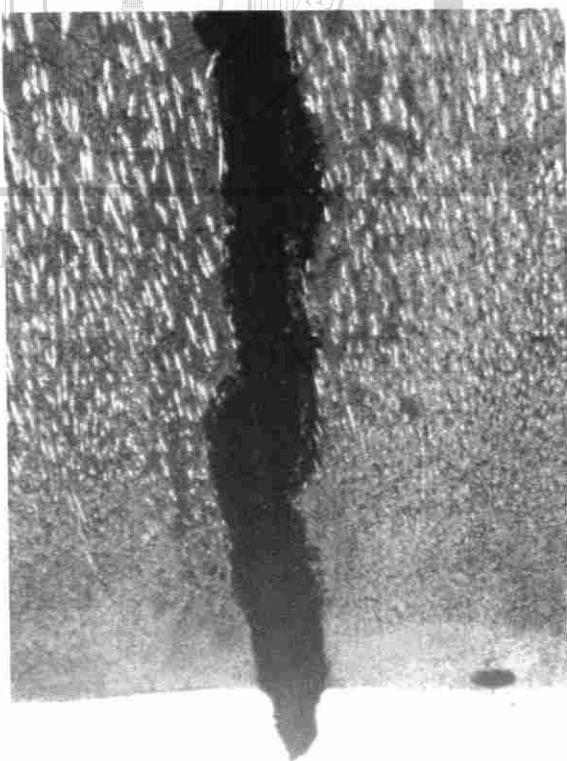
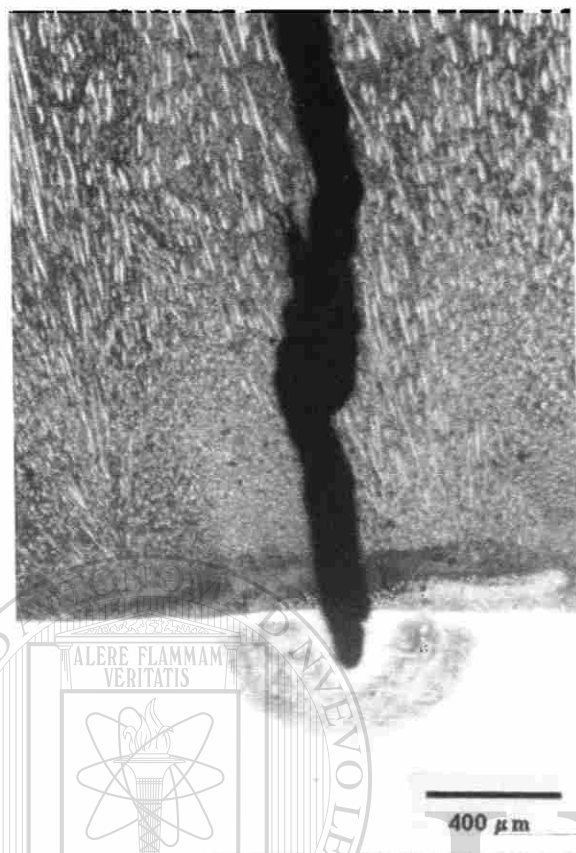


Figura 5.17 Muestra 4 envejecida por una semana, enfriada en aire a) sin ciclado térmico, b) 40 ciclos. Ataque electroquímico utilizando como electrolito 10 g de ácido oxálico y 100 ml de H_2O , las condiciones fueron 6 V con un tiempo de 10 segundos.

Durante el análisis metalográfico de las Muestra 3 y 4 no se observó la propagación de las grietas en el acero inoxidable manteniéndose estables, debido a su buena tenacidad a la fractura. Sin embargo, los cambios generados en el compuesto metálico crean circunstancias idóneas para la posible propagación de estas grietas si se aplicara un mayor número de ciclos térmicos a las probetas.

Un aspecto muy importante en la observación metalográfica de las cuatro probetas fue la presencia de oxidación en las superficies de fracturas de las grietas, la cual era de esperarse por los intervalos de temperaturas en que se realizaron los ensayos. En el proceso industrial la oxidación no es un problema muy grande ya que la tubería está sellada herméticamente y por ella circula un gas reductor.

5.6 ENSAYO DE MICRODUREZA.

El ensayo de microdureza se realizó en el acero inoxidable a una profundidad de poco más de 2.5 mm a partir de la unión con el recubrimiento duro. Se eligió esta profundidad para comprobar los resultados de la sección 5.1.3, en donde se mencionó la poca diferencia entre las partes cercana y alejada a la interfase del tubo. La Figura 5.18 presenta los perfiles de microdureza de las muestras longitudinal y transversal en condiciones previas al ciclado térmico. En esta gráfica no se observa variaciones significativas en la microdureza y se puede decir que en ambas direcciones del tubo la microdureza está dentro de un intervalo de 195 a 240 HV. En la unión del acero inoxidable con el recubrimiento hay una parte del acero inoxidable que se funde provocando una transformación de fases cuando solidifica (Sección 5.1.3). En esta área la microdureza es mayor que el resto del acero inoxidable y, en condiciones iniciales, varía de 250 a 320 HV en ambas direcciones del tubo.

También se realizó una estimación estadística que permitió determinar la poca variación en la microdureza del acero inoxidable tanto en la dirección transversal y longitudinal. En la Figura 5.19 se presenta una grafica en la que aparece la distribución

de durezas de las muestras transversal y longitudinal sin tratamiento. Para la realización de esta gráfica se tomó en cuenta la profundidad a partir de 0.5 mm y se supuso una distribución normal de los valores de microdureza. En la Tabla 5.3 se presenta el análisis de varianza de la distribución de microdurezas. En donde se considera una t estadística teórica, de $t_{0.025, \infty} = 1.96$. La t experimental, que se obtuvo en el análisis estadístico, fue de $t_{0.025, 106} = 0.55$ y al compararla con la teórica demuestra que hay una alta probabilidad de que los promedios de microdureza en las dos orientaciones sean iguales.

