

7
250

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA
DE MEXICO

FACULTAD DE ESTUDIOS SUPERIORES
CUAUHTILAN

"TECNICAS PARA ESTIMAR LA VIDA RESIDUAL
EN MATERIALES DE GENERADORES DE VAPOR".

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL TITULO DE :

INGENIERO MECANICO ELECTRICISTA

P R E S E N T A :

JUAN CHAPARRO CRUZ

ASESORES : DR. GONZALO GONZALEZ RODRIGUEZ (I.I.E.)

ING. GERARDO SOSA (F.E.S./C.)

CUAUHTILAN IZCALLI, EDO. DE MEXICO 1993.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN



UNAM – Dirección General de Bibliotecas Tesis Digitales Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS © PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis está protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

INDICE GENERAL

CAPITULO I	3
1.1 Introducción	4
1.2 Resumen	5
CAPITULO II ANTECEDENTES TEORICOS	7
2.1 Problemática de los materiales en la industria eléctrica	8
2.2 Termofluencia de los materiales	12
2.3 Mecanismos de termofluencia	15
CAPITULO III TECNICAS DE DETERMINACIÓN DE DAÑO POR TERMOFLUENCIA	22
3.1 Pruebas Metalográficas	22
3.2 Técnicas de replicación superficial	24
3.3 Pruebas aceleradas de ruptura	26
3.4 Métodos paramétricos de aproximación tiempo-temperatura más usados para la evaluación de vida residual en materiales metálicos.	27
3.4.1 Parámetro Larson-Miller	28
3.4.2 Parámetro Orr-Sherby-Dorn	29
3.4.3 Parámetro Manson-Haferd	30
3.4.4 Parámetro del Mínimo Compromiso	31
3.5 Pruebas Iso-tensión	32
CAPITULO IV DESARROLLO EXPERIMENTAL	36
4.1 Materiales usados en las pruebas de ruptura acelerada	36
4.2 Máquina de Termofluencia	39
4.2.1 Elementos que componen a la máquina de termofluencia	39
4.2.2 Explicación breve de como se lleva acabo el experimento de termofluencia	45
4.3 Probetas usadas en la experimentación (SA 213-T22 y SA 213-304H)	46
4.3.1 Dimensiones usadas en esta probeta	46
4.3.2 Preparación de las probetas antes de iniciar la prueba	46

4.3.3	Preparación de las probetas después de finalizar la prueba	47
4.3.4	Preparación de la probeta para la observación en el microscopio óptico y de barrido	47
4.3.5	Conteo de microcavidades para ambos aceros	49
4.3.6	Análisis de microdureza	50
4.4	Examen interrumpido para los aceros SA 213-T22 y SA 213-304H	50
CAPITULO V RESULTADOS EXPERIMENTALES		54
5.1	Efecto de la temperatura sobre (tr) a esfuerzo constante .	55
5.2	Efecto del esfuerzo sobre (tr) a temperatura constante ...	56
5.3	Prueba Interrumpida	57
5.3.1	Variación de microcavidades y elongación vs. (t/tr) .	57
5.3.2	Variación de dureza vs. (t/tr)	59
5.4	Fotografías	76
CAPITULO VI ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS		103
6.1	Pruebas de ruptura acelerada	103
6.1.1	Extrapolación a condiciones de operación	103
6.1.2	Parámetro Larson-Miller	106
6.1.3	Parámetro Orr-Sherby-Dorn	112
6.1.4	Comparación de vida residual por los tres métodos .	113
6.2	Prueba Interrumpida	118
6.2.1	Microcavidades	118
6.2.2	Elongación	118
6.2.3	Microdureza	119
CAPITULO VII CONCLUSIONES, SUGERENCIAS Y COMENTARIOS FINALES		
	CONCLUSIONES	120
	SUGERENCIAS	122
	COMENTARIOS FINALES	122

CAPITULO I

1.1 Resumen

1.2 Introducción

RESUMEN

En el presente trabajo se muestran los resultados de la evaluación de vida remanente a través de 2 técnicas principales de estimación, es decir por replicación superficial y ruptura acelerada, en las primeras se hizo un seguimiento de los cambios microestructurales como la evolución de carburos, formación de fase sigma y la aparición de microcavidades en los límites de grano, considerando las 3 variables conocidas: esfuerzo, temperatura y tiempo de exposición mediante técnicas de replicación, en las segundas se reprodujo en el laboratorio el fenómeno de termofluencia mediante pruebas de ruptura acelerada, extrapolando estos resultados en tiempos cortos a tiempos largos, como reales. Se evaluo materiales típicos de recalentadores y sobrecalentadores, el acero grado T-22 y el acero 304-H, mediante estas técnicas. Se extrajeron probetas de sección plana y se sometieron a pruebas de termofluencia variando temperatura y esfuerzo, obtuyéndose los t_r los que se combinan con las temperaturas en parámetros de extrapolación denominados Larson-Miller y Orr-Sherby-Dorn, el cual se grafica contra esfuerzo aplicado, y apartir de ahí se extrapolan los resultados a tiempos largos, para predecir cuanto tiempo de vida residual se espera en las condiciones de presión y temperatura de un generador de vapor. Igualmente a todas las probetas falladas se les hizo replicas superficiales, las cuales fueron examinadas con microscopía óptica y electrónica, obteniéndose fotografías y estableciendo una correlación entre el tiempo de vida residual con la formación de fase sigma, el número de microcavidades, variación de la microdureza y elongación, todo esto a través de ecuaciones encontradas que nos simulen el comportamiento obtenido de cada uno de estos factores para finalmente definir un criterio confiable en la estimación de vida residual de cada uno de los aceros estudiados.

INTRODUCCION

La industria nacional de generación eléctrica registra un consumo importante de aceros especiales y aleaciones que son empleados en equipos generadores de vapor. Estos materiales forman parte de secciones críticas sujetas a trabajo en alta temperatura, como son tuberías de recalentadores y sobrecalentadores, entre otros.

Uno de los principales problemas que enfrentan actualmente las plantas termoeléctricas en México, consiste en la grave reducción del tiempo de operación de los equipos de generación de vapor, misma que ha llegado a alcanzar períodos acumulados hasta de tres años, la causa más frecuente de esta situación ha sido la falla de tubos de caldera con los consecuentes paros del generador de vapor y la suspensión del servicio de energía eléctrica, esto obliga a tratar de controlar el riesgo que significa la falla de un solo tubo cuyas consecuencias inciden tanto en la economía de la empresa como la imagen ante el usuario. Actualmente no existe una aleación metálica capaz de resistir el trabajo a temperaturas elevadas por tiempo indefinido. Las aleaciones con mejores características con las que se cuenta en la actualidad, operan en rangos de temperatura cercanos a los 600°C y esfuerzos de decenas de megapascales o quizá centenas, por lo que difícilmente logran superar una vida útil de diez años de operación.

Las aleaciones metálicas para trabajo en alta temperatura normalmente vienen acompañadas por un grupo de datos, donde se establece la vida más probable del material en operación confiable, presentando la relación requerida de temperatura y esfuerzo. Sin embargo si las condiciones de operación muestran una desviación sensible durante horas o días, la vida residual del material queda desafortunadamente indeterminada.

El ahorro que sería posible lograr al conocer la vida residual es evidentemente significativo, ya que al detectar anticipadamente la necesidad del cambio de tubería se puede programar su reposición durante el mantenimiento normal de la central, además sabemos que la edad promedio de los generadores de vapor que utilizan combustibles fósiles en México esta incrementándose; y en algunos de estas plantas estan siendo sujetas a programas para extender su vida útil para que pueda operar más allá de sus vidas originales. Una desventaja de depender de plantas viejas es que la probabilidad de falla se incrementa cada vez más para aquellas componentes susceptibles a mecanismos de falla tales como termofluencia, corrosión, erosión y fatiga. En este trabajo de tesis las técnicas para predecir la vida remanente de un material serán discutidos. La termofluencia puede ser definida como la deformación plástica progresiva que llega a hacerse importante, funcional o estructuralmente, bajo tensiones sostenidas inferiores al límite elástico a las temperaturas de operación, cuando son elevadas estas

temperaturas y terminan provocando el colapso o ruptura del componente en cuestión, estas temperaturas generalmente son mayores a 1/3 de la temperatura de fusión.

El objetivo de este trabajo de tesis es el de aplicar las técnicas más usadas en la predicción o estimación de la vida residual de materiales característicos de los generadores de vapor utilizados en las centrales termoeléctricas y que son afectados por termofluencia.

Así el desarrollo se lleva a cabo primeramente con la búsqueda bibliográfica con la cual se forma el marco teórico del capítulo II y III, dentro del capítulo III se ve las técnicas más usadas en la evaluación y determinación de daño por termofluencia en las que se incluyen las pruebas de ruptura acelerada y técnicas metalográficas de replicación superficial así como los métodos paramétricos de aproximación tiempo-temperatura más conocidos para la evaluación de vida residual en materiales metálicos entre los que tenemos Larson-Miller, Orr-Sherby-Dorn, Manson-Haferd y Minimo Compromiso. Por último también se da una explicación breve acerca de las pruebas de isotensión. En el capítulo IV se lleva a cabo el desarrollo experimental aquí se habla sobre los materiales usados en las pruebas de ruptura acelerada, posteriormente se describe a la máquina usada para las pruebas antes mencionadas, de que elementos se compone haciendo una descripción breve de cada uno de estos y de como se lleva a cabo un experimento de termofluencia.

En el capítulo V se da los resultados experimentales tomando los puntos más importantes de la etapa experimental de tal forma que se ve como influye la temperatura sobre t_r a esfuerzo constante, también como influye el esfuerzo sobre t_r a temperatura constante, se dan resultados de las pruebas interrumpidas considerando la variación de las microdurezas, la variación de las microcavidades y elongación contra el porcentaje de fracción de vida consumida (t/t_r), por último se presenta las fotografías obtenidas de cada etapa experimental tanto de probetas a esfuerzo constante, temperatura constante, pruebas interrumpidas y de replicaciones superficiales.

En el capítulo VI se hace el análisis y discusión de resultados, aquí se analiza los resultados obtenidos del capítulo anterior es decir discutiendo y comparando los resultados obtenidos de los tres métodos de extrapolación usados para la evaluación de vida residual de los aceros T-22 y 304-H usando los parámetros Larson-Miller, Orr-Sherby-Dorn y por el método experimental. Posteriormente se analiza la variación de las microcavidades, microdurezas y elongaciones sufridas durante las etapas de la prueba interrumpida para los aceros T-22 y 304-H.

