

# CAPITULO 1

## INTRODUCCION

El fierro 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 fierro 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, esto con el propósito de mantener las probetas sujetas a sollicitaciones de fatiga térmica y así promover la propagación de las 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.
  
- [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 inoxidable 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].

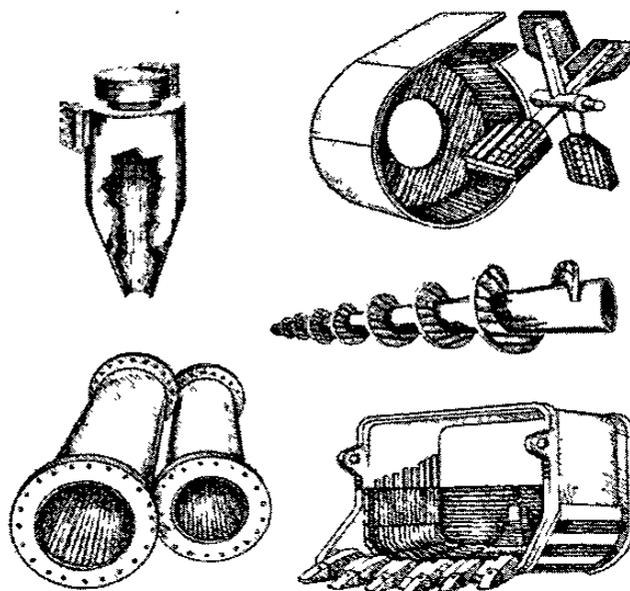


Figura 2.1 Aplicación de recubrimientos duros en componentes metálicos[7].

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 <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	900
Aleación 20	Co-32Cr-17W-2.5C	53-55	540	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub> , M <sub>6</sub> 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.

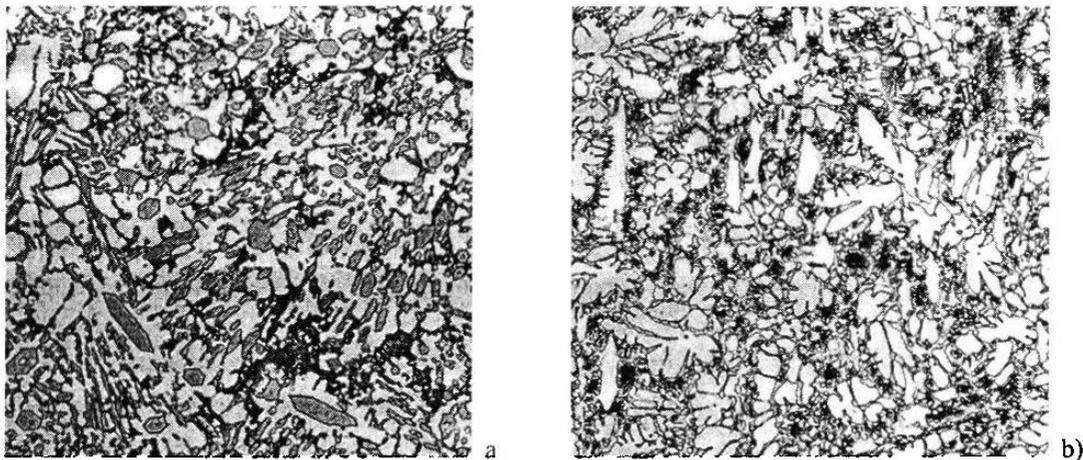


Figura 2.2 Microestructuras de aleaciones base cobalto a) con carburos b) con fases Laves [1].

### 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.

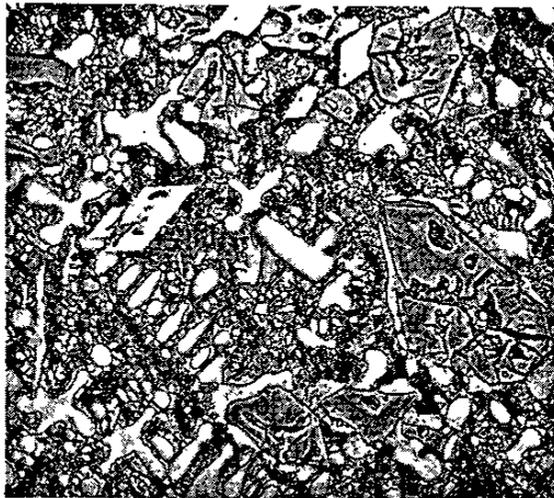


Figura 2.3 Microestructura de una aleación base níquel con boruros [1].

### 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 <sup>3</sup> )	Desgaste abrasivo mm <sup>3</sup>	Densidad X10 <sup>-3</sup> g/mm <sup>3</sup>
	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.

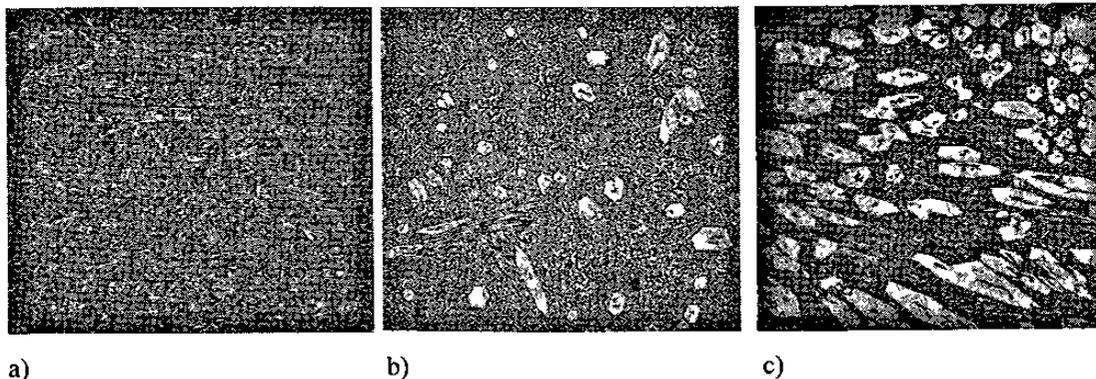


Figura 2.4 Microestructura de tres hierros alto cromo a) AT1 b) AT2 c) AT3[7].