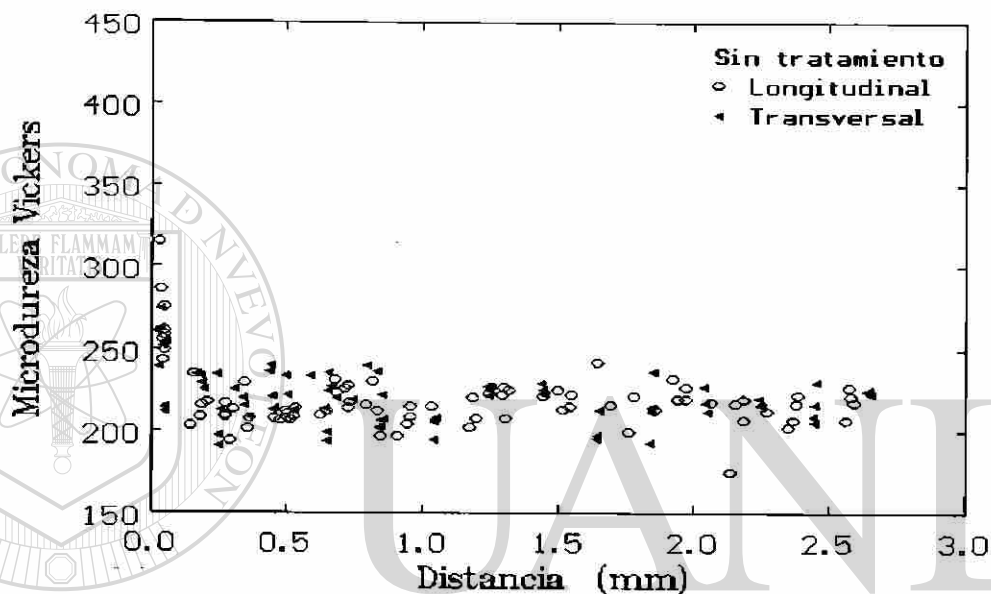


Figura 5.18 Perfiles de microdureza en la muestras longitudinal y transversal sin ciclado térmico.

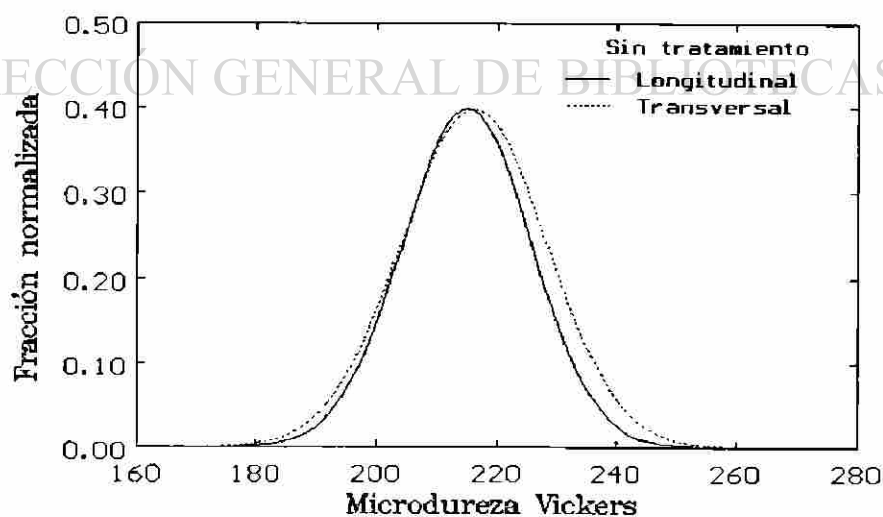


Figura 5.19 Distribución normal del ensayo de microdureza en las muestras longitudinal y transversal, sin ciclado térmico.

Tabla 5.3 Análisis de varianza de la gráfica 5.19

	Transversal sin tratamiento	Longitudinal sin tratamiento
Promedio (Pr)	216.2	215.0
Desviación estándar (ds)	12.1	10.7
Nd	53	56
σ^2/n	2.26	2.04
$t_{0.025, \infty} = 1.96$ (teórico)	$t_{0.025, 106} = 0.55$ (experimental)	

La Figura 5.20 Presenta los perfiles de microdureza en las muestras longitudinales, sin ciclado térmico, 40 ciclos térmicos de enfriamiento en aire (muestra 1) y enfriamiento en agua de (muestra 2). En esta gráfica se observa que después de someter las muestras al ciclado térmico su microdureza varía dependiendo el tipo de enfriamiento. En la Muestra 1, que es enfriada en aire, su microdureza baja a un intervalo de 180 a 220 HV, debido a un efecto de ablandamiento en la estructura del material. Por el otro lado, en la Muestra 2 que se enfrió en agua, la microdureza casi no varía con respecto a las condiciones iniciales estando en un intervalo de 200 a 245 HV. Cabe mencionar que también la zona de acero inoxidable que se funde sufre cambios importantes en su microdureza, de tener un intervalo de 250 a 320 HV en condiciones iniciales pasa a uno de 360 a 430 cuando es sometida a 40 ciclos térmicos con enfriamiento en agua. Esto se debe probablemente a la transformación de la fase ferrita δ (Sección 5.1.3) a martensita ϵ como consecuencia del rápido enfriamiento.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

En la estimación estadística de las condiciones de las Muestras 1 y 2 se determinaron tres t experimentales con diferentes grados de libertad, posteriormente fueron comparadas con la t estadística teórica de $t_{0.025, \infty} = 1.96$. En la Figura 5.21 se presenta una gráfica en la que aparece las muestras longitudinales sin tratamiento y 40 ciclos con enfriamiento en agua y en aire. Para la realización de esta gráfica se tomó en cuenta la profundidad a partir de 0.5 mm y se supuso una distribución normal de las microdurezas. En la Tabla 5.4 se presenta el análisis de varianza de la distribución de microdurezas. Para comprobar que se presenta un ablandamiento en la Muestra 1 sometida a 40 ciclos y enfriada en aire, se calculó la t experimental comparando su

promedio de microdureza con el de las condiciones iniciales, ésta fue de $t_{0.025,99} = 9.23$ y al confrontarla con la t teórica de $t_{0.025, \infty} = 1.96$ da una diferencia muy alta desechando cualquier probabilidad de que los promedios en ambas condiciones sean iguales y afirmando con esto que la muestra enfriada en aire sí presenta un ablandamiento con respecto a las condiciones iniciales. Finalmente se comparó los promedios entre la Muestra 2 (después de 40 ciclos térmicos y enfriada en agua) con respecto a las condiciones iniciales aquí se encontró una t experimental de $t_{0.025,97} = 1.99$ que comparada con la teórica (1.96) se podría decir que existe la probabilidad de que los promedios de microdureza sean iguales. Sin embargo se debe de considerar la posibilidad de que se presenten en esta probeta mecanismos concurrentes de ablandamiento (durante la permanencia a alta temperatura) y endurecimiento (como resultado de los esfuerzos producidos durante el enfriamiento).