CAPITULO II

ANTECEDENTES TEORICOS

2.1. PROBLEMATICA DE MATERIALES EN LA INDUSTRIA ELECTRICA

2.2. TERMOFLUENCIA

2.3. MECANISMOS DE TERMOFLUENCIA

2.1 PROBLEMATICA DE MATERIALES EN EL SECTOR ELECTRICO

La producción de energía eléctrica en México⁽⁹⁾ se ha generado durante los últimos años, en su mayor parte (70%), a través de Centrales Termoeléctricas las cuales tienen uno o más generadores de vapor que usan el aceite residual del petróleo como combustible⁽¹⁰⁾. En México existe una tendencia a diversificar en el futuro las fuentes de energía. En la actualidad existen en nuestro país 2 opciones para este propósito. La primera, trata del desarrollo de fuentes de energía, como carbón de amplio uso en otros países, pero cuyo potencial no ha sido plenamente aprovechado en el nuestro.

La segunda opción comprende el desarrollo de fuentes de energía, como la nuclear, con una incipiente explotación en otros países, que representan una alternativa disponible a largo plazo, tienen un costo de aprendizaje y asimilación tecnológica.

Así mismo, estarían comprendidas fuentes de energía tales como la geotérmica; sin embargo, esta no representa más del 5% de la demanda nacional de electricidad.

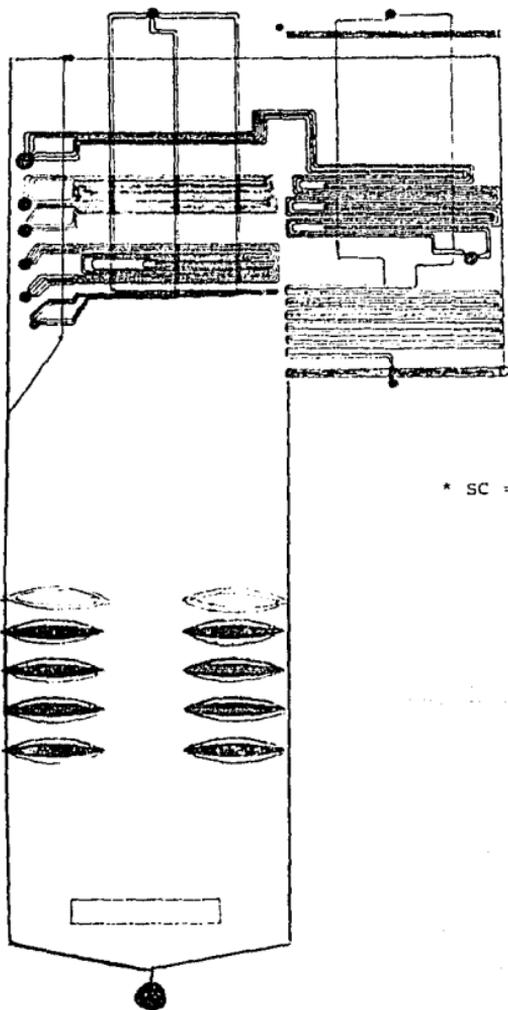
Dentro del área de desarrollo de fuentes de energía a través de Centrales Termoeléctricas a continuación se describe en forma general un generador de vapor Mitsubishi de 300Mw..

Como puede verse en la figura 2.1 en este diseño específico hay siete secciones de tubería ilustradas con un número diferente, cada una de las cuales representa una unidad intercambiadora de calor denominada banco.

El dibujo nos muestra una vista lateral de cada banco. En cada uno de ellos las líneas de tubería conectan 2 círculos que representan las secciones transversales de tubos de diámetro mucho mayor, llamados cabezales, cuyo eje es perpendicular al plano del dibujo. A lo largo de los cabezales, los tubos del banco se van insertando en grupos, formando planos perpendiculares al eje del cabezal llamados hileras. Estas pueden permanecer sin alterarse en todo el banco o cambiar a través de dobleces o entrelazados de los tubos de hileras adyacentes. Esto muestra el concepto de arreglo tridimensional de tubería.

La pared de agua, cubre el interior de las 4 paredes de la cavidad que alberga los bancos de las etapas de sobrecalentamiento (baja temperatura, temperatura intermedia y alta temperatura) y la etapa de alta temperatura del sobrecalentador. Además en su parte inferior forma las fronteras del hogar, donde se realiza la combustión del combustible, inyectado por los 4 niveles de quemadores situados en las 4 esquinas de la cavidad.

Las paredes de vapor frío revisten la segunda cavidad que contiene la etapa de baja temperatura del recalentador y el banco llamado economizador. Ambas cavidades descritas se comunican en la parte superior a través de los tubos de la pared de agua que se recomodan (cortina de pared de agua) dejando un paso para los gases de combustión.



BANCOS*

GEN. DE VAPOR MITSUB

CTE. MANZANILLO, U.3-4

SC DE TEMP. INTER

SC DE ALTA TEMP

RECALENTADOR

ECONOMIZADOR

SC BAJA TEMP

PARED DE AGUA

PARED VAPOR FRIO

* SC = SOBRECALENTADOR

Figura 2.1- Unidad Mitsubishi de 300 Mw

Por último, el círculo interior parcialmente pintado en la esquina superior representa la sección transversal de un depósito cilíndrico, con eje perpendicular al plano del dibujo. Dicho depósito llamado domo contiene agua y vapor de agua a temperatura de saturación.

Para tener una idea de las dimensiones reales que tiene este generador, podemos imaginarlo como un edificio de 7 niveles con una base de 10m.x11m. La totalidad de los bancos forman una área de calefacción de 2.5 hectáreas con una longitud de 115km. de tubería. Por otro lado, se analizará ahora la indisponibilidad de una CTE, la cual provoca grandes pérdidas a la industria eléctrica de nuestro país llegando generalmente dichas pérdidas a varios cientos de millones de dólares. La indisponibilidad la podemos conceptualizar como: el cociente de la energía no generada (MW-hr) por falla (salida de servicio) ó decrecimiento (disminución de la potencia de la unidad), o entre la energía que debía de producirse de acuerdo a la potencia de la placa durante un cierto tiempo, resultando en cada caso un porcentaje.

En la tabla 2.1 se muestra la distribución de la indisponibilidad relativa por equipo, para cada grupo de generación, obtenida de una muestra de eventos ocurridos. En ella se puede ver que el equipo que introduce mayor indisponibilidad es el generador de vapor.

POTENCIA DE PLACA MW	37-40	75-80	150-158	300	GLOBAL
GENERADOR DE VAPOR	68.34	44.91	49.71	55.30	52.57
TURBOGENERADOR	9.91	39.40	13.60	22.22	23.75
AUXILIARES	9.37	15.32	36.02	20.11	21.72
OTROS	12.38	0.37	0.67	2.36	1.97

TABLA 2.1- PORCENTAJES RELATIVOS, POR EQUIPO PARA DIFERENTES GRUPOS DE GENERACION.

En la tabla 2.2 se detallan los conceptos que producen indisponibilidad en el generador de vapor. En ella se observa que la causa más importante de falla es la tubería.

En la tabla 2.3 se muestra la indisponibilidad absoluta del generador de vapor y en ella se observa que la tubería ocasiona el más alto porcentaje global, 4.65% lo que produce una pérdida de capacidad instalada de $(4.65/100) * 10824.5 = 503.5$ MW (el segundo factor es la capacidad instalada de la termoeléctrica). Como aproximadamente cada MW instalado cuesta un millón de dólares, esto quiere decir que se requieren \$503.5 millones de dólares en equipo nuevo para recuperar la energía no generada.

POTENCIA DE PLACA (MW)	37-40	75-80	150-158	300	GLOBAL
TUBERIA	21.99	23.02	13.58	34.73	28.03
PRECALENTADORES	16.61	6.55	13.21	6.11	7.85
COMBUSTION	6.11	4.69	7.69	5.33	5.66
VENTILADORES	10.39	3.15	8.56	4.00	4.87
ENSUCIAMIENTO/LIM- PIEZA DE CALDERA	8.70	2.90	4.82	2.12	2.99
OTROS GENERADORES DE VAPOR	2.52	2.51	0.94	0.50	1.06
MISCELANEOS DEL GENERADOR DE VAPOR	0.32	0.01	0.14	1.52	0.92
COLECTORES/DISTRI- BUIDORES DEL CICLO AGUA VAPOR	0.66	0.77	0.28	0.64	0.60
VALVULAS	1.02	1.32	0.47	0.34	0.59

TABLA 2.2.-PORCENTAJES RELATIVOS, EN EL GENERADOR DE VAPOR, PARA DIFERENTES GRUPOS DE GENERACION

POTENCIA DE PLACA (MW)	37-40	75-80	150-158	300	GLOBAL
TUBERIA	1.59	3.85	1.71	6.95	4.65
PRECALENTADORES	1.20	1.09	1.66	1.22	1.30
COMBUSTION	0.44	0.78	0.97	1.07	0.94
VENTILADORES	0.75	0.53	1.08	0.80	0.81
ENSUCIAMIENTO/LIM- PIEZA DE CALDERA	0.63	0.48	0.61	0.42	0.50
OTROS GENERADORES DE VAPOR	0.18	0.42	0.12	0.10	0.17
MISCELANEOS DEL GENERADOR DE VAPOR	0.02	0.002	0.02	0.30	0.15
COLECTORES/DISTRI- BUIDORES DEL CICLO AGUA-VAPOR	0.05	0.13	0.04	0.13	0.10
VALVUAS	0.07	0.22	0.06	0.07	0.10

TABLA 2.3 PORCENTAJES ABSOLUTOS EN EL GENERADOR DE VAPOR, PARA DIFERENTES GRUPOS DE GENERACION.

La figura 2.2 muestra la distribución de materiales en los bancos del generador de vapor MITSUBISHI. Todos son aceros, que van desde aceros al carbon, pasando por aceros de baja aleación ferríticos, hasta aceros inoxidables austeníticos. En las zonas de alta temperatura (>570 °C) como el recalentador y sobrecalentador se utilizan aceros de bajo contenido de Cr y Mo principalmente. Cuando se requiere mayor resistencia a la corrosión y oxidación en alta temperatura con mejores propiedades mecánicas, se utilizan aceros con un contenido mayor de Cr y adición de otros elementos como el Ni, Ti y Nb, que forman la base de los aceros inoxidables.

2.2. TERMOFLUENCIA

Los programas tan acelerados de desarrollo de aleaciones han producido materiales con buenas propiedades a altas temperaturas, pero la demanda siempre creciente de tecnología moderna exige materiales con todavía más alta resistencia mecánica y a la oxidación.

Algunos problemas que presentan los metales al ser sometidos a temperaturas elevadas son: disminución de la resistencia mecánica, reacción del metal con su medio ambiente (oxidación, y penetración intergranular de óxidos), deformación en los límites de grano, desplazamiento de dislocaciones, etc.^(2,3)

A altas temperaturas, la resistencia mecánica depende mucho de la velocidad de aplicación de la carga y del tiempo de exposición. Un metal sujeto a cargas de tracción constante fluye lentamente y sufre un aumento de longitud que es función del tiempo.