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 depositación del recubrimiento duro para la producción de componentes de desgaste, consideraciones de la velocidad de depositación, la cantidad de dilución, la eficiencia de depositación 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 depositación 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 depositación 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 depositación.

### **2.6.1 Propiedades y requerimientos de calidad del recubrimiento.**

Uno de los factores de calidad en la depositación 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.

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 ( $\alpha$ ) y disminuyen el campo de existencia del hierro gamma ( $\gamma$ ).

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 ( $\sigma$ ), 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  $\sigma$  es, además, fuertemente paramagnética.

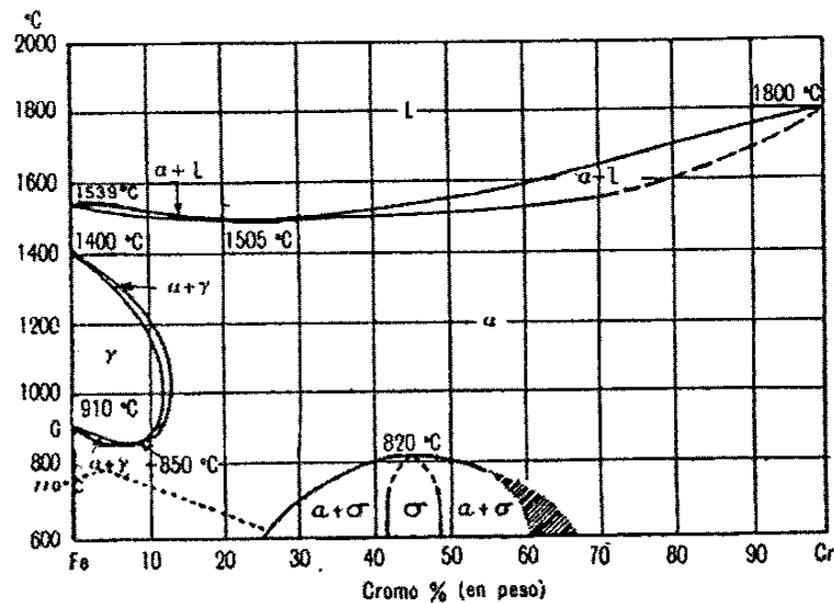


Figura 2.5 Diagrama binario de las aleaciones hierro-cromo[2].

La adición de carbono en el sistema hierro-cromo provoca cambios considerables en la zona del hierro gamma ( $\gamma$ ) 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.