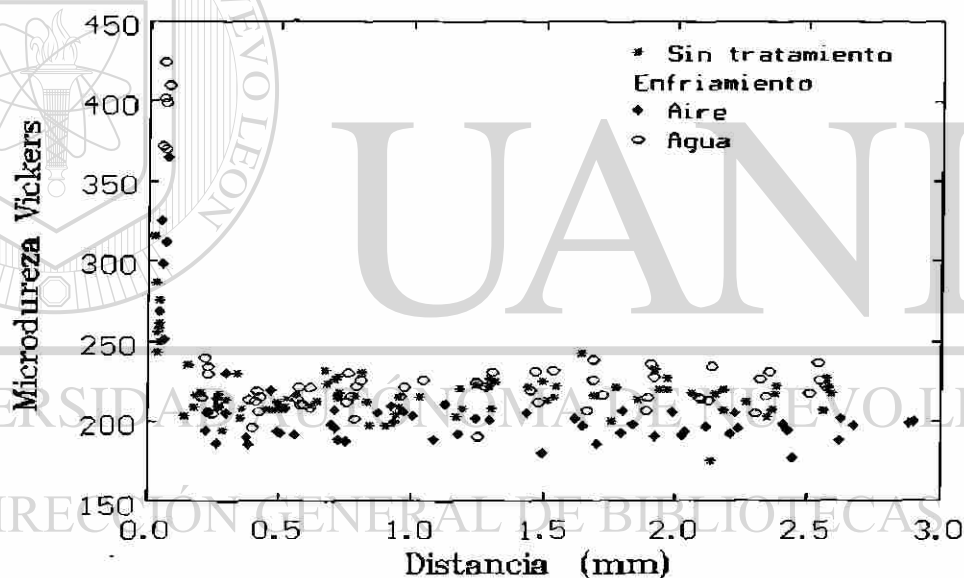


Figura 5.20 Perfiles de microdureza en las muestras longitudinal: sin tratamiento, 40 ciclos enfriada en aire y 40 ciclos enfriada en agua.

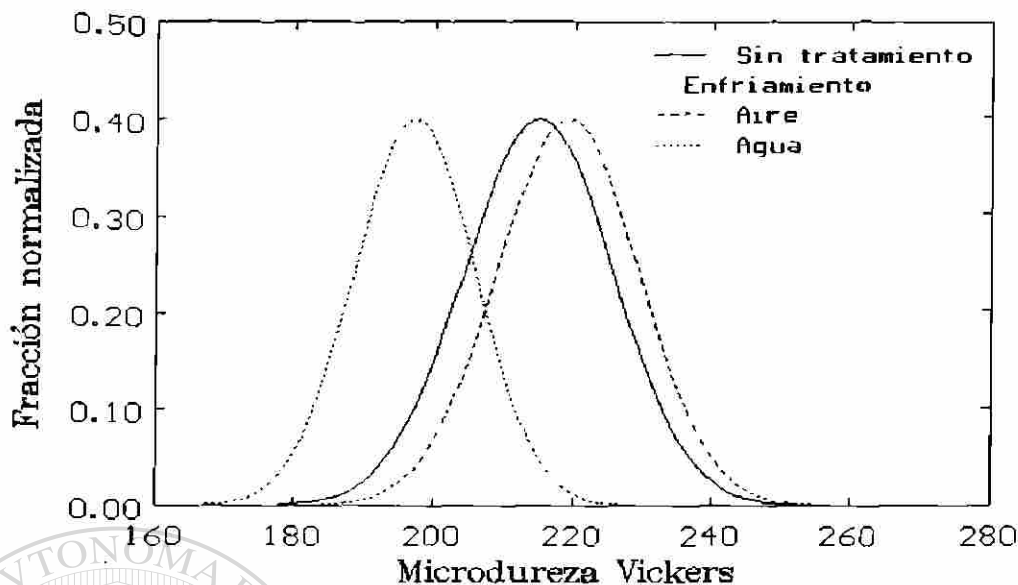


Figura 5.21 Distribución normal del ensayo de microdureza en las muestras longitudinales sin tratamiento, después de 40 ciclos térmicos con enfriamiento en agua y en aire.

Tabla 5.4 Análisis de variancia de la gráfica 5.21

	40 ciclos enfriamiento en agua	40 ciclos enfriamiento en agua	Sin tratamiento
Promedio (Pr)	219.2	197.2	215.0
Desviación estándar (ds)	10.2	8.7	10.7
Nd	43	45	56
σ^2/n	2.42	1.68	2.04
$t_{0.025, \equiv} \approx 1.96$ (teórico)	Agua-S/T $t_{0.025,97} = 1.99$	Aire-S/T $t_{0.025,99} = 9.23$	

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

En la Figura 5.22 se presenta la gráfica de microdureza obtenida de las probetas transversales 3 y 4 después de haber sido sometidas a 40 ciclos térmicos con enfriamiento en aire. La diferencia entre estas muestras es que la 4 fue sometida a un tratamiento de envejecido que consistió en mantener la muestra a una temperatura de 750 °C por una semana antes de aplicarle los 40 ciclos térmicos. La muestra sin tratamiento está libre del ciclado térmico. La microdureza en las muestras 3 y 4 después del ciclado térmico no presentan mucha variación con respecto a las condiciones iniciales, pudiendo considerar un intervalo común de 175 a 220 HV para las dos. Por el otro lado la microdureza en la zona de acero inoxidable fundido, se ve afectada, principalmente en la muestra envejecida ya que durante el envejecido se presentó la

precipitación de carburos, aumentándola a un intervalo de 320 a 350 HV. Mientras que en la muestra 3 que no fue envejecida se mantuvo sin mucha variación a la de las condiciones iniciales.

La estimación estadística en este caso se realizó para comparar los promedios de microdureza en las muestra 3 transversal (sin tratamiento de envejecido) y 4 (envejecida) después de haber sido sometidas a 40 ciclos térmicos y enfriadas al aire. Se calculo la t experimental $t_{0.025,106} = 1.68$ y se comparó con la t teórica (1.96) encontrándose una probabilidad muy alta de que los dos promedios sean iguales, lo cual quiere decir que el acero inoxidable de las Muestras 3 y 4 sufre un ablandamiento después de variar sus condiciones iniciales. En la Figura 5.21 se presenta una gráfica en la que aparece las Muestras transversales 3 y 4 después de 40 ciclos con enfriamiento en aire. Para la realización de esta gráfica sólo se tomó en cuenta la profundidad a partir de 0.5 mm y se supuso una distribución normal de las microdurezas. En la Tabla 5.5 se presenta el análisis de variancia de la distribución de microdurezas

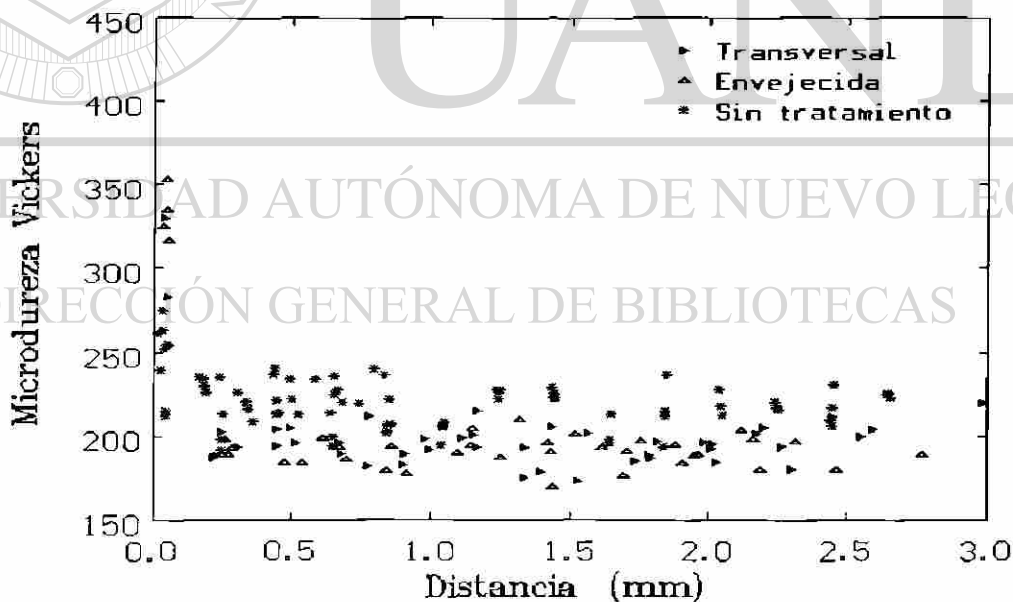


Figura 5.22 Perfiles de microdureza en la muestras transversales: sin tratamiento, transversal 40 ciclos enfriada en aire y envejecida mas 40 ciclos enfriada en aire.