Una gran cantidad de fenómenos metalúrgicos de importancia dependen fuertemente de la temperatura a la que se originan. Un caso importante es conocido como TERMOFLUENCIA, en el que además de la temperatura, juegan un papel importante las cargas o esfuerzos a las que se ven sujetos los materiales y el tiempo de operación. En estas condiciones podemos definir el fenómeno de TERMOFLUENCIA: como una deformación plástica progresiva que llega a hacerse importante, funcional o estructuralmente, bajo tensiones sostenidas inferiores al límite elástico a las temperaturas de operación, cuando son elevadas estas temperaturas y terminan provocando el colapso o ruptura del componente en cuestión estas temperaturas generalmente son mayores a 1/3 de la temperatura de fusión⁽⁴⁾. Por lo tanto el origen de este fenómeno hay que buscarlo en la facilidad de los materiales metálicos para deformarse plásticamente como consecuencia de la existencia en sus redes cristalinas de los defectos lineales conocidos como dislocaciones y de la naturaleza térmicamente activada de su movimiento a través del metal, movimiento que es responsable de los deslizamientos que causan su deformación plástica.

El comportamiento entonces de este fenómeno está teóricamente representada a través de la curva de termofluencia que se describirá a continuación:

Cuando se efectúan pruebas experimentales de termofluencia generalmente se mantiene constante la carga aplicada a la muestra a lo largo de todo el ensayo, por lo que como al alargarse la probeta disminuye la sección transversal, la tensión axial aumenta continuamente. Para pequeñas deformaciones (menores al 0.1%), la distinción entre carga y esfuerzo constante no es importante, pero para deformaciones mayores habrá que hacer esta distinción y se considerará la curva de termofluencia como la obtenida bajo esfuerzo constante. Una curva típica del comportamiento de termofluencia es la dada en la fig. 2.3

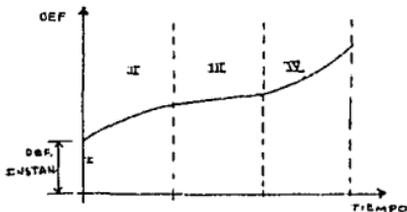


Fig. 2.3 Curva del comportamiento de termofluencia.

Como se puede apreciar en la fig. 2.3 el proceso de termofluencia puede dividirse en cuatro etapas:

I. DEFORMACION INSTANTANEA: Es la que se produce al aplicar el esfuerzo. Debe notarse que aún en el caso en que la tensión aplicada sea inferior al límite elástico, no toda la deformación es elástica, otra parte solo se recupera con el tiempo (carácter anelástico) y el resto no, es recuperable (carácter plástico), aunque la deformación instantánea no es realmente termofluencia, tiene un gran interés en el estudio de esta última porque constituye una fracción considerable en la deformación total.

II. TERMOFLUENCIA PRIMARIA: Es un periodo transitorio en el que la velocidad de deformación disminuye debido a que el material endurece por efecto de la propia deformación, y es expresada matemáticamente como:

$$E \propto t^{-2/3} \text{ es decir: } E = t^{2/3}$$

donde: E = velocidad de deformación

t = tiempo

que apenas contribuye a la deformación total o ruptura.

III. TERMOFLUENCIA SECUNDARIA: Es la etapa en la que la velocidad de deformación es constante, como resultado de un equilibrio entre los procesos en competencia de endurecimiento por deformación y el de recuperación. Por esta razón se le conoce como termofluencia en estado estacionario, y es expresada de la forma:

$$E = A \sigma^m \text{EXP}(-\delta H(\sigma)/RT)$$

donde: A y m = son constantes del material

σ = tensión aplicada

$-\delta H$ = energía de activación en general función de las tensiones aplicadas

R = constante de los gases perfectos

T = temperatura absoluta

IV. TERMOFLUENCIA TERCIARIA: Se caracteriza por un aumento en la velocidad de deformación, además se han encontrado pruebas de la formación de huecos y abundantes grietas durante esta etapa. Así mismo es debido a:

- * La recristalización del material
- * Su progresivo ablandamiento por simple envejecimiento térmico
- * Formación y coalescencia de microporos en bordes de grano para producir microgrietas primero y macrogrietas después.

La velocidad se dispara exponencialmente hasta producir el colapso o ruptura del componente en cuestión. La influencia acelerada de tales cambios puede expresarse en la forma:

$$E = A(\sigma/(1-D))^m$$

donde: E = velocidad de deformación

A y m = constantes del material

σ = tensión aplicada

D = daño del material

que constituyen las conocidas ecuaciones de Kachanov^(4,5) en resistencia de los materiales. Además (D-daño) es una medida del grado de incidencia de los cambios microestructurales que se acaban de citar como responsables del aumento progresivo de la velocidad de deformación.

La velocidad de termofluencia en metales es fuertemente dependiente de la temperatura y el esfuerzo, la figura 2.4 muestra el efecto de la variación de la tensión aplicada sobre las curvas obtenidas a temperatura constante.

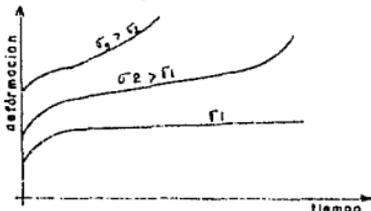
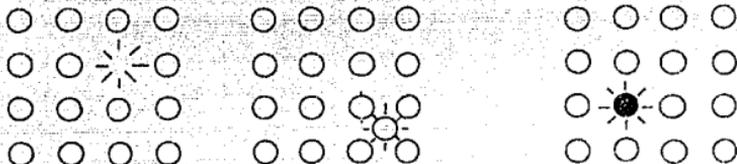


Fig. 2.4 - muestra el efecto de variación de la tensión aplicada sobre las curvas obtenidas a temperatura constante.

Una familia de curvas parecidas a las mostradas en la figura 2.4 se obtiene en los ensayos realizados a la misma tensión y diversas temperaturas. Cuanto más alta es la temperatura, mayor es la velocidad de termofluencia. La diferencia fundamental entre las curvas de tensión constante y las de temperatura constante es, quizás el que las primeras se inician en el mismo punto sobre el eje de las deformaciones y las otras no.

2.3. MECANISMOS DE TERMOFLUENCIA

Las propiedades mecánicas de los materiales, principalmente la resistencia a la tensión se ven afectadas en cuanto aumenta el factor temperatura. La temperatura elevada provoca un aumento rápido de la movilidad atómica y favorece el deslizamiento de planos de la red cristalina, los cuales sufren un movimiento relativo que se identifica como dislocación. Este movimiento de característica generalmente ascendente, se encuentra íntimamente ligado al equilibrio de las vacancias de la estructura atómica del material y es responsable del inicio del proceso de deformación. Existe una vacancia en la red cristalina de un material cuando un átomo está ausente de su posición normal. Para el caso de los materiales puros el número de vacancias que se crean por una excitación térmica es pequeño, lo cual significa que termodinámicamente es estable en altas temperaturas^(3,4).



VACANCIA

POSICION ANORMAL
DE UN ATOMO

ATOMO IDENTIFICADO COMO
IMPUREZA EN ESA RED

La figura 2.5 muestra algunos arreglos típicos de vacancias y puntos defectuosos. El defecto más importante de dos dimensiones o en línea es la dislocación, la cual es responsable del fenómeno de deslizamiento, por el que la mayoría de los metales se deforma plásticamente. Así, una manera de concebir una dislocación consiste en considerar que los disturbios de separación en una región localizada de la red generan deslizamientos cristalinicos que se relacionan íntimamente con los fenómenos mecánicos, como termofluencia, punto de cedencia, fatiga y fractura frágil. A lo anterior puede agregarse que la estructura interna del metal se ve afectada por la velocidad de deformación bajo el esfuerzo y la temperatura considerada en factores tales como densidad y disposición de las dislocaciones en el metal, el número de lugares vacantes y átomos intersticiales, la concentración y clase de átomos de impurezas, el tamaño y distribución de partículas de precipitado y finalmente el tamaño de grano.

Es un hecho bien documentado que los metales cristalinicos se deforman por los siguientes tres tipos de mecanismos:

- a) Deslizamiento
- b) Ascensión
- c) Cizallamiento sobre, o adyacente a los límites de grano

A) Mecanismo por Deslizamiento

La energía atómica adquirida por las dislocaciones en el material metálico da como resultado el deslizamiento, y la continuidad de este movimiento permite un salto de las mismas dislocaciones, generando obstrucciones progresivas que forman un bloque en la red cristalina.

La energía adicional permite que surjan dislocaciones en los límites de grano acompañadas por la formación de capas de deslizamiento, que conducen a la formación de microfisuras en los límites de grano. La probabilidad de disponer de la energía necesaria, aumenta exponencialmente con la temperatura y esto forma la base para describir tanto la fluencia como la ruptura bajo esfuerzo⁽³⁾.

En general las fracturas que se observan en los límites de grano durante la fluencia lenta a temperaturas elevadas son el deslizamiento de los límites de grano, la migración de los límites de grano y la formación de pliegues. El deslizamiento en los límites de grano lleva consigo un proceso de cizallamiento en la dirección de estos límites, y es favorecido por el aumento de la temperatura, la disminución de la velocidad de fluencia o por efecto simultáneo de ambos factores^(2,4).

B) Mecanismo por Ascensión o Escalonamiento

El otro tipo de mecanismo de fractura intergranular de la termofluencia se caracteriza por la formación de huecos discontinuos en los límites de grano, especialmente en aquellos que tiene una disposición transversal a las tensiones de tracción, los huecos manifiestan un crecimiento y coalescencia en la grieta intergranular llevando el material a la ruptura completa. Este tipo de fracturas es característica de la tensión baja y la ruptura se produce después de transcurrido un tiempo largo. Un mecanismo propuesto para este tipo de iniciación de fracturas consiste en la formación de huecos por condensación de vacancias⁽⁵⁾, seguido del crecimiento de las mismas por difusión hacia los defectos reticulares de los límites de grano. Esto puede resultar de la operación continua de los mecanismos de cizallamiento normal a lo largo del límite de grano, ya que durante el desplazamiento a lo largo del límite se presentan concentraciones de esfuerzos en las aristas de una especie de escalón, esto puede verse en la figura 2.6

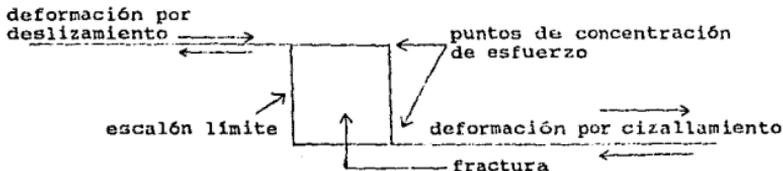


Figura 2.6

Los parámetros que se involucran en el fenómeno de termofluencia hacen que se pueda considerar una etapa casi estacionaria, ya que la fluencia lenta en esta condición es la consecuencia de un equilibrio entre el endurecimiento por deformación y la restauración.

Los efectos del endurecimiento por deformación se eliminan por el escape de los apilamientos de las dislocaciones en su deslizamiento cruzado, y de las uñas o aristas por movimientos ascendentes; este último proceso requiere de una energía de activación mayor, por lo cual el deslizamiento cruzado es el que determina la velocidad de fluencia en la etapa casi estacionaria^(a,b).