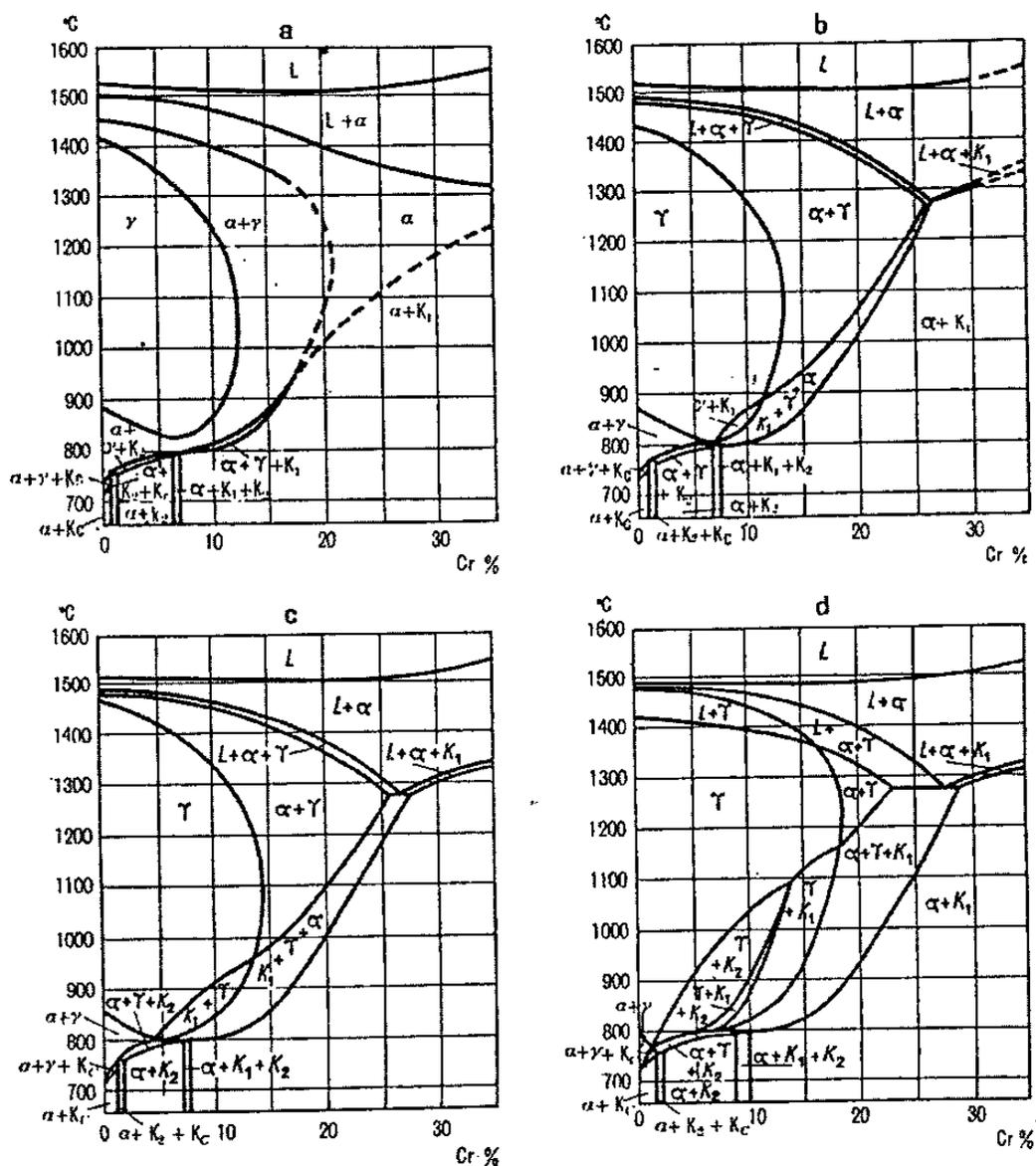


Figura 2.6 Diagrama binario hierro-cromo con distintos contenidos de carbono,

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 ( $\sigma$ ) 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 ( $\gamma$ ) se reduce conforme se aumenta el contenido de hierro y níquel (2.9a). Abajo de 950 °C se presenta la fase sigma  $\sigma$  (Figuras 2.9 b, c).

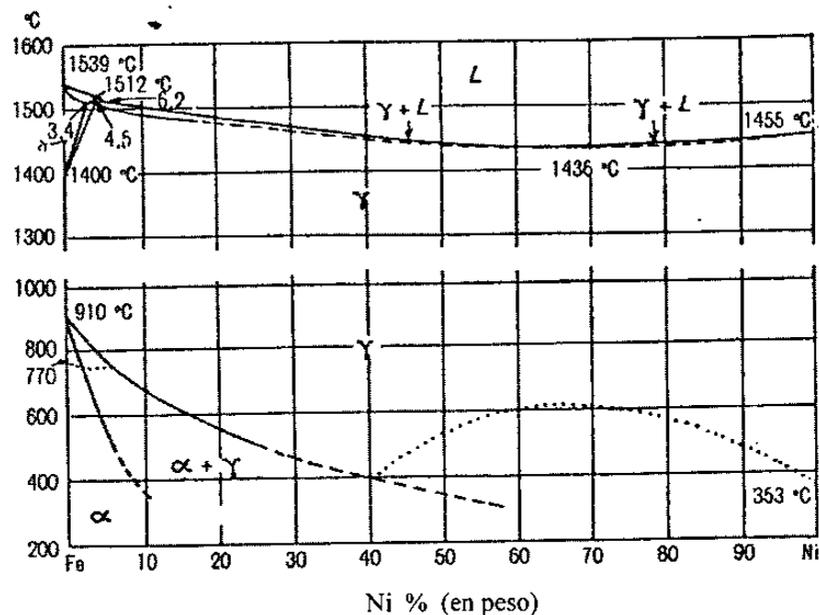


Figura 2.7 Diagrama binario de las aleaciones hierro-níquel[2].

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.

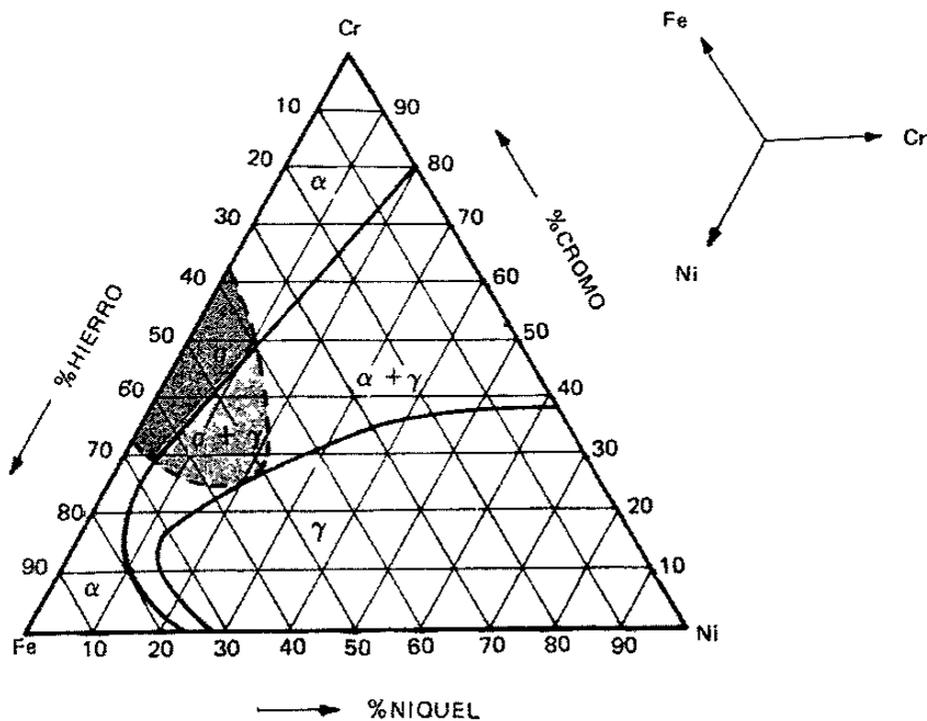


Figura 2.8 Diagrama ternario hierro-cromo-níquel a temperatura ambiente [11].