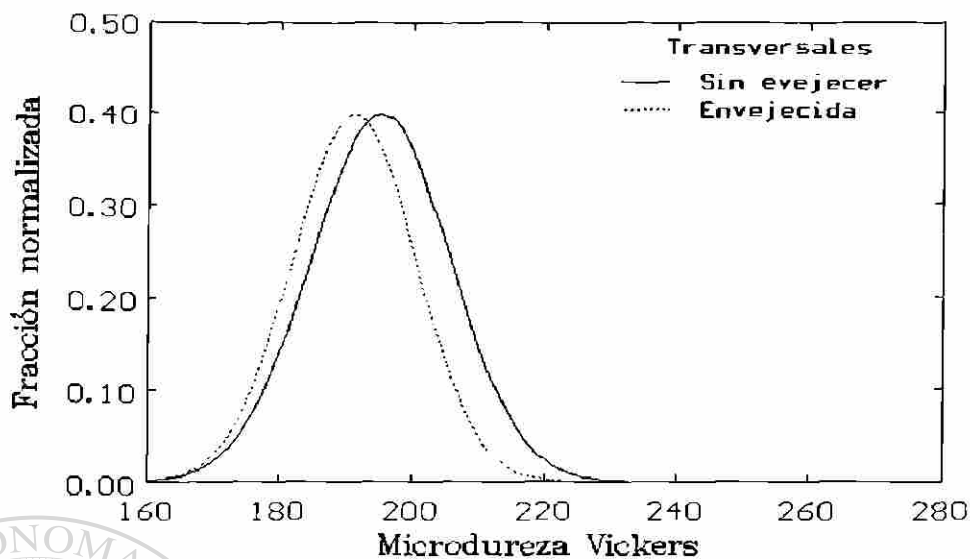


Figura 5.23 Distribución normal del ensayo de microdureza en las muestras longitudinales sin tratamiento, después de 40 ciclos térmicos con enfriamiento en agua y en aire.

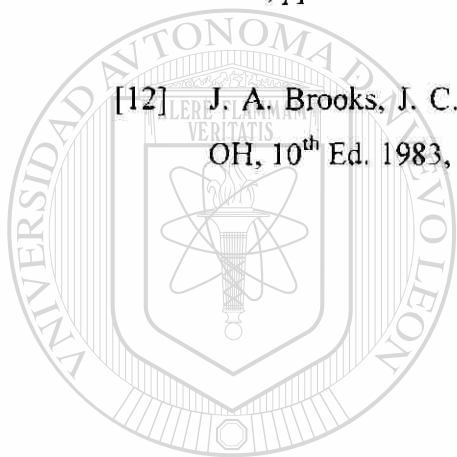
Tabla 5.5 Análisis de variancia de la gráfica 5.23

	Transversal sin tratamiento de envejecimiento.	Transversal envejecida a 750 °C por 168 horas.
Promedio (Pr)	195.1	191.1
Desviación estándar (ds)	10.5	9.3
Nd	38	31
σ^2/n	2.90	2.79
$t_{0.025, 106} = 1.96$ (teórico)	$t_{0.025, 106} = 1.68$ (experimental)	

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

- [1] S. Lee, S. Hun Choo, E-R Baek, "Correlation of Microstructure and Fracture Toughness in High-Chromium White Iron Hardfacing Alloys", Metallurgical and Materials Transactions A, 1996, vol. 27A, pp 3881-3891.
- [2] E.K. Ohiriner, T. Wada, "The Chemistry and Structure of Wear Resistant, Iron-Base Hardfacing Alloys", Metallurgical Transactions A, 1991, vol. 22A, pp 983-991.
- [3] K-H Zum, D. V. Doane, "Optimizing Fracture Toughness and Abrasion Resistance in White Cast Irons", Metallurgical and Materials Transactions A, 1980, vol. 11A, pp 613-620.
- [4] G. Laird II, G.L.F. Powell "Solidification and Solid State Transformation Mechanisms in Si Alloyed High-Chromium White Cast Irons", Metallurgical and Materials Transactions A, 1993, vol. 24A, pp 981-988.
- [5] X. Huang and Y. Wu, "A High Cr-Mo Alloys Iron", Journal of Materials Engineering and Performance, 1998, vol. 7(4) pp 463-466.
-
- [6] S.D. Washko and G. Aggen, Metals Handbook 10th Ed. Vol. 1: Properties and Selection: Irons Steels and High Performance Alloys, 1990, 841. ®
- [7] R. Colombier y J. Hochmann, "Aceros Inoxidables y Aceros Refractarios", Urmo, Dunod, Francia 1965.
- [8] K. Easterling, "Introduction to the Physical Metallurgy of Welding", Butterworths, U.K., 1983.

- [9] C.C. Tseng, Y. Shen, "Fracture and the Formation of Sigma Phase, $M_{23}C_6$, and Austenite from Delta-Ferrite in an AISI 304L Stainless Steel", Metallurgical and Materials Transactions A, 1994, vol. 25A, pp 1147-1157.
- [10] G.F. Vandert, H.M. James, ASM Handbook vol. 9: Metallography and Microstructures, ASM, 1992, pp 279-296.
- [11] Z. Mei, J.W. Morris, "Influence of Deformation-Induced Martensite on Fatigue Crack Propagation in 304 Type Steels". Metallurgical Transactions A, 1990, vol. 21A, pp 3137-3152.
- [12] J. A. Brooks, J. C. Lippold, Welding Brazing and Soldering ASM Metals Park OH, 10th Ed. 1983, pp 456-470.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



CAPITULO 6

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

6.1 CONCLUSIONES

1. En las muestras obtenidas de la sección transversal del tubo se observó que las grietas del recubrimiento penetran en el acero inoxidable. Mientras que en las muestras longitudinales no se observó esta penetración, lo que se asocia al proceso de soldadura.
2. No se observa formación de nuevas superficies de grietas en el acero inoxidable durante el ciclado térmico de las probetas enfriadas en aire, lo que indica que la propagación de grietas se mantuvo estable. El acero inoxidable austenítico del tipo AISI 304 utilizado como material base para la aplicación del recubrimiento duro es lo suficientemente tenaz para evitar la propagación de grietas.
3. No se observó la propagación de grietas de forma intergranular en la probeta envejecida, ni se observa la precipitación de carburos después del tratamiento de envejecido y del ciclado térmico, en los límites de grano.