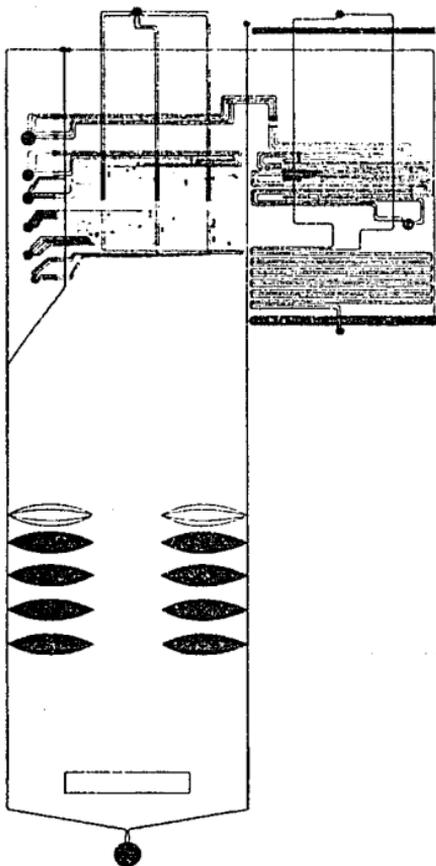
C) Mecanismo por cizallamiento

El cizallamiento en los bordes de grano se produce discontinuamente en el tiempo y la magnitud del desplazamiento por cizalladura no es uniforme a lo largo del límite. El resbalamiento de los bordes de grano no es un corrimiento de un grano con relación a otro, ya que siempre es precedido por cantidades importantes de deslizamiento plástico en el seno de los cristales adyacentes. La migración de los límites de grano es un desplazamiento de dichos límites en una dirección diagonal respecto a ellos. Se le puede considerar como un crecimiento de grano inducido por la tensión. La migración de los límites supone una restauración durante la fluencia lenta, que es muy importante por que permite el material distorsionado de las zonas adyacentes a los límites de grano, quedar en disposición de sufrir nuevas deformaciones.

Los límites de grano ondulados que se observan frecuentemente en la fluencia lenta a temperatura elevada, son el resultado de la deformación heterogénea en dichos límites y de su migración. La manera más común en que se acopla la deformación a temperaturas elevadas es la formación de pliegues en los extremos de un límite^(c). En el camino a una falla se ha observado que al aumentar la temperatura se presenta una etapa de fractura. Primero es transgranular y posteriormente cambia a intergranular.

La fractura transgranular se produce cuando los planos de deslizamiento de la red en el grano son más débiles que sus límites, mientras que la fractura intergranular los límites de grano son los de mayor debilidad. Sin embargo se puede encontrar la temperatura en la que los planos del grano y los límites de grano tienen la misma resistencia esto se le conoce con el nombre TEMPERATURA EQUICOHESIVA^(d).

En las condiciones de fluencia lenta se han observado dos tipos de fractura intergranular. En la medida en que es posible es resbalamiento en los límites de grano se puede iniciar una grieta en los puntos que se forman cuando coinciden tres límites de grano esto predomina a tensiones elevadas y su duración total es corta.



MATERIALES
 GEN. DE VAPOR MITSUBISHI
 CTE. MANZANILLO, U. 3-4

- SA213-T12
- ▤ SA213-T22
- ▨ SA213-TP347H
- ▩ SA213-TP304H
- ▧ SA213-TP321H
- ▦ SA209-T1
- ▣ ACERO AL CARBON

FIGURA 2.2

Figura 2.2 Distribución de los materiales en los bancos de un generador de vapor Mitsubishi.

B I B L I O G R A F I A

- (1) F. Reyes Cervantes, "Esfuerzos Termo-Plásticos en Tubería de Generadores de Vapor" (tesis de licenciatura), Universidad Nacional Autónoma de México, 1988.
- (2) Coronado, H. V., "Determinación de Vida Residual de Tubos de Caldera por Análisis de Termofluencia y Microscopia Electronica" (reporte Tecnolab), Comisión Federal de Electricidad, 1986
- (3) Carl A. Keyser "Ciencia de Materiales para Ingeniería", Limusa, México, D.F., 1975.
- (4) A. K. Murherjee "High-Temperature Creep"
- (5) Rescalvo Santiago A. J. y Naval R., "Técnicas para la Estimación de Vida Útil de Componentes en Régimen de Termofluencia", (reporte CIAT), Madrid, 1988.
- (6) Kachanov, L.M., "Time to Failure Under Creep Conditions" Izv. Akad. Nauk, USSR Otd. Tekd. Nank., Vol.8, PP.26.
- (7) "Remaining-Life Estimation of Boiler Pressure Parts - Vol 4: Metallographic Models for Welded-Heat-Affected Zone," EPRI CS-5588 Vol. 4, EPRI, Palo Alto, CA, 1989.
- (8) Hancock, J.W "Creep Cavitation Without A Vacancy Flux", Met. Sci., Vol. 10, 1976, pp. 319-325.
- (9) Dayson, B.F., "Constraints on Creep Cavity Growth", Met. Sci., Vol. 10, 1976, pp. 349-353.
- (10) Comisión Federal de Electricidad, "Informe de operación 1990", (México, CFE, 1990), pp.6-7.

CAPITULO III. TECNICAS DE DETERMINACIÓN DE DAÑO POR TERMOFLUENCIA.

- 3.1 PRUEBAS METALGRÁFICAS**
- 3.2 TÉCNICAS DE REPLICACIÓN SUPERFICIAL**
- 3.3 PRUEBAS DE RUPTURA ACELERADA**
- 3.4 MÉTODOS PARAMÉTRICOS DE APROXIMACIÓN TIEMPO-TEMPERATURA MÁS USADOS PARA LA EVALUACIÓN DE LA VIDA RESIDUAL EN MATERIALES METÁLICOS.**
 - 3.4.1 Parámetro Larson-Miller**
 - 3.4.2 Parámetro Orr-Sherby-Dorn**
 - 3.4.3 Parámetro Manson-Haferd**
 - 3.4.4 Parámetro del mínimo compromiso**
- 3.5 PRUEBA DE ISO-TENSIÓN**

CAPITULO III TECNICAS DE DETERMINACION DE DAÑO POR TERMOFLUENCIA

En la actualidad existen 2 técnicas cada vez más y más populares para predecir vida residual⁽¹⁾, las cuales incluyen pruebas aceleradas de ruptura así como técnicas metalográficas de replicación;^(2,7) éstas últimas se basan en la evaluación de los cambios microestructurales que sufre el material metálico cuando esta sometida a alta temperatura y esfuerzo. Dichas técnicas se complementan para la predicción de vida residual de materiales metálicos que han trabajado por un largo periodo de tiempo de operación (alrededor de 100,000 hrs) con métodos de extrapolación, basados en la introducción de parámetros como lo son Larson-Miller, Orr-Sherby-Dorn, Manson-Harford^(4,5,10) y el método del mínimo compromiso^(6,9) los cuales son los más usados por su precisión y exactitud, además estos tienen por objeto representar los datos de esfuerzo-temperatura-tiempo de ruptura en parámetros que sean utilizados para predecir la vida residual de los materiales metálicos, en este caso específico de un generador de vapor. Cada método está basado sobre una representación geométrica diferente de una familia de curvas que abarcan la tensión, la temperatura y el tiempo de ruptura, lo que más adelante se explicará con más detalle.

3.1 PRUEBAS METALOGRAFICAS

estas pruebas de cambios microestructurales,⁽⁷⁾ consisten en el análisis metalográfico de los materiales que componen los generadores de vapor, expuestos a condiciones de esfuerzo y alta temperatura durante un periodo de tiempo muy largo alrededor de 100,000 hrs.de operación. Generalmente las partes expuestas a estas condiciones dentro de un generador de vapor es la tubería de los recalentadores y sobrecalentadores de la caldera; éstos sufren degradación microestructural que va siendo más severo conforme aumenta el tiempo de operación, originando entonces el fenómeno de termofluencia. Este tipo de degradación se manifiesta en el material con formación de microcavidades, normalmente en los límites de grano, los que coalescen hasta formar grietas y posteriormente las fracturas, cediendo entonces plásticamente el material presentandose la falla. Esto se aplica para las soldaduras y zonas afectadas por el calor. En el caso del material base, la pérdida de las propiedades mecánicas se debe al crecimiento de carburos, para aceros ferríticos o de carburos y fases sigma para aceros austeníticos. Otros cambios que ocurren como consecuencia de éstos es una elongación de los granos, lo cual se traduce en una deformación del material así como una disminución en su dureza, por reblandecimiento que sufre. Entonces, las técnicas que involucran cambios microestructurales incluyen:

- a) Determinación de la deformación del material
- b) Cambios de microdureza
- c) Evolución de la composición química de los carburos
- d) Cambios en la microestructura
- e) Formación de microcavidades, fase sigma, etc..
- f) Réplicas de extracción de carburos
- g) Difracción de rayos "X", etc..

ESFEROIDIZACION

La **esferoidización**: es el cambio gradual que experimentan los carburos en el acero, cuando cambian su forma original de pequeñas placas a formas esféricas. Al mismo tiempo, los carburos se hacen más grandes y se aglomeran. Todo este proceso reduce la efectividad de los carburos para hacer que el acero sea resistente a los esfuerzos.

La **esferoidización del acero al carbón y del acero de baja aleación** utilizados en tuberías de las calderas empieza a manifestarse de una manera lenta a los 499°C y se hace rápida a medida que se aproxima a la temperatura crítica inferior (723°C). Este proceso puede dar como resultado la aparición de fallas por termofluencia en aquellos tubos de caldera que están alcanzando el límite de su vida de servicio o a fallas prematuras en aquellas áreas donde el sobrecalentamiento prolongado ha acelerado los procesos de **esferoidización y aglomeración**.

El resultado de una **esferoidización avanzada** es una falla de tubo, debido a la disminución de la resistencia a la termofluencia de la microestructura degradada durante el proceso de **esferoidización**, la apariencia de la microestructura del material va cambiando gradualmente; es por esto que mediante un análisis microestructural se puede decir en que etapa de este proceso se encuentra un material de tubería de caldera, o si la ruptura del tubo en caso de falla se debió a este proceso.

FORMACION DE FASES SIGMA

Las aleaciones Fe-Cr-Ni que contienen más de 16.5% de Cr y que estén sujetas por tiempos prolongados a temperaturas entre los 593 C y 926 C son susceptibles a la formación de un compuesto intermetálico conocido como **Fase Sigma**. Esta fase muy dura y frágil tiene 2 efectos perjudiciales en el material:

- a) Provoca una reducción sustancial del tiempo por ruptura debido a termofluencia en el material, ya que las microcavidades que se forman dentro de este tienden a alojarse en los límites de grano de la fase sigma.
- b) Produce una fragilidad drástica del material a temperatura ambiente la cual puede originar fracturas durante operaciones de paro y mantenimiento de la caldera.