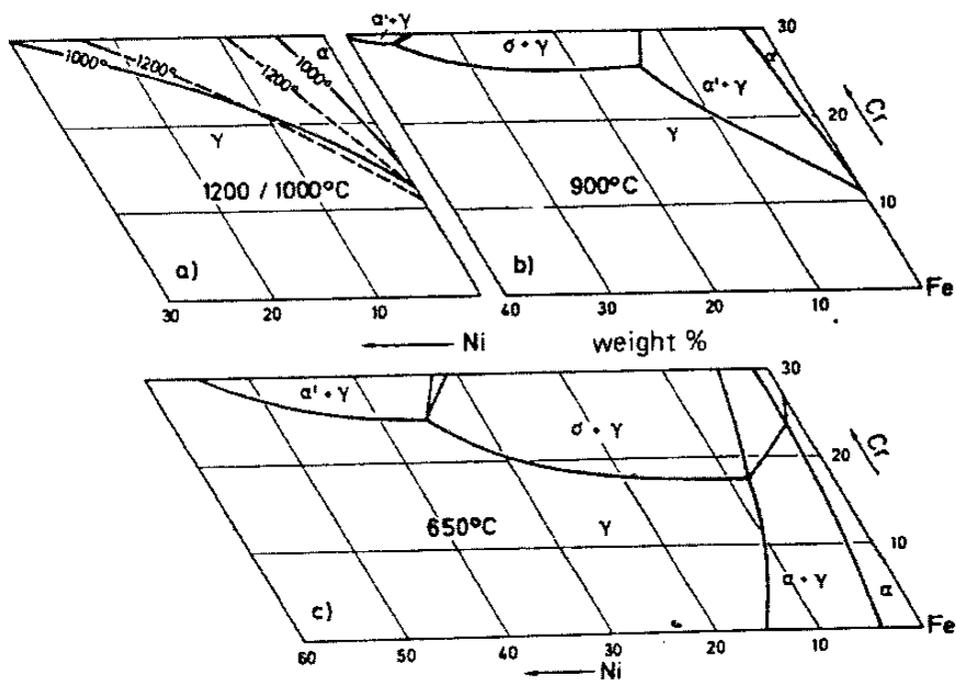


Figura 2.9 Sección del diagrama ternario Fe-Cr-Ni trazado a diferentes temperaturas. a) 1200/1000 °C, b) 900 °C, c) 650 °C [13].

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 Vacías (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 inoxidable 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 inoxidable 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 procesado a altas temperaturas, algunos aceros presentan la ventaja de ser insensibles a la corrosión intercrystalina y de permitir tratamientos de endurecimiento estructural.

Aceros inoxidable 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 inoxidable pueden ser diseñados para que su composición sea viable al endurecimiento por precipitación.

## **2.9 ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS.**

Los aceros inoxidable 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 inoxidable 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].

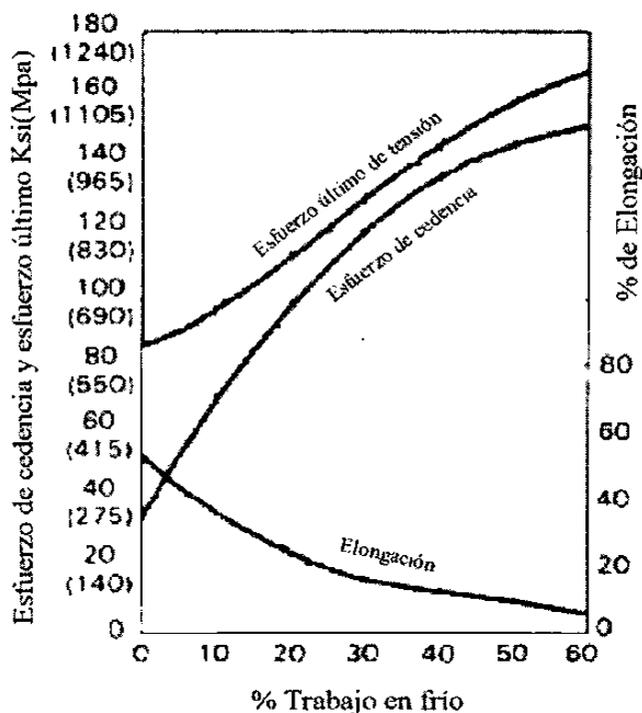


Figura 2.10 Propiedades obtenidas en el ensayo de tensión de un acero inoxidable del tipo 304 (0.056 C, 0.87 Mn, 0.43 Si, 18.60 Cr, 10.25 Ni) trabajado en frío [12].

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 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 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 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 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 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 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.

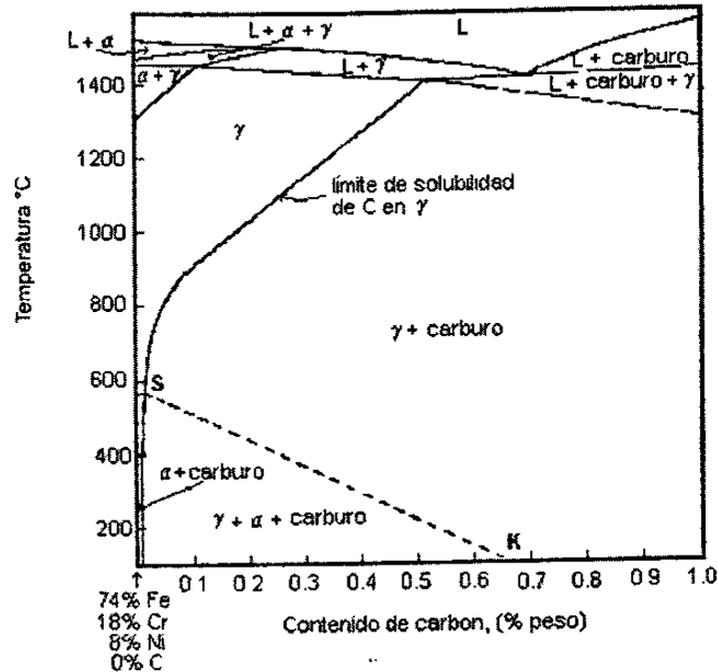


Figura 2.11 Efecto del carbono en un diagrama de fases del acero AISI 304 (18 % Cr, 8 % Ni) [14].