4. El enfriamiento en agua promovió la propagación de las grietas dentro del acero inoxidable. Algunas de las grietas siguieron una dirección paralela a la interfase entre el recubrimiento y el acero inoxidable. Esto se debe a que es una zona de transición frágil a dúctil permitiendo a las grietas un camino fácil para propagarse.
5. La microdureza en el acero inoxidable no presenta cambios a una profundidad de 2.5 mm en las condiciones iniciales. Después sufre una disminución cuando es enfriada en aire durante el ciclado térmico. En cambio, en el caso de enfriamiento en agua existe un ligero incremento en la microdureza.

6.2 RECOMENDACIONES

1. El método empleado en esta investigación para promover la propagación de las grietas puede utilizarse para establecer un estándar que determine la calidad de los materiales empleados en condiciones de trabajo erosivo a altas temperaturas.
2. Es necesario realizar un ensayo de propagación acelerada de grietas para comprobar hasta que límite pueden afectar las grietas presentes en el recubrimiento duro.
3. La interfase que hay entre el recubrimiento duro y el acero inoxidable presentó cambios microestructurales y oxidación que pueden ser punto de partida para una investigación posterior.

APÉNDICE

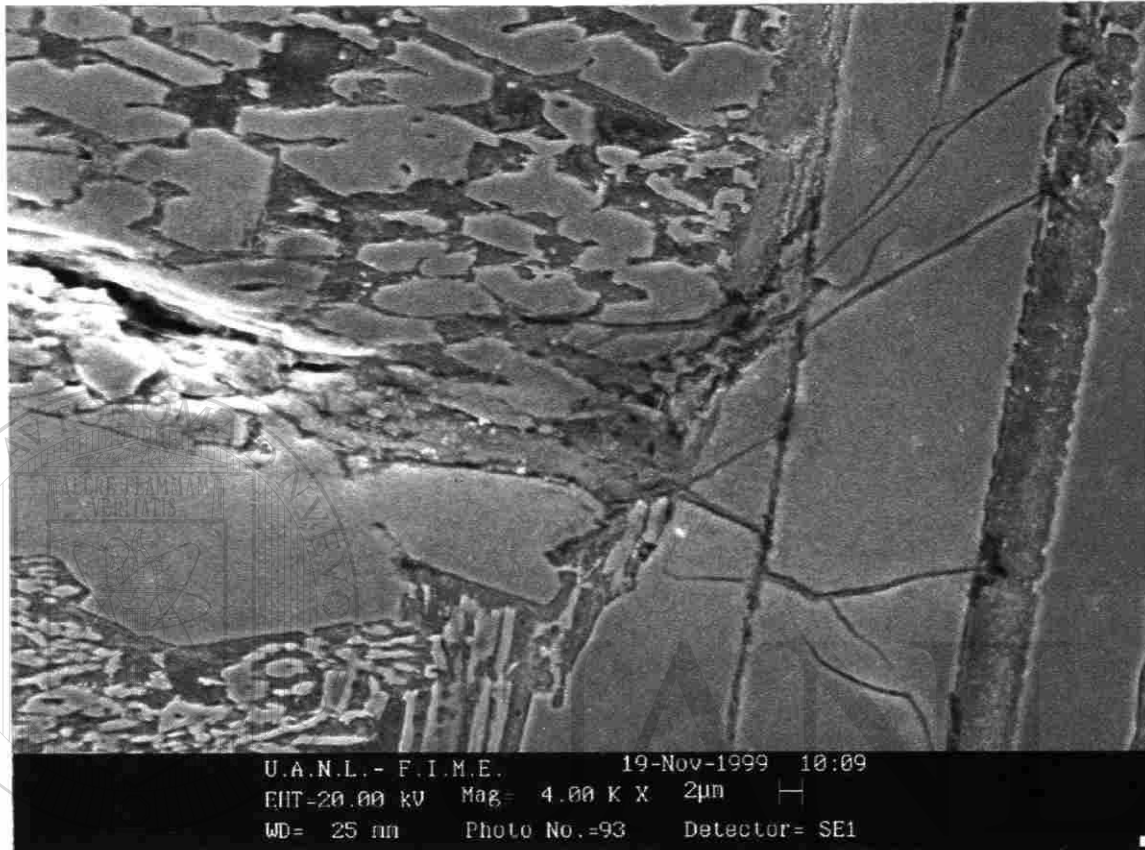


Figura A1 Microestructura correspondiente a la muestra 1 después de 20 ciclos térmicos de enfriamiento en aire. Aquí se observa la propagación de una grieta originada en el recubrimiento duro durante el ciclado térmico se aprecia como se empieza a fracturar los carburos primarios. La imagen fue obtenida en el microscopio electrónico de barrido (SEM) El ataque químico utilizado fue una solución de 5 ml HCl , 1g ácido pícrico y 100 ml de alcohol etílico.