Las fallas que ocurren en servicio y que son originadas por la formación de fase sigma pueden tener apariencia visual típica de una ruptura por termofluencia-cavitación.

La formación de fase sigma también puede estar implicada en la fracturas frágiles a baja temperatura, las cuales ocurren debido a esfuerzos térmicos producidos durante el enfriamiento de la tubería.

Durante el análisis microestructural para confirmar la existencia de las fases sigma se requiere de técnicas especiales de metalografía.

3.2 TECNICAS DE REPLICACION SUPERFICIAL

La técnica de replicación ó r plicas^{6,7} consisten en observar el daño microestructural de un material como producto de la termofluencia y tratar de encontrar una relación cuantitativa entre el daño observado y el tiempo de vida que le queda a ese material. La replicación metalográfica consiste en lijar y pulir la zona a estudiar con un equipo portátil, atacar la región pulida de la misma forma que se ataca una probeta metalográfica para revelar su microestructura y aplicar sobre ella una película de papel acetato que, ablandada por la acción de un líquido orgánico ad hoc, copia fielmente la microestructura de material⁶, ver figura 3.1 pudiendo, una vez la seca la película, ser observada tanto en el microscopio óptico como en el electrónico. Como ya se dijo con anterioridad, los cambios microestructurales más comunes son el crecimiento de carburos, la formación de fase sigma así como la aparición de microcavidades.

Un método consiste en hacer un catálogo de réplicas de las microestructuras de aceros expuestos a condiciones bien específicas de esfuerzo y temperatura para las cuales se sabría su tiempo de ruptura, así como hacer varias pruebas interrumpidas a ciertos porcentajes de deformación para cada una de las condiciones experimentales. Para saber el tiempo de vida residual de un material que ha estado operando bajo ciertas condiciones, bastaría con comparar la microestructura de ese material con el catálogo de microestructuras. Este procedimiento como se puede ver, implica mucho tiempo y esfuerzo y es una tarea descomunal pero se pueda aplicar.

La otra alternativa consiste en ajustar modelos matemáticos que predigan la cinética de formación de microcavidades, con el tiempo de vida remanente. Por ejemplo, en los aceros inoxidables, en donde hay formación de carburos y de fases sigma, se relaciona el porcentaje de la fase sigma presente, la cual se puede observar con un microscopio óptico, con la velocidad de deformación por termofluencia, a través de la cual se establece una relación entre el tiempo de vida residual, el porcentaje de fase sigma presente y el tiempo de operación del material. En otras ocasiones, se relaciona la velocidad de termofluencia en estado estacionario con

la velocidad de crecimiento de los carburos, la cual depende de la composición del material, esfuerzo y temperaturas aplicados, así como del tiempo de exposición. En esta relación aparecen parámetros que hay que determinar mediante la examinación de réplicas extraídas del material usando microscopía electrónica, así como con pruebas de ruptura acelerada, pero de corta duración. Aquí, de nuevo, es necesario el conocimiento de las condiciones reales de esfuerzo y temperatura de operación. Igualmente, se utiliza otra relación entre el tiempo de vida remanente y el porcentaje de microcavidades. De nuevo, el porcentaje de las microcavidades se calcula mediante la examinación de las réplicas en el microscopio electrónico. La desventaja de éste método reside en que las microcavidades aparecen hacia el final de la termofluencia secundaria o principios de la terciaria, es decir, cuando ya la mayor parte de la vida útil de un material ya ha sido consumida, y nos revela el peor estado en que se encuentra un material. La confiabilidad de las técnicas de replicación superficial es más baja que las pruebas de ruptura acelerada, pero el lugar de los lugares a muestrear es mucho mayor que de donde se pudieran extraer probetas para pruebas de ruptura y son, una primera aproximación para determinar vida residual la cual no consume mucho tiempo. Por otro lado las pruebas de ruptura acelerada son mucho más precisas que las réplicas, pero el número de donde se pueden extraer muestras es más limitado. Es por eso que éstas dos técnicas no se deberían de usar en forma separada, sino en forma complementaria. Los resultados de la determinación de la vida útil inciden en dos aspectos básicos e indispensables para mejorar la eficiencia y la disponibilidad de generadores de vapor de Centrales Termoeléctricas: diagnóstico y prevención de fallas, además de un mejor planeamiento de los mantenimientos y en el reemplazo de los materiales, ahorrando en sustituciones innecesarias. En especial, la predicción de fallas bajo predeterminados diseños y condiciones de operación sería un elemento de juicio muy poderoso para auxiliar la toma de decisiones tanto para diseño como de operación.

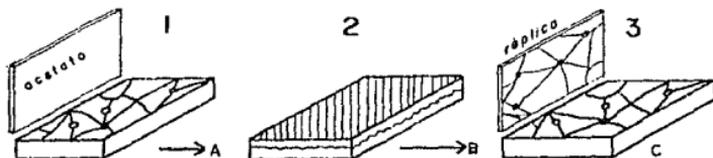


figura 3.1 Técnicas de replicación Superficial

3.3 TECNICAS DE RUPTURA ACELERADA

Este tipo de ensayos consiste en extraer probetas_(g.l.s) de tensión longitudinal del material a evaluar y someterlas a condiciones de esfuerzo (o carga) y temperaturas constantes, las cuales son escogidas de tal forma que aceleren el proceso de termofluencia, siendo el tiempo de ruptura el parámetro más importante a medir. Generalmente se escoge una temperatura de trabajo y a esa temperatura de trabajo se hacen las pruebas a esfuerzo constante, escogiendo alrededor de siete valores de éste. Enseguida se cambia la temperatura y se vuelve a escoger otros valores de esfuerzo de trabajo y así sucesivamente hasta barrer varias temperaturas. La figura 3.2 muestra una gráfica de tiempos de ruptura contra esfuerzo a 600°C para el acero 2 1/4 Cr-Mo (T-22), usado en generadores de vapor. Se puede observar 2 cosas:

- 1) La incertidumbre en esta clase de experimentos y cada prueba debe ser repetida un mínimo de por lo menos tres veces para tener resultados confiables.
- 2) Lo prolongado de estos experimentos, ya que en algunos de ellos duran más de 10,000hrs. (un año tiene 8670 hrs). Por tal motivo en recientes años una cantidad incrementada de esfuerzos ha sido desarrollado para la evaluación de las propiedades de termofluencia por métodos paramétricos con el objetivo de descubrir una correlación entre los exámenes de corta y larga duración. Estos estudios son valiosos porque los exámenes a elevadas temperaturas las cuales simulan tiempos de operación reales, son tiempos largos y muy costosos. Por esta razón se tiene necesidad de contar con relaciones que evalúen y extrapolen las propiedades de termofluencia, estas son conocidas ampliamente como métodos de extrapolación Orr-Sherby-Dorn, Manson-Hafner, Larson-Miller y el método del mínimo compromiso, que tienen por objeto representar y relacionar las 3 variables más importantes de estas pruebas: Esfuerzo, Temperatura y Tiempo de ruptura, en parámetros que sean utilizados para predecir a un futuro de varios años (más de 10 años) y sin necesidad de hacer pruebas muy largas (más de 1 año) la vida residual de los materiales metálicos. Entre estas relaciones la más ampliamente usada para la evaluación de estas propiedades es la curva Larson-Miller la cual involucra las 3 variables más importantes ya mencionadas anteriormente, de todas las pruebas y se grafican contra los esfuerzos de prueba correspondientes, con estas curvas sabiendo la temperatura y carga de trabajo mediante un ajuste de estos datos y usando la extrapolación con los métodos de relación ya conocidos, en tiempos de fractura muy largos generalmente en casos donde este sea mayor de las 10000 hrs., es posible determinar el tiempo de ruptura de los componentes bajo estudio.

Aún cuando los resultados de las pruebas aceleradas de ruptura son más precisas que los de replicación, todavía existen ciertas incertidumbres en los resultados debido a:

- 1) Incertidumbre en las pruebas de ruptura.
 - 2) Incertidumbre en la forma de extrapolar los resultados a tiempos largos.
 - 3) No toma en cuenta los efectos de oxidación.
 - 4) Los esfuerzos aplicados en pruebas uniaxiales para predecir la vida de componentes de secciones transversales grandes.
- Sin embargo como ya se mencionó en la sección anterior las dos técnicas, las de replicación y de ruptura acelerada no deben de usarse en forma aislada sino en forma complementaria.

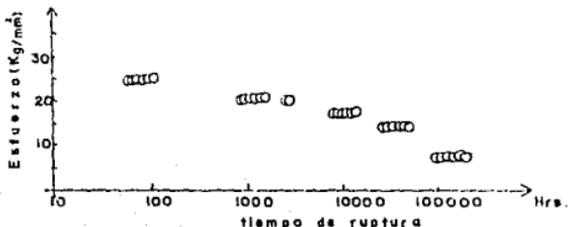


figura 3.2 Ejemplo de gráfica t, contra esfuerzo para un acero T-22

3.4 METODOS PARAMETRICOS DE APROXIMACION MAS USADOS PARA LA EVALUACION DE VIDA RESIDUAL EN MATERIALES METALICOS

Desde la introducción de parámetros tiempo-temperatura⁽¹⁰⁾, primero Larson-Miller y más tarde por Manson-Haferd, Orr-Sherby-Dorn y el Parámetro del Mínimo Compromiso, estos métodos se han convertido en común para correlacionar las variables tiempo-temperatura-esfuerzo. Este uso ha sido principalmente:

I-. Por la simplicidad y rapidez para calcular la esperanza de vida relativa de los materiales que están sometidos a condiciones de carga y temperatura específica.

II-. Por la precisión de sus predicciones cuantitativas en exámenes de larga duración.

Propiamente las correlaciones antes mencionadas pueden ser usadas para los siguientes propósitos:

I- Para representar los datos de termofluencia obtenidos desde examinaciones en un formato compacto el cual permite un tratamiento analítico y análisis para extrapolar (o interpolar) los datos cuando los datos experimentales no son disponibles.

II- Para proveer un simple camino para comparar el comportamiento del creep de varias superaleaciones y velocidades de estas en una manera relativa.

III-Para extrapolar, los rangos de tiempo sobre el orden de vida esperada ya que seria impráctico el funcionamiento de exámenes de periodos largos (más de 10 años) debido al tiempo y limitaciones de costos.

Una ambigüedad considerable ha desarrollado en establecer cuales de todos estos parámetros que han sido propuestos es la mejor opción para extrapolar. Cada método es basado de alguna manera en representaciones geométricas diferentes de la familia de las curvas abarcando tensión, temperatura y tiempo de ruptura.