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].

- [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. Inchaurreza, "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  $\sigma$ . 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:

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

donde  $\sigma$  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  $\nu$  es la relación de Poisson.

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

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

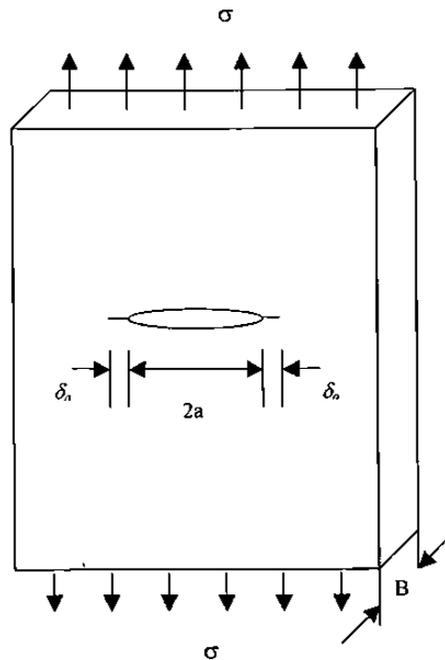


Figura 3.1 Placa de un material elástico que contiene una grieta de longitud  $2a$  en su centro[1].

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

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

De acuerdo al criterio de Griffith, la grieta se propagará bajo la acción de un esfuerzo constante  $\sigma$  (el cual dará inicio a la fractura), si un incremento infinitesimal en la longitud de la grieta no produce cambio en la energía total  $\Delta U$  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 ( $\sigma_f$ ) es

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

donde  $\gamma_p$  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  $\text{kgm/m}^2$  o  $\text{lbin/in}^2$  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 ( $\sigma_f$ ) 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.

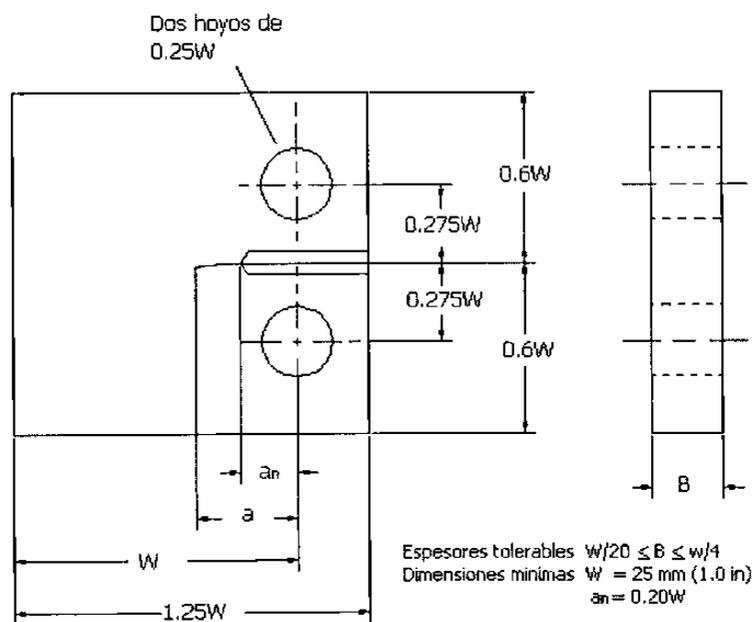


Figura 3.2 Probeta estándar para determinación de la tenacidad a la fractura en tensión compacta[3].

### 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  $x-y$ .

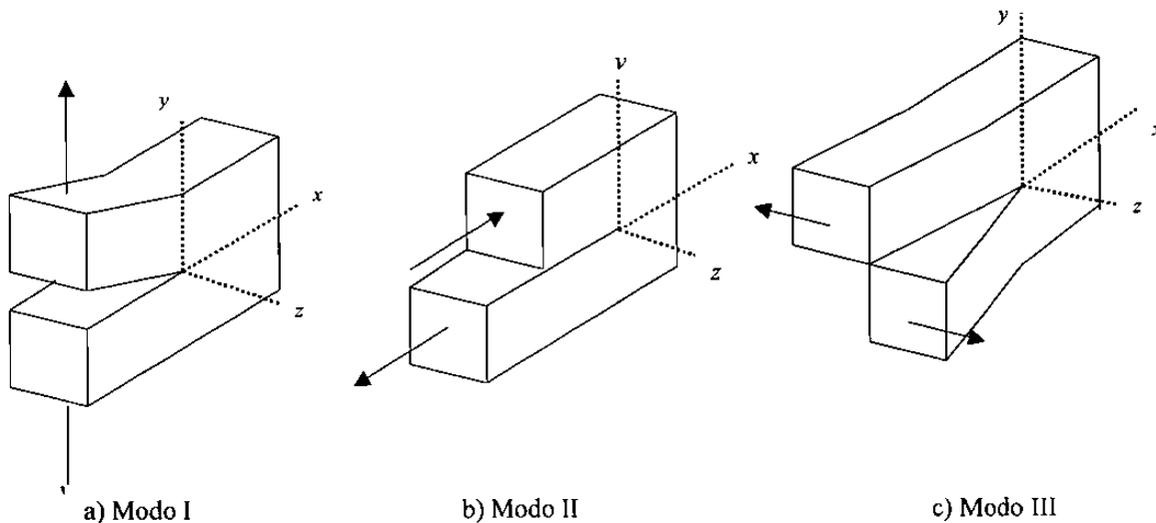


Figura 3.3 Los tres modos básicos de desplazamiento de las superficies de fractura[1].