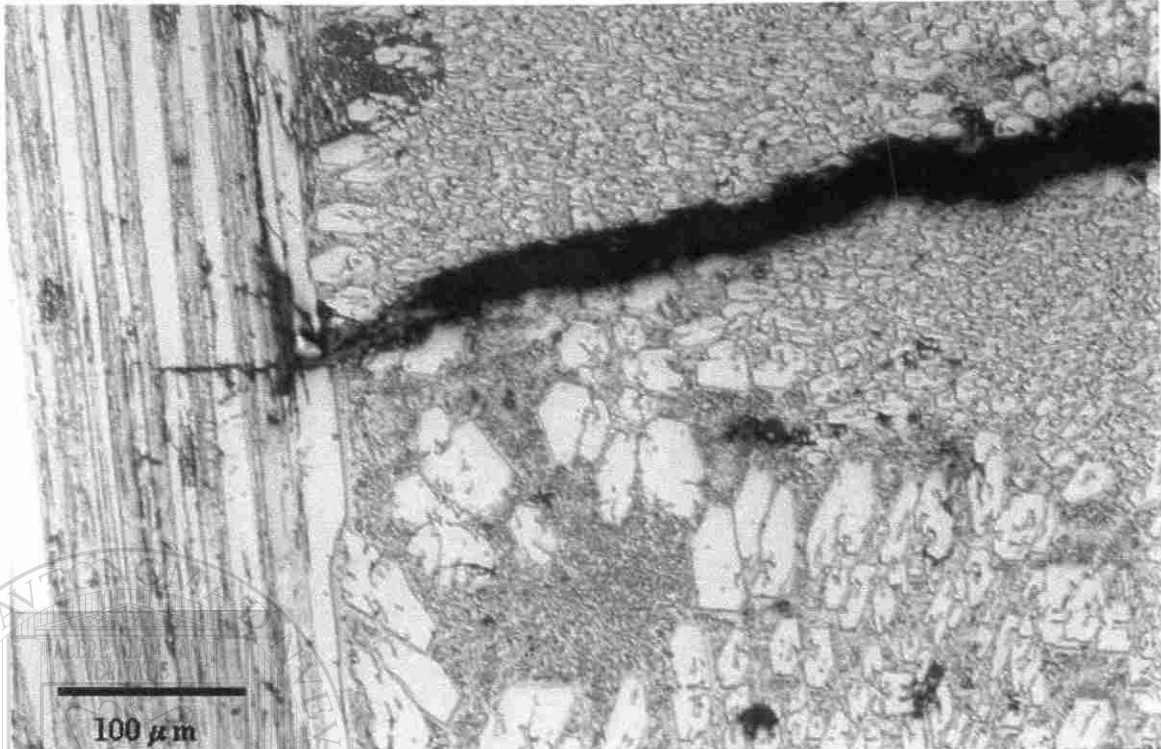


Figura A2 Microestructura corresponde a la Figura A1.1 después de 40 ciclos de enfriamiento en aire. Aquí se observa como la grieta ha fracturado los carburos primarios. La imagen fue obtenida en el microscopio óptico. El ataque químico utilizado fue una solución de 5 ml HCl, 1g ácido pícrico y 100 ml de alcohol etílico.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

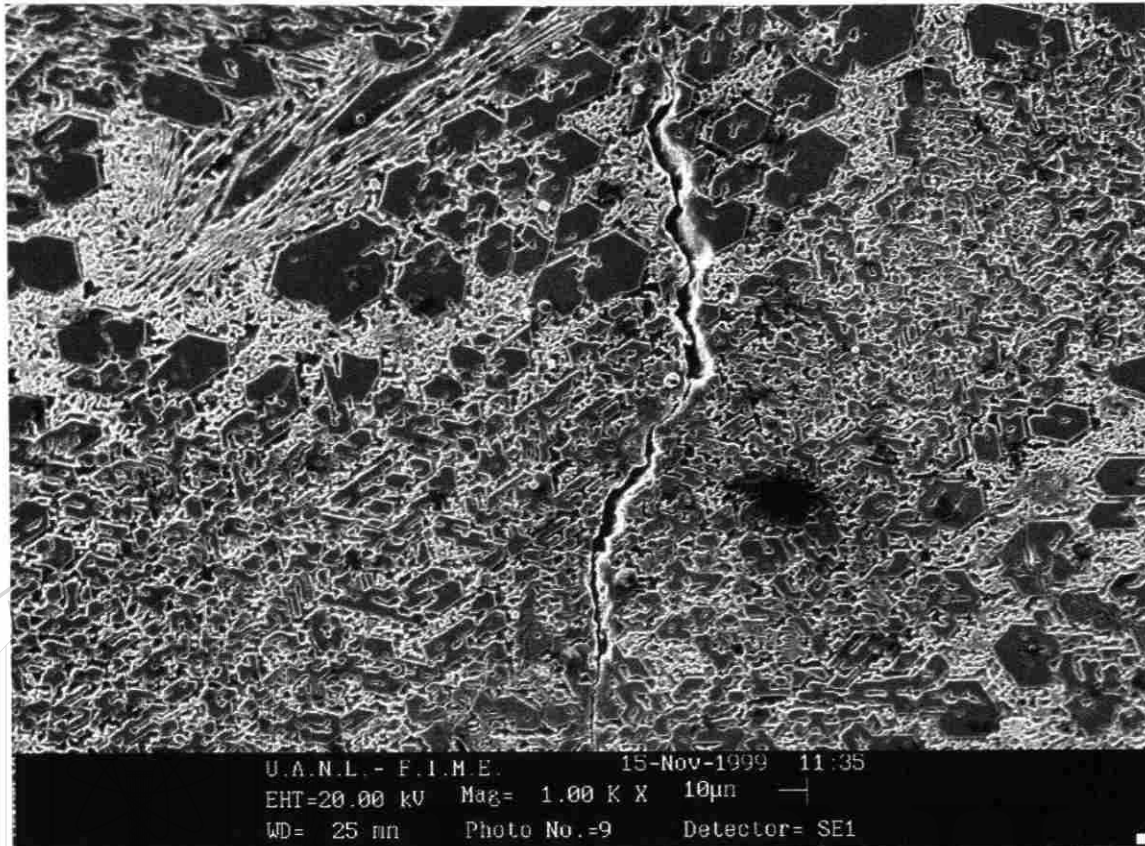


Figura A3 Microestructura correspondiente a la muestra 1 después de 20 ciclos térmicos de enfriamiento en aire. En esta imagen se observa como la grieta se origina en los carburos primarios y se propaga a través de la matriz y de los carburos la imagen fue obtenida en el microscopio electrónico de barrido (SEM) El ataque químico utilizado fue una solución de 5 ml HCl , 1g ácido picrico y 100 ml de alcohol etílico.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS





Figura A4 Microestructura correspondiente a la muestra 1 después de 20 ciclos de enfriamiento en aire. Esta imagen presenta el final de una grieta del recubrimiento, la punta de la grieta se encuentra en la interfase entre el recubrimiento y el acero inoxidable, en este último se puede observar líneas de deformación plástica. Esta imagen fue obtenida en el microscopio electrónico de barrido (SEM) El ataque químico utilizado fue una solución de 5 ml HCl, 1g ácido pícrico y 100 ml de alcohol etílico.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