Aunque estos métodos son razonablemente exactos en un rango de tiempo límite, estos difieren en sus representaciones, el comportamiento del rango extrapolado, debido a que el comportamiento de los materiales complejos no es aún bien comprendido; las descripciones teóricas están tanto demasiado involucradas como demasiado limitadas para usarse en predecir el comportamiento de los materiales. Metales y aleaciones expuestas a esfuerzo y temperatura por periodos largos se sabe que son inestables metalúrgicamente. La naturaleza y grado de inestabilidad depende tanto de las condiciones de exposición como del sistema aleado en cuestión, pero más a menudo puede ser esperada la degradación de las propiedades.

Por lo tanto hasta ahora no se ha logrado el sueño de una ecuación universal de ruptura que incluya entre sus variaciones todas las relaciones paramétricas hasta ahora conocidas y que además nos den predicciones de vida de los materiales con un grado de certidumbre por arriba del 70%, ya que los hasta ahora conocidos solo nos logran dar cuando mucho un 60% de precisión. Sin embargo la fenomenología del comportamiento a alta temperatura es comprendida razonablemente bien e incluso aunque carecemos de cuantificación fundamental, nuestro empirismo ha sido altamente útil y generalmente exitoso por completo, el cual quizá nos lleve en un futuro no muy lejano a encontrar esa ecuación universal que con tanto anhelo se ha estado buscando.

3.4.1 PARAMETRO LARSON-MILLER

En 1952 el parámetro Larson-Miller₍₄₎ fué introducido, y con esto un método muy efectivo para usarlo en analizar los efectos observados de el tiempo-temperatura en tensión ruptura dentro de exámenes de termofluencia.

Desde esta introducción este parámetro ha sido completamente extenso y hoy en día es uno de las más conocidos de todos los parámetros de aproximación que se conocen hasta hoy en este campo. Este parámetro tuvo su origen en los estudios de Hollomon y Jaffe, estos investigadores notaron que ciertas propiedades del material variarón con el tiempo durante un tratamiento de templado.

Por lo tanto analizando que el comportamiento de los metales tuvieron

alguna similitud con los fenómenos de templado, Larson-Miller razonaron entonces que las relaciones tiempo-temperatura podrían correlacionarse usando la misma aproximación que usó Hollomon y Jaffe.

Así, el parámetro Larson-Miller constituye un método de extrapolación que evalúa y correlaciona los puntos de exámen en un ensayo de termofluencia para un material fallado, en aceros de baja aleación y en aceros inoxidable el parámetro es obtenido de la siguiente formula:

$$LPM = T(C + \text{Log}t,) \quad \text{Donde:}$$

T = Temperatura absoluta (K° o °F)

t = Tiempo de ruptura (Horas)

C = Es una constante del material, (usualmente se toma como 20), y sin embargo la constante cambia como función del tiempo, así por ejemplo: la variación de C para un acero forjado CrMov es ilustrado en la figura 3.3 eso es aparente que C cambia progresivamente con el tiempo desde un valor aproximado de 28.5 a 10 hrs., hasta 13.6 para 100,000hrs..

Una de las limitaciones sin embargo es que la relación no se toma verdaderamente si algún cambio de fase grande ocurre durante la vida del material, además de que en la inestabilidad estructural de un acero podría no ser tomado en cuenta para la formula y esto podría llevarnos a conclusiones erróneas.

En conclusión el (PLM) no puede tomar en cuenta todas las incongruencias posibles de una aleación. Sin embargo se continúan realizando estudios en un esfuerzo por incrementar el conocimiento de las propiedades de los aceros a elevadas temperaturas, además para el objetivo de tesis este método fué el más adecuado debido a que todas sus variables se ajustaron a las que se obtuvieron en la etapa experimental.

3.4.2 PARAMETRO MANSON-HAFERD

Otro método de aproximación muy común para la correlación de datos de tensión-ruptura abarca el parámetro Manson-Haferd_(4,10). En algunos casos por ejemplo, donde las extrapolaciones son hechas dentro del rango de tiempo de ruptura largos y solo los datos de ruptura de corta duración son disponibles, los errores que abarcan pueden ser tan altos como un orden de magnitud, es por eso que es tan importante obtener datos de ruptura de tiempos largos en la etapa experimental, esto se convierte más críticamente para las

superaleaciones, las cuales son más susceptibles a la inestabilidad microestructural alrededor de períodos largos de tiempo y en condiciones de operación de alta temperatura. Por lo tanto esto nos lleva a una pregunta importante: **que tiempo un examen de creep es suficientemente largo?** . Durante una conferencia de EPRI (Electrical Potential Research Institute) en Schaffhausen en Noviembre de 1986 sobre los avances (vapor) en materiales de Centrales Termoeléctricas, hubo discusiones sobre este asunto habiendo un consenso y llegando a un acuerdo en que los exámenes de termofluencia podrían ser conducidos para aproximadamente una tercera parte (30%) de la vida esperada de diseño del componente. Es decir si un componente es diseñado para 100,000 hrs. de vida, "los exámenes de termofluencia podrían ser minimamente de 30,000 hrs. de duración". Sin embargo la duración de los exámenes de termofluencia pueden variar debido que en muchos casos los tiempos disponibles para realizar dichas pruebas son realmente cortos y ante la urgencia de obtención de resultados en un tiempo razonable de tesis, estos tiempos que pide EPRI son imposibles de que los hubiera llevado acabo si consideramos que un año tiene alrededor de 10,000 hrs. .

De esta forma el parámetro Manson-Haferd es otro método de extrapolación que nos sirve para correlacionar los datos de examen de creep-ruptura en representaciones geométricas de la familia de las curvas, para aceros de baja aleación e inoxidables. Este parámetro aunque tiene algunas diferencias con respecto al (PLM), sin embargo hay un comportamiento similar y confiable en sus tiempos de ruptura. Así, de esta manera, Manson-Haferd se basan en la siguiente expresión :

$$MHP = \frac{\text{Log}t - \text{Log}t_a}{T - T_a} \quad \text{donde :}$$

- t = Tiempo de ruptura del material en prueba (Horas)
- T = Temperatura absoluta a la que el material es sometido al creep en (K° o °F).
- Ta= Constante del material
- ta= Constante del material

3.4.3 PARAMETRO ORR-SHERBY-DORN

El parámetro Orr-Sherby-Dorn_(4,10) al igual que los parámetros anteriormente descritos tienen la finalidad de correlacionar y evaluar los datos obtenidos de un examen de termofluencia de un material fallado, a través de representaciones geométricas o curvas que nos abarcan tensión, temperatura y tiempo de ruptura al igual que los otros parámetros tienen el mismo tipo de dependencia con la

temperatura, así Orr-Sherby-Dorn nos propone el siguiente parámetro:

$$(OSD) = \text{Log}t, - Q/2.3 * R * T \quad \text{donde :}$$

- R = Es la constante universal de los gases
- Q = Es la energía de activación de termofluencia, el cual es evaluado para la energía de activación igual para la misma difusión del metal base.
- T = Temperatura absoluta (K° o °R)
- t = Tiempo de ruptura (Horas)
- Q/R=Es una constante que su valor puede variar de 30000 a 60000

3.4.4 PARAMETRO POR EL METODO DE MINIMO COMPROMISO

Aunque todos los métodos mencionados, anteriormente son razonablemente exactos en un rango de tiempo límite, estos difieren en sus representaciones de comportamiento en el rango extrapolado, varios intentos por lo tanto se han hecho para tratar de generalizar estos métodos en uno solo, que se propuso un método más general llamado "El Método del Mínimo Compromiso"⁽⁶⁾, por que no solo abarca un número de parámetros comunmente ya conocidos y mencionados, sino también es muy accesible su función matemática, la cual se basa a su vez en cada una de las representaciones matemáticas de los parámetros ya conocidos, para de esta forma representar el comportamiento del material cuando este esta sometido a esfuerzo y temperatura por un largo periodo de tiempo, de una forma tal que se involucren todos los métodos paramétricos ya conocidos.

Muchos autores están de acuerdo que este método, es el que nos proporciona resultados más confiables, por sus características en su función matemática, por que en este existe menos esparcimiento en los resultados obtenidos de su fórmula, y porque además se trata de una combinación de parámetros comúnmente usados los cuales se logran conjuntar con congruencia, facilidad de manejo y exactitud en sus predicciones de vida remanente en exámenes de termofluencia de larga duración.

De esta forma, la ecuación básica del método del mínimo compromiso queda así:

$$PMCM = \text{Log}t + A * F(T) * \text{Log}t + F(T) \quad \text{donde :}$$

F = Es una función de la temperatura, esta función a su vez puede ser expresada como :

$$F + R (T - T_{mid}) + R (1/T - 1/T) \quad \text{donde:}$$

T = Temperatura absoluta en (K° o R°)

Tmid = Rango medio de temperatura absoluta de interés =
 $1/2 (T_{max} - T_{min})$, para la cual los datos son
disponibles.

R1 y R2 = Constantes de el material

A = Constante de estabilidad metalurgica del material

G = Función de tensión esencialmente la curva maestra en la
terminología del parámetro tiempo-temperatura como puede
verse en la figura 3.4.4.4..

Logt = Tiempo de ruptura en escala logarítmica (log10)

T = Temperatura absoluta en (K° o °F)

3.5 PRUEBAS DE ISO-TENSION

El método de temperatura acelerada es conocido también como el método de Iso-tensión, esta prueba es hecha sobre varios especímenes a tensiones constantes pero a temperaturas cercanas a las de servicio. La tensión podría ser la de diseño o cercana a esta, esta aproximación ha sido validada para aceros ferríticos de baja aleación y ha sido encontrado que la relación entre $\log(tr)$ y temperatura es esencialmente lineal. Phillips et.al⁽¹¹⁾ ha dicho que 5 exámenes mínimo son necesarios para definir exactamente el comportamiento de la línea. En resumen el método de iso-tensión no es más que la aplicación de uno de los parámetros tiempo-temperatura referidos anteriormente y la regla de fracción de vida a tensión constante. En este punto se explicará brevemente la prueba en que la temperatura se incrementa manteniendo constante la tensión, en varias series de exámenes sobre probetas extraídas de tubos de acero T-22 y 304-H.

Para llevar a cabo esta prueba se utilizarán diferentes esfuerzos de trabajo donde en cada uno de estos se les iba variando la temperatura manteniendo constante el esfuerzo. Así vemos que en acero T-22 se usarán los siguientes esfuerzos constantes 6 kgf/mm²; 7 kgf/mm²; 9 Kgf/mm², en donde la temperatura varió en promedio desde 640°C hasta 700°C.

Para el acero 304-H estos esfuerzos ahora fueron de 13kgf/mm²; 15kgf/mm² y 16 kgf/mm², variando la temperatura desde un valor de 600°C hasta 750°C. Finalmente se elaboró una gráfica $\log(tr)$ vs. temperatura, donde se representa el comportamiento del esfuerzo constante o de trabajo para lo cual según esta, se obtiene para cada temperatura un tiempo de ruptura determinado a un esfuerzo constante, con esto se puede entonces extrapolar a las temperaturas de trabajo en donde los tiempos de ruptura son periodos bastantes

largos, evitando de esta manera la ejecución de este tipo de pruebas ya que por sus altos costos y tiempo seria impractico llevarlos acabo.