### 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.

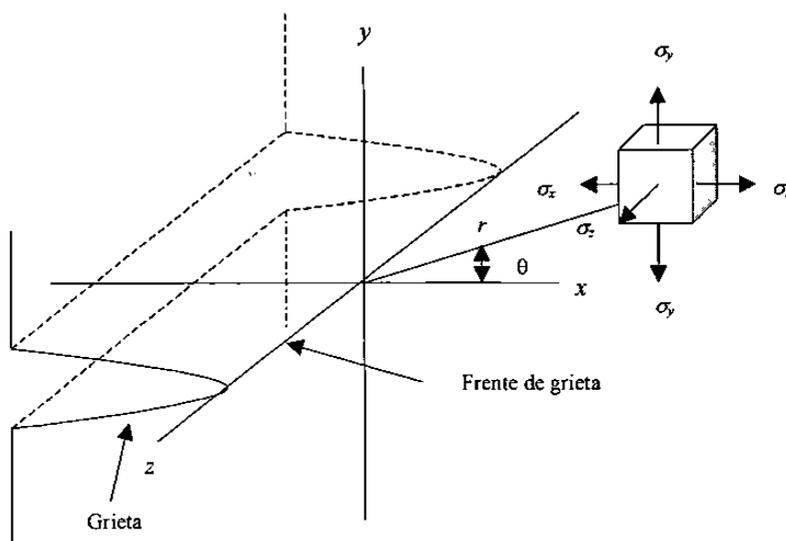


Figura 3.4 Sistema de coordenadas para describir el campo de esfuerzos en la punta de una grieta [4].

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  $\theta$ , donde  $r$  es la distancia en el plano  $x-y$  del frente de grieta a un punto en el espacio y  $\theta$  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:

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

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

$$\sigma_z = 0 \quad \text{para esfuerzo plano generalizado}$$

donde  $\nu$  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  $(r,\theta)$ , 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:

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

donde  $K$  representa la magnitud de la intensificación del esfuerzo en la región de la punta de la grieta. Si se despeja  $\sigma$  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  $\sigma_{max}$  y el esfuerzo mínimo  $\sigma_{min}$  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.

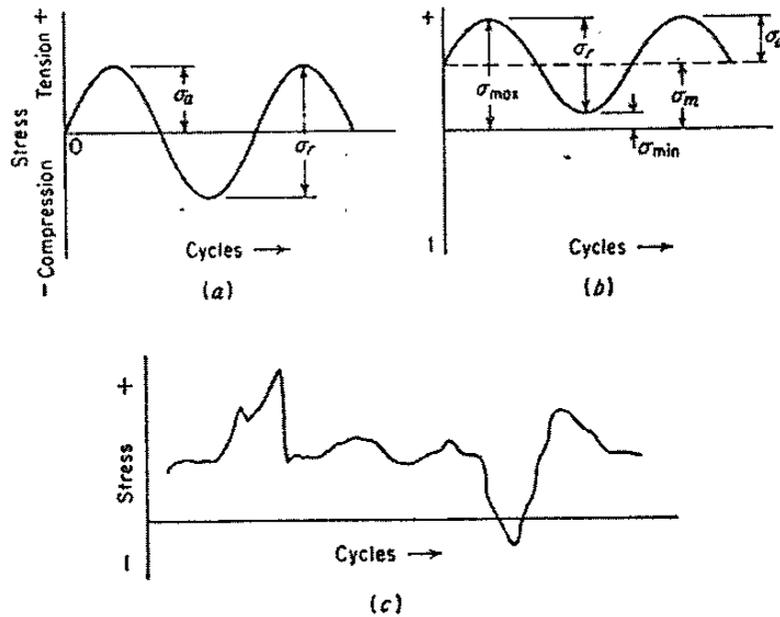


Figura 3.5 Ciclos típicos de esfuerzo de fatiga[2].

Un ciclo de esfuerzos fluctuantes puede considerarse constituido por dos componentes: un esfuerzo medio, o estacionario,  $\sigma_m$  y otro alterno o variable,  $\sigma_a$ . Hay que considerar también el intervalo de esfuerzos  $\sigma_r$ . 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.

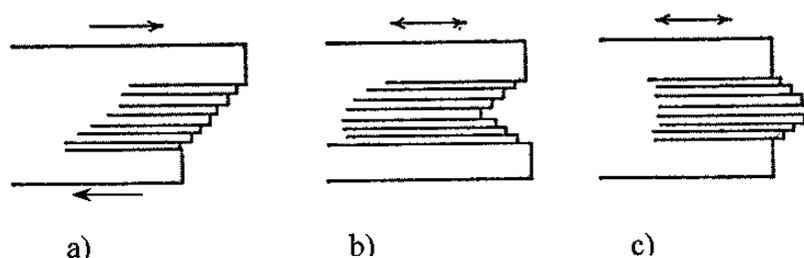


Figura 3.6 Formación de extrusiones e intrusiones por bandas de deslizamiento[2].