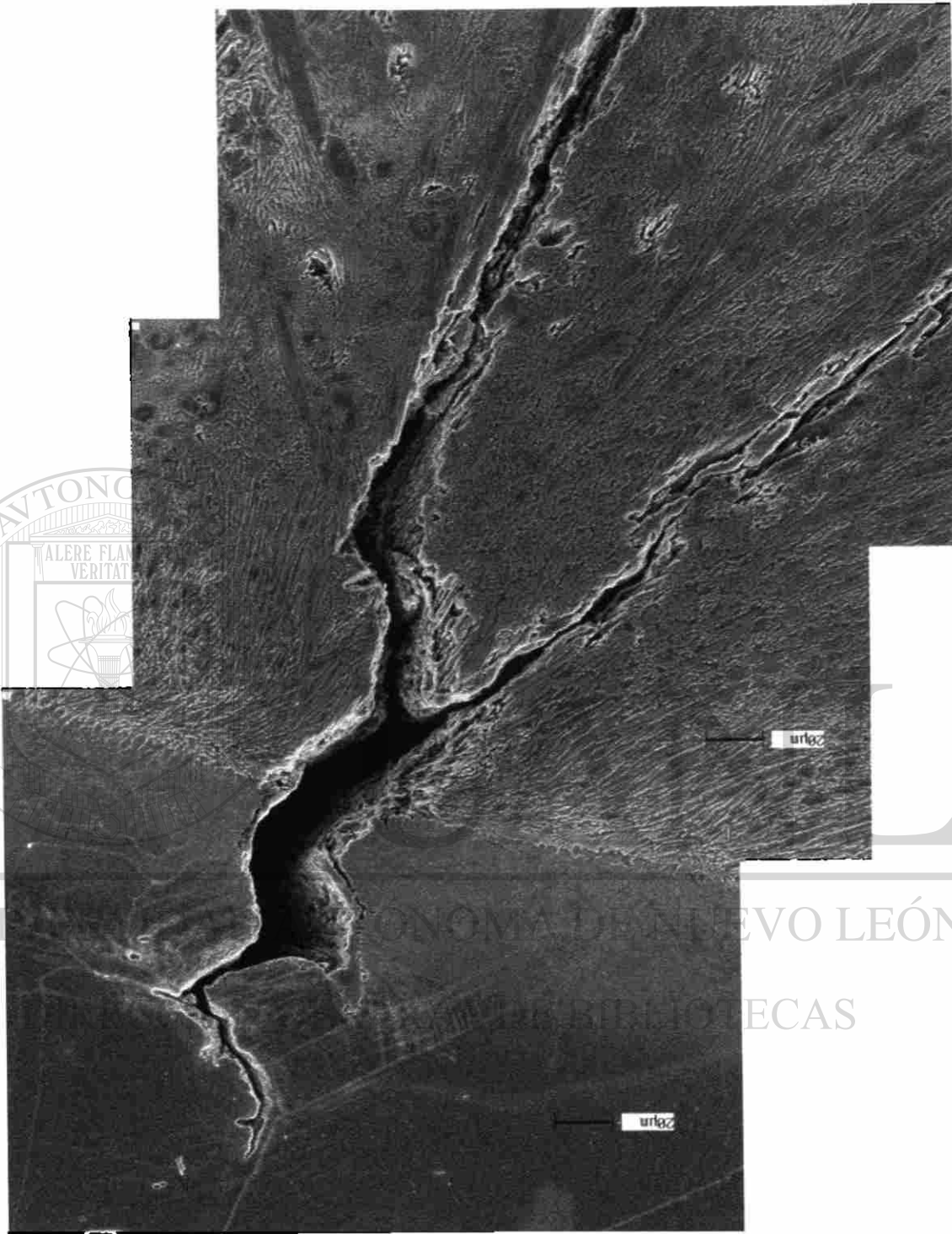


Figura A5 Microestructura correspondiente a la muestra 2 y las condiciones son 20 ciclos de enfriamiento en agua. La imagen presenta una parte de la trayectoria de una grieta proveniente del recubrimiento hasta la penetración en el acero inoxidable, se puede ver como la grieta se propaga a través de las fronteras de los granos austeníticos. La imagen fue obtenida en el microscopio electrónico de barrido (SEM). Se utilizó un ataque electroquímico en el que se empleó ácido oxálico como electrolito.

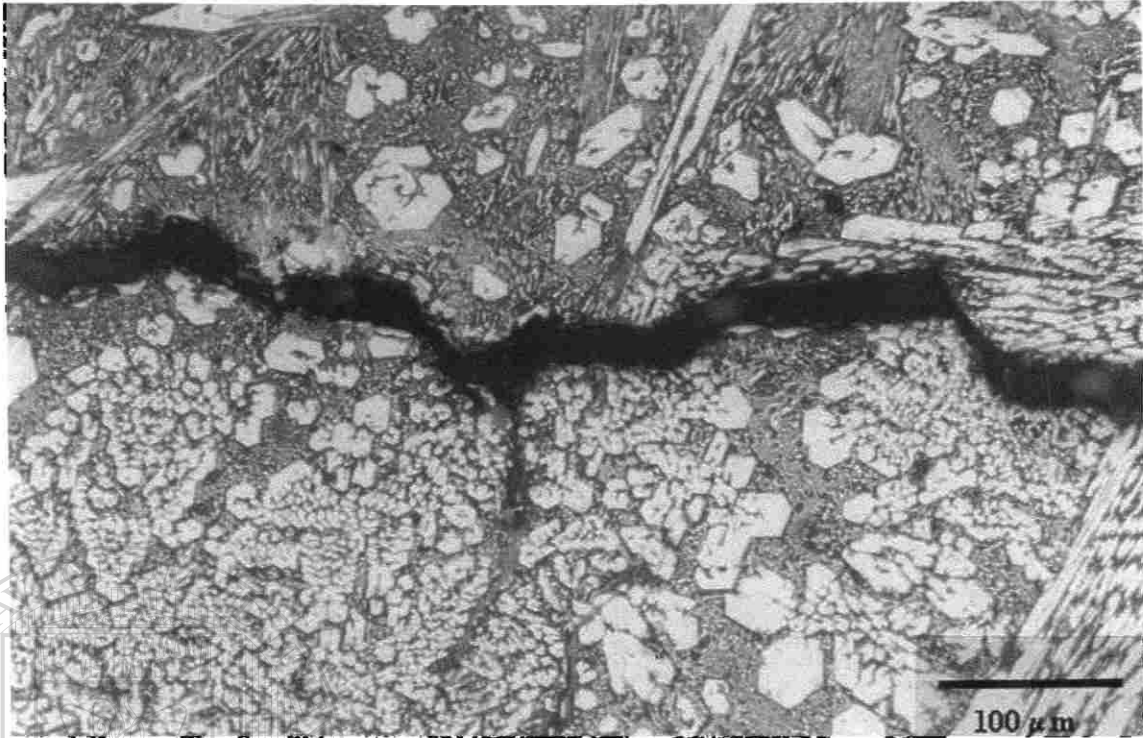


Figura A6 Microestructura correspondiente a la muestra 2 y después de 40 ciclos de enfriamiento en agua. La imagen evidencia la separación entre la primera (parte de arriba) y segunda capa (parte de abajo) del recubrimiento duro después de haberse sometido al ciclado térmico. Esta imagen fue obtenida en el microscopio óptico. El ataque químico utilizado fue una solución de 5 ml HCl , 1g ácido pícrico y 100 ml de alcohol etílico.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



Figura A7 Microestructura correspondiente a la muestra 2 y después de 40 ciclos de enfriamiento en agua. Esta imagen presenta un poro originado durante el proceso de deposición del recubrimiento duro por medio de soldadura. Las dos grietas que aparecen en la parte inferior del poro se formaron durante el ciclado térmico. Esta imagen fue obtenida en el microscopio óptico. Se utilizó un ataque electroquímico en el que se empleó ácido oxálico como electrolito.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS





Figura A8 Microestructura correspondiente a la muestra 2 después de 40 ciclos de enfriamiento en agua. Esta imagen presenta una de las grietas que se originaron en el recubrimiento duro durante el ciclado térmico, una de las punta de las grietas (la izquierda) se propaga a lo largo de la interfase del recubrimiento y el metal base. Esta imagen fue obtenida en el microscopio óptico. Se utilizó un ataque electroquímico en el que se empleó ácido oxálico como electrolito.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