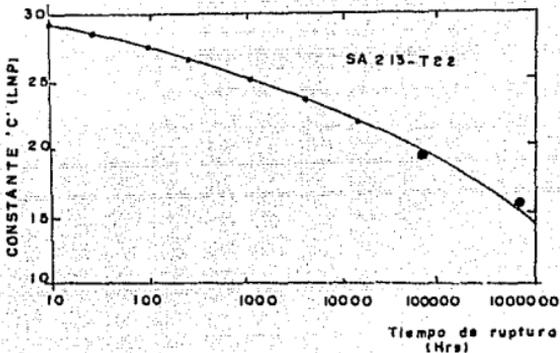


FIG.- 3.3

B I B L I O G R A F I A

- (1) R. Viswanathan and R. B. Dooley, "Creep Life Assessment Techniques for Fossil Power Plants Boiler Pressure Parts," Proceedings of the International Conference on Creep, Sponsored by ASME, I Mech. E., JSME, and ASTM, Tokyo, Japan, 1986, pp, 349-359.
- (2) D. Lonsdale, P.E.J. Flewitt, "Statistical Considerations for Accelerated Test Programme Design to Optimize Data Extrapolation," Mat.Sci. Eng.,69,L15, 1985.
- (3) B.W. Roberts, M.C. Askins. "Remaining-Life Estimation of Boiler Pressure Parts" Vol. 3: Base Metal Modal CS-5588, EPRI Research Project 2253-1 Final Report, No 1989, EPRI, Palo Alto, CA.
- (4) Conway J.B., "Stress-Rupture Parameters: Origin, Calculation and Use", Gordon and Breach, New York, U.S.A., 1969, pp,21-155.
- (5) Folke K.G. and Odquist "Mathematical Theory of Creep and Creep Rupture", Oxford University, London, Great Britain, 1966, pp, 8-25.
- (6) "Desarrollo de una Metodología Estandar de la Correlación y Extrapolación de Termofluencia a Elevadas Temperaturas y Datos de Ruptura- Vol. 2: Un Estado de Revista de Arte", EPRI Fp-1062 vol. 2, EPRI, New York, U.S.A., 1979.
- (7) B. W. Roberts, M. C. Askins. "Remaining-Life Estimation of Boiler Pressure Parts" Vol. 1: Identification of Relevant Damage Mechanisms", EPRI CS-5588 Vol.1, EPRI, Palo Alto, CA, 1988, 2-1, 2-11.
- (8) B. W. Roberts, M. C. Askins. "Remaining-Life Estimation of Boiler Pressure Parts" Vol. 4: Metallographic Models for Weld-Heat-Affected Zone. CS-5588, EPRI Research Project 2253-1 Final Report, Nov. 1989, EPRI, Palo Alto, CA.
- (9) S.S. Manson and U. Muralidharan, "Analysis of Creep Rupture Data Five Multiheat Alloy by the Minimum Commitment Method Using Double Heat Term Centering Technique", CS-3171, EPRI Final Report, RP 638-1, Electric Power Research Institute, Palo Alto, CA., July, 1983.

- (10) S.S. Manson, "Time-Temperature Parameters-A Re-evaluation and Some New Approches", ASM Publication, June, 1969.
- (11) I.I. Phillips, C A. Hutchins and J. Williamson, "The Practical Use of an Extrapolation Technique to Aid Life Assessment of a 2 1/4 Cr-1 Mo Superheater", in Proc. Int. Conf. on Engineering Aspect of Creep, Vol. 2, Sheffield, 1980, Inst. Mech., Eng., pp, 217-222.

CAPITULO IV - DESARROLLO EXPERIMENTAL

- 4.1 MATERIALES USADOS EN LAS PRUEBAS DE RUPTURA ACELERADA**
- 4.2 MAQUINA DE TERMOFLUENCIA**
 - 4.2.1 Elementos que componen a la máquina de termofluencia
 - 4.2.2 Explicación breve de como se lleva acabo el experimento de termofluencia
- 4.3 PROBETAS USADAS EN LA EXPERIMENTACION (SA213-T22 Y SA213-304H)**
 - 4.3.1 Dimensiones usadas en esta probeta
 - 4.3.2 Preparación de las probetas antes de iniciar la prueba
 - 4.3.3 Preparación de las probetas después de finalizar la prueba
 - 4.3.4 Preparación de la probeta para la observación en el microscopio optico y de barrido
 - 4.3.5 Coteo de microcavidades para ambos aceros
 - 4.3.6 Análisis de microdureza
- 4.4 EXAMEN INTERRUPTIDO PARA LOS ACEROS SA213-T22 Y SA213-304H**

CAPITULO IV DESARROLLO EXPERIMENTAL

4.1 MATERIALES USADOS EN LA PRUEBA DE RUPTURA ACELERADA

Para los exámenes de ruptura acelerada se utilizaron aceros tipo SA213-T22 y SA213TP-304H nuevos, con los que generalmente se diseñan en los bancos de tubos de los recalentadores y sobrecalentadores, que los generadores de vapor utilizan en las Centrales Termoeléctricas, con el objeto de determinar la vida remanente de dichos materiales.

ACERO MICROALEADO SA213-T22

Este acero normalmente se usa en los recalentadores y sobrecalentadores del generador de vapor, se caracteriza por ser un acero aleado de bajo contenido de carbón (0.15% máx.), magnético y sensible a la oxidación, la presentación de este material para la elaboración de los exámenes de ruptura acelerada fué a través de un tubo sin costura con un espesor de 4.5 mm. y un diámetro de 38.1 mm., a partir del cual se hicieron el número de probetas necesarias, las características principales de este tubo son:

Tabla 4.1 Propiedades mecánicas del acero SA213-T22 a temperatura ambiente

Resistencia a la tracción (Kg/mm ²)	0.2% Resistencia a la cedencia (Kg/mm ²)	% Elongación	% Reducción en área	Microtenaz (V)
52	33	29	75	233

Tabla 4.2 Composición química del acero SA213-T22 (%p)

C	S	Cr	Ni	Mn	Si	Mo
0.068	0.005	18.15	8.80	1.40	0.90	0.21

La microestructura de este acero es de una matriz ferrítica, la cual contiene como pueda verse en la figura 4.1 básicamente granos de ferrita (zonas claras) y granos de perlita (zonas oscuras).

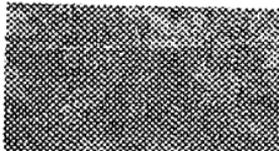


Figura 4.1 - microestructura del acero SA213-T22 (500x)

ACERO INOXIDABLE AUSTENITICO SA213TP-304H

Este tipo de acero normalmente se usa en los recalentadores y sobrecalentadores del generador de vapor, se caracteriza por ser un material no magnético, de alta resistencia a la corrosión y alta temperatura, son difíciles de maquinarse por su alta dureza, su presentación comercial es en tubos sin costura con un espesor de 1.2 mm. y un diámetro de 60.3 mm., apartir de los cuales se hicieron las probetas para los exámenes de ruptura acelerada. Este material tuvo las siguientes características:

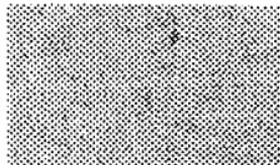
Tabla 4.3 Propiedades mecánicas del acero inoxidable austenítico SA213TP-304H a temperatura ambiente

Resistencia a la tensión (Kg/mm ²)	0.2% Resistencia a la cedencia (Kg/mm ²)	% de Elongación	% de Reducción en área	Microdureza (V)
63	29	67	63	400

Tabla 4.4 Composición química del acero inoxidable austenítico SA213TP-304H (%p)

C	S	Cr	Ni	Mn	Si	Mo
0.123	0.013	2.16	0.13	0.46	0.58	1.03

La microestructura de este acero es de una matriz austenítica, la cual contiene como se puede observar en la figura 4.2 básicamente granos de austenita (zonas claras) de forma irregular pero perfectamente definidos a través de rectas, con una pequeña cantidad de carburos de cromo (puntos oscuros).



Fotografía 4.2 microestructura del acero inoxidable austenítico SA213TP-304H

4.2 MAQUINA DE TERMOFLUENCIA

Existen diversos diseños de equipo para realizar pruebas de termofluencia. En el laboratorio de termofluencia del Instituto de Investigaciones Electricas (I.I.E.) en Cuernavaca Mor., se ha diseñado y construido con la colaboración con el Instituto de Física de la U.N.A.M. una máquina de esfuerzo constante para experimentar con aleaciones metálicas, esta se basa en el control de 3 variables experimentales: **esfuerzo, temperatura y atmósfera.** Donde la variable dependiente es la deformación plástica que se mide en función del tiempo.

Una de las características importantes de esta máquina es el diseño de sus levas, las que se caracterizan por tener una de ellas un brazo de palanca constante y la otra un brazo de palanca variable, esta también llamada leva de Andrade,¹¹ en homenaje al autor de su diseño, tiene una forma tan especial, que nos asegura un esfuerzo constante, más adelante se hablará con más detalle sobre esta.

La prueba de termofluencia se diferencia de las pruebas comunes de tensión o compresión; ya que mientras que en la primera se aplica un esfuerzo constante a alta temperatura (a 1/3 de la temperatura de fusión del metal) y se mide la deformación que esta produce, en las segundas se aplica la deformación con una rapidez determinada y se mide la resistencia del material a la deformación.

A continuación se describe las partes de la máquina de termofluencia con ayuda de la figura (4.3) en la forma siguiente:

4.2.1 Elementos que componen a la máquina de termofluencia

a) Estructura

La estructura de esta máquina es un marco de acero al carbón que sostiene los componentes de este. Los ángulos de acero que sirven como base del marco, están apoyados sobre tornillos con los que se les puede nivelar adecuadamente pudiéndose así ajustar a pequeñas variaciones topográficas del lugar en que se ubique.

b) Leva

Un sistema mecánico que consiste de una leva de aluminio mediante la cual a través de flejes, se transmite la fuerza de carga a la muestra. La leva tiene un brazo de palanca constante, en forma circular con centro en su eje de giro y un brazo de palanca variable, la geometría de este último está especialmente diseñada para que mediante la reducción del brazo de palanca, la fuerza aplicada a la muestra se reduzca de la misma manera que su sección transversal, asegurando así el sostenimiento de un esfuerzo constante.

El funcionamiento de esta leva llamada leva de Andrade, resulta como consecuencia de la deformación de la probeta, que por un extremo esta fija a la estructura de apoyo y por el otro al fleje que sigue perfectamente la silueta de la leva hasta su parte inferior. Al deformarse la probeta, permite el movimiento de la cinta que a su vez consigue que la leva gire rigidamente sobre su eje, el giro de esta obliga a que cambie la distancia del centro de giro al punto de tangencia de la leva con la cinta vertical (fleje), la cual sostiene las distintos cargas que se le aplican a la probeta con pesas de acero de distinta denominación a través de una base metálica que pende un la parte inferior del fleje, este cambio de distancia produce en cada caso una reducción del brazo de palanca y de esta forma aseguramos el sostenimiento de un esfuerzo constante.