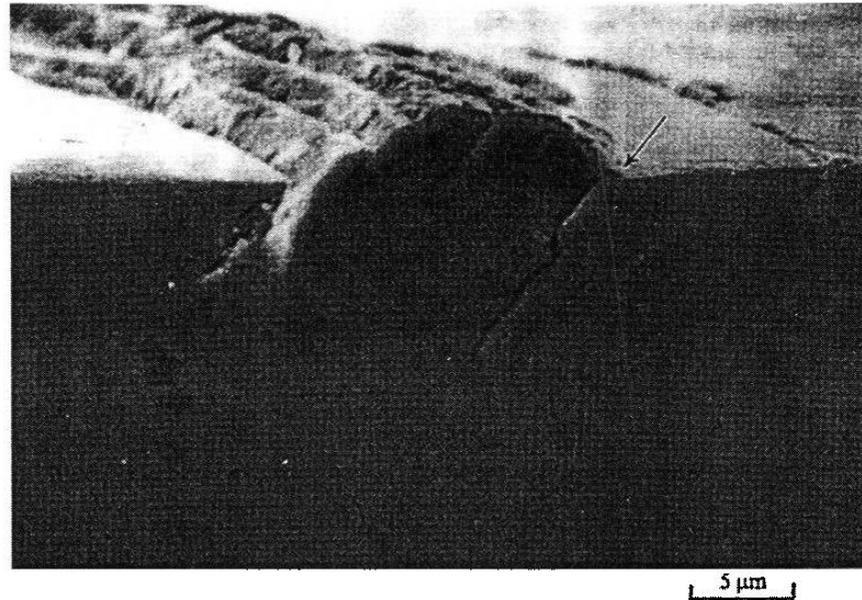


Figura 3.7 Iniciación de una grieta por fatiga en una aleación de cobre[1].

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 hondas 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.

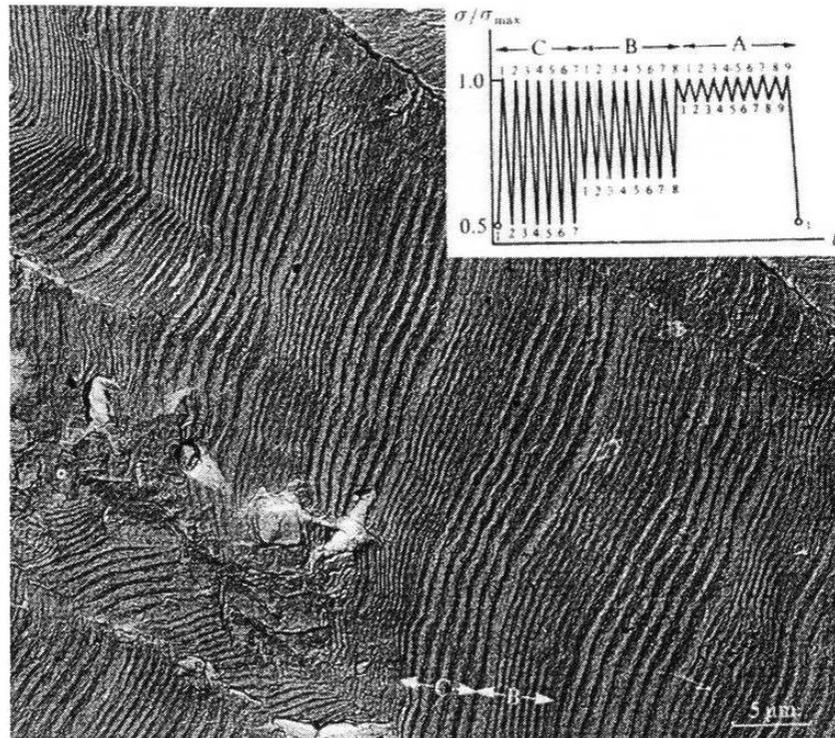


Figura 3.8 Formación de estricciones por fatiga en un componente[2].

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  $45^\circ$  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).

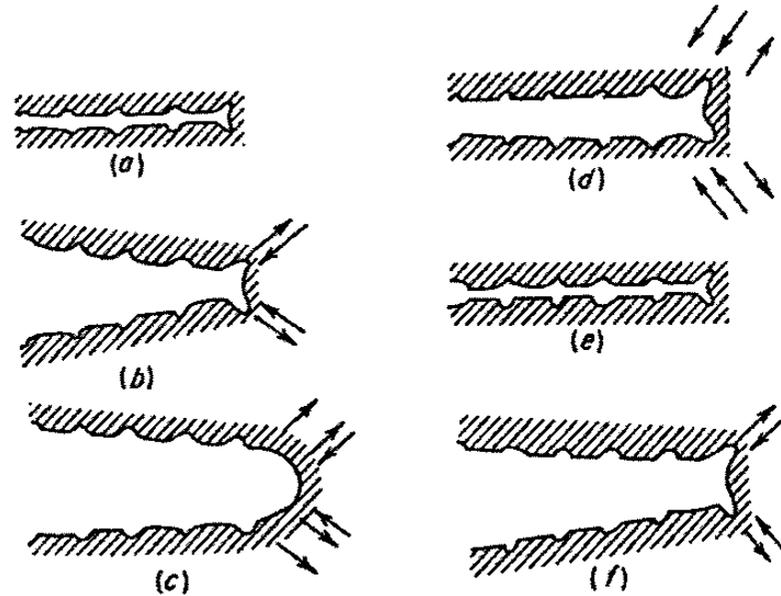


Figura 3.9 Proceso del crecimiento de una grieta durante la Etapa II de fatiga[2].

### 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  $\Delta K$  ( 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  $\Delta K$  aumenta. En la Figura 3.10 se muestra una gráfica logarítmica que presenta los datos  $da/dN$  contra  $\Delta K$ . 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  $\Delta K$  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  $\Delta K$  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.