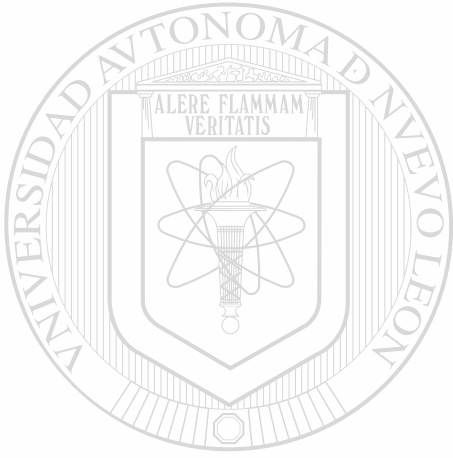


Figura A9 Microestructura correspondiente a la muestra 2 después de 40 ciclos de enfriamiento en agua. Esta imagen presenta una de las grietas que se originaron en el recubrimiento duro la cual termina en un grano austenítico de la microestructura del acero inoxidable la punta derecha de la grieta se extiende a lo largo de la interfase, dentro del grano se observan líneas de deformación plástica. Esta imagen fue obtenida en el microscopio óptico. Se utilizó un ataque electroquímico en el que se empleó ácido oxálico como electrolito.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS





UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECA

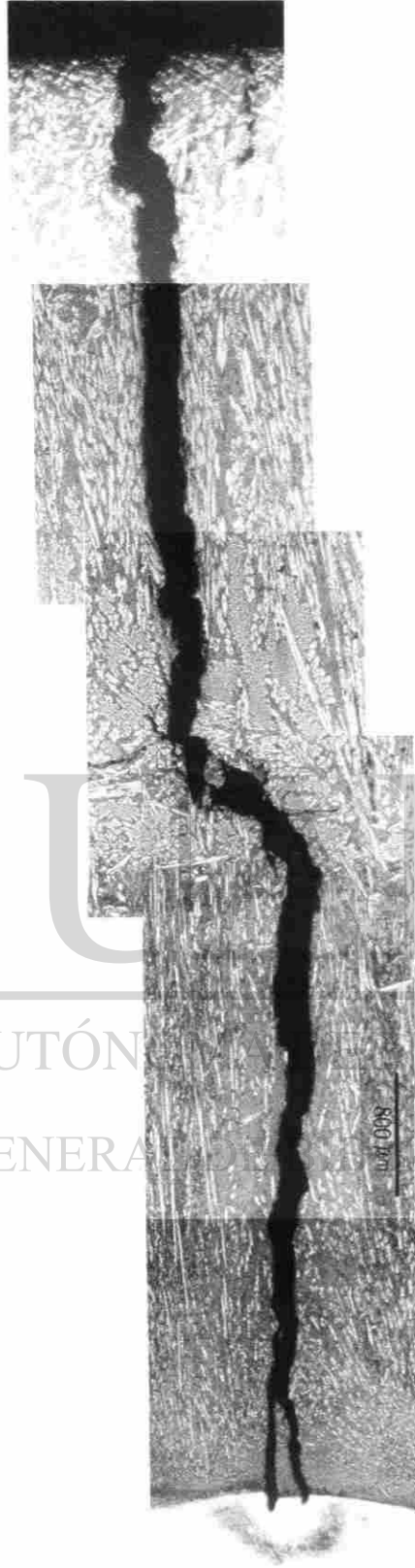


Figura A.10 Serie de fotografías que presenta una de las grietas de la probeta 4 transversal que se sometió al tratamiento de envejecido. Aquí se observa el origen de la grieta y la trayectoria que sigue hasta que penetra en el acero inoxidable. Esta imagen fue obtenida en el microscopio óptico antes del ciclado térmico. El ataque químico utilizado fue una solución de 5 ml HCl, 1g ácido pícrico y 100 ml de alcohol etílico.

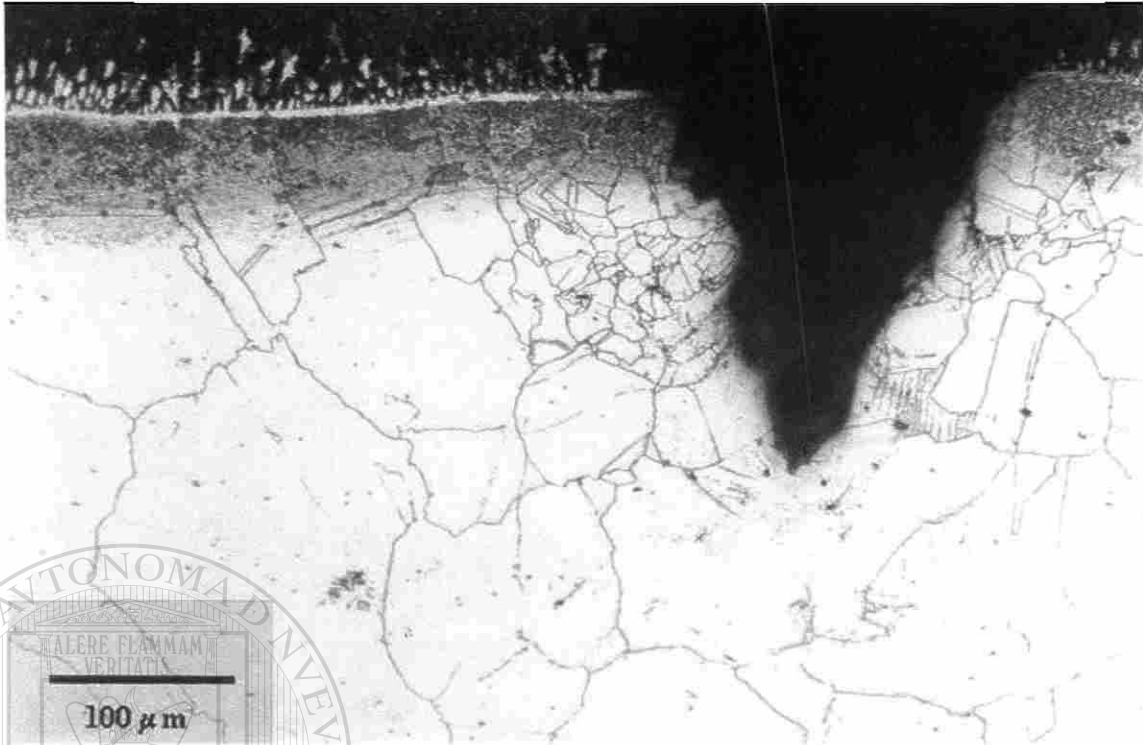


Figura A11 Microestructura correspondiente a la muestra 3 transversal, no envejecida después de 40 ciclos de enfriamiento en aire. Esta imagen presenta una de las grietas proveniente del recubrimiento duro la cual termina en la estructura austenítica del acero inoxidable. Esta imagen fue obtenida en el microscopio óptico. Se utilizó un ataque electroquímico en el que se empleó ácido oxálico como electrolito.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