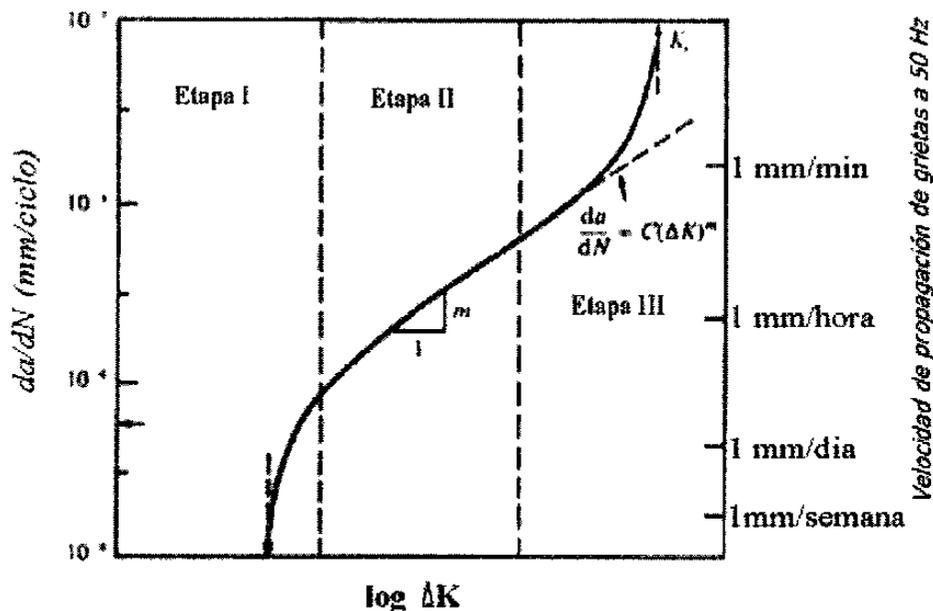


Figura 3.10 Ilustración esquemática de las tres etapas de propagación de grietas estables [1].

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  $\Delta T$  están dados por:

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

En donde  $\alpha$  = 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  $\sigma_f$  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.

## **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.

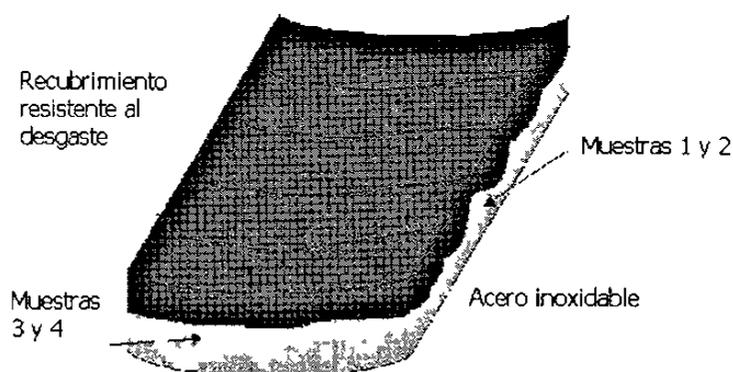


Figura 4.1 Esquema del material a analizar. La zona oscura representa a la aleación resistente al desgaste o recubrimiento duro y la zona clara es el tubo de acero inoxidable.

### 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.

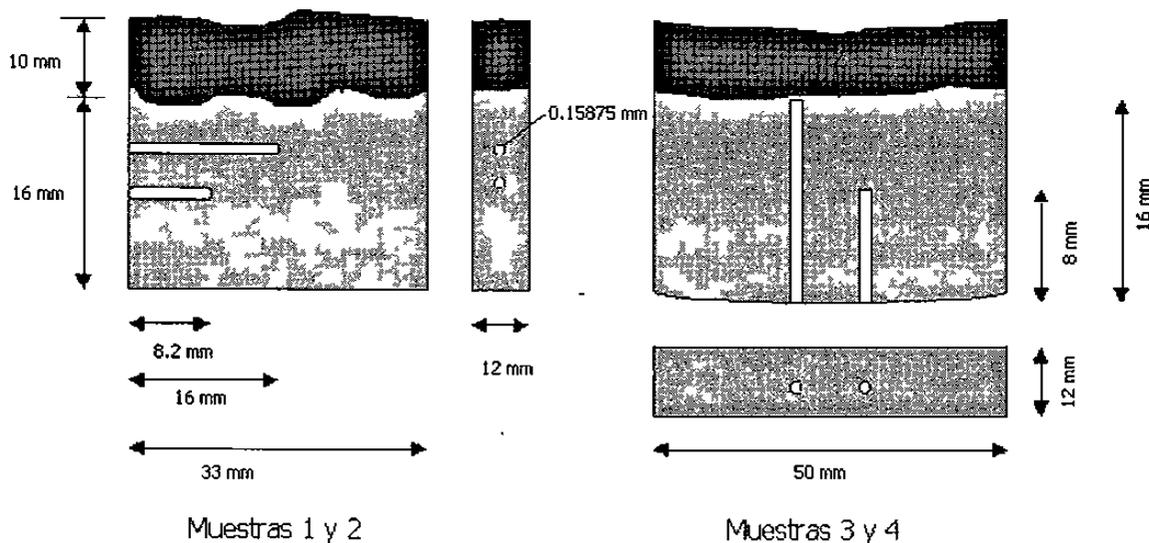


Figura 4.2 Geometría y dimensiones de las probetas longitudinales (1 y 2) y transversales (3 y 4).

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, 10<sup>th</sup> 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.