En el ensamblado de la leva se incluyeron además 4 contrapesos. Los dos que aparecen arriba y a la izquierda de la leva sirven para fijar el centro de masa de ésta en la línea de los filos del eje de giro. Estos contrapesos están montados sobre tornillos con el objeto de posibilitar el ajuste manual de sus posiciones. La configuración deseada se logra cuando los contrapesos se posicionan de manera tal que la leva se mantiene inmóvil después de colocarse en cualquier ángulo con respecto al eje de giro. Para evitar movimientos accidentales de estos contrapesos se instalaron en ellos tornillos prisioneros los cuales aprietan inmediatamente después de haber logrado la configuración deseada.

Los otros dos contrapesos cuelgan de flejes colocados a la derecha de cada una de las placas circulares como se muestra en la figura (4.3). Su función consiste en balancear el peso de las piezas que van desde la mordaza superior hasta el fleje que las conecta a la leva. En su conjunto los cuatro contrapesos sirven para asegurar que el centro de masa del sistema de tensión se encuentre en el plano vertical que pasa por la línea del centro del eje de giro. En consecuencia la colocación de un peso en el brazo de palanca variable se traducirá en una fuerza aplicada a la muestra con una magnitud igual al peso multiplicado por la ventaja.

c) Mordazas

Este sistema de mordazas fueron especialmente construidas con un material de alta aleación, ya que debido a que estos pasan por el interior del horno para el sostenimiento de la muestra, estos deberán ser resistentes a la oxidación y en especial a la termofluencia, este material fué de una aleación de inconel grado 750.

c) Horno

Se utilizó un horno cilíndrico plegable marca Lindberg que opera a temperaturas hasta 1100°C, al cilindro central se le adaptó un

tubo de cuarzo de 25mm. de diametro que tiene soldados en sus extremos con silicón y fibra de vidrio y en dirección perpendicular tubos más delgados que sirven como entrada y salida del gas inerte (nitrógeno) que controla así la atmósfera de la prueba. La función principal del horno consiste en llevar al espécimen de prueba a la temperatura especificada para esta y mantenerla constante. Para calibrársele^(d) se registrarón en una tabla a los valores de la corriente eléctrica en su resistencia y los de la temperatura correspondiente medida en su interior. Para sensar a esta temperatura se utilizó un transductor termoelectrico conocido como termopar. Colocando su punta dentro del horno y después de esperar a que se estabilice térmicamente, registrando el voltaje en el centro y en los extremos del horno, para de esta manera determinar los gradientes térmicos del horno, estos valores se interpretaron con el auxilio de una tabla de calibración para termopares tipo K o de cromel-alumel como el que se usó, en el valor de la temperatura interior del horno. La tabla y gráfica de temperatura del horno y temperatura en el dial se muestran en la figura 4.4.

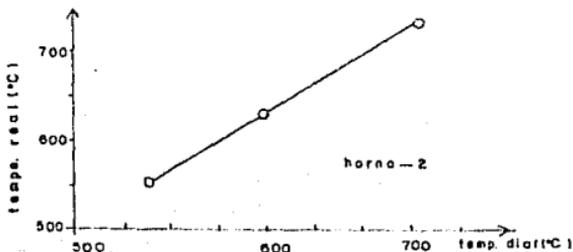


Figura 4.4- Calibración del horno

TDVL (Transductor Diferencial de Voltaje Lineal)

El TDVL^(d) sirve para hacer mediciones precisas de la deformación de la muestra durante una prueba. Este transductor consta de un cilindro hueco de acero (el transformador) y una varilla de material paramagnético (el núcleo) que puede deslizarse en su interior. El TDVL necesita para trabajar en el modelo usado de una señal de excitación alterna de alta frecuencia. Esta es aplicada a las bobinas dentro del transformador por el rectificador de señales en la forma indicada por el diagrama de la figura 4.5. El funcionamiento del TDVL es el siguiente: al aplicarse el voltaje de excitación a la bobina primaria del transformador, se crea un campo magnético en su interior, el cual a su vez induce una corriente en las bobinas secundarias.

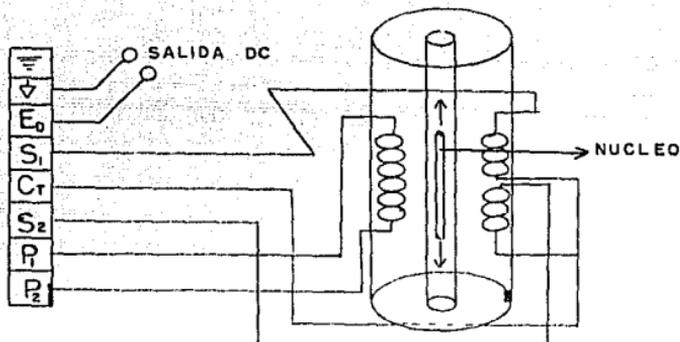
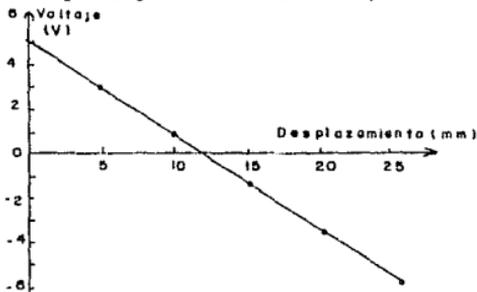


figura 4.5 Circuito básico del TDVL

Si se desplaza dentro de la región central del transformador al núcleo magnético, este alterará por tener una permeabilidad magnética diferente de la del aire al campo existente antes allí, los desplazamientos medidos así se asocian a los voltajes correspondientes registrados en la salida del acondicionador de señales. El resultado es la tabla de la figura 4.6 donde se observa también a la gráfica correspondiente, la recta ajustada por regresión lineal a las 2 variables tuvo un parámetro de linealidad $(p) = 0.99998$ y una pendiente = 2.288mm/vol.



Desplazam. núcleo (mm)	Vol. en el Transform.
0	6.1217
5	2.9551
10	0.76757
15	-1.4219
20	-3.5976
25	-6.6016

Tabla 4.6 Calibración de un TDVL con un rango de $\pm 25\text{mm.} (\pm 1")$

f) Regla horizontal

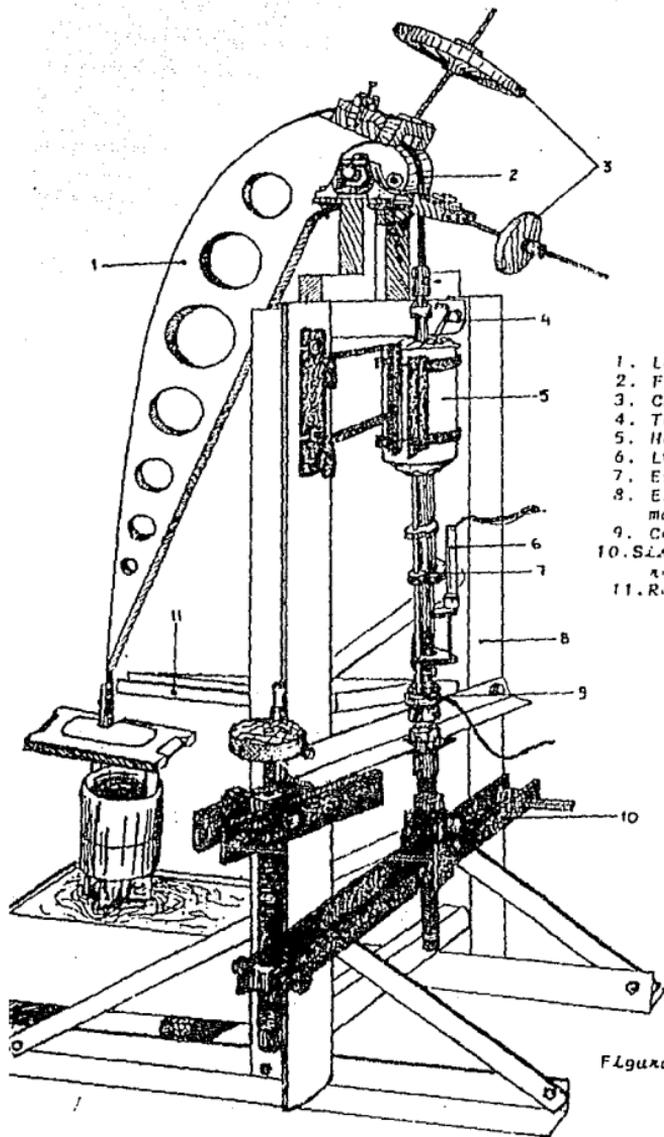
La regla horizontal va unida al marco de la máquina, para la colocación correcta de la leva de carga, es decir en las condiciones iniciales de operación, para poder así observar el desplazamiento horizontal de la leva a medida que la probeta que se encuentra dentro del horno se va deformando.

g) Gas inerte

El gas inerte (nitrógeno) se hace fluir dentro del tubo de cuarzo que se encuentra dentro del horno, esto se hace con objeto contar con una atmosfera controlada internamente y así evitar que tanto las mordazas que sujetan a la probeta como la probeta misma sufran de oxidación por altas temperaturas cuando se someten a los pruebas de ruptura acelerada.

h) Celda de carga

La celda de carga es un transductor que fué utilizado para medir la carga aplicada por la leva al ir desplazándose o rotando. El funcionamiento de la celda de carga es análogo al LVDT y similarmente contiene a un transformador y un núcleo, los cuales, en este caso se encuentran dentro de un mismo empaque. En su interior consta además de un resorte que se estira o se comprime en forma directamente proporcional a la carga que se le aplique sobre el aparato, lo cual hace deslizar al núcleo dentro del transformador y alterar la señal voltaica de salida de la celda de carga. La constante elástica del resorte se elige según vaya a ser el intervalo de utilidad del instrumento (el que se usó lo tenía de 500 lbs.). Su calibración se hizo colocando en la máquina de carga constante marca Instron con capacidad máxima de 2 ton., el aspecto final de la máquina de esfuerzo constante con todas las adecuaciones añadidas, colocación del horno y todos los aparatos de medida que se describieron anteriormente se ilustra en la figura 4.3.



1. Leva
2. Fleje
3. Contrapesas
4. Termopar
5. Horno
6. LUDT
7. Extensómetro
8. Estructura de la máquina
9. Celda de carga
10. Sistema mecánico para rotar levas
11. Reacción de la Leva

Figura 4.3 Máquina de Esfuerzo Constante

4.2.2 Explicación del experimento de termofluencia

El experimento de termofluencia llevado a cabo en el I.I.E. se puede resumir en este procedimiento general, que sigue:

1. La muestra se instala en las mordazas asegurándose de no introducir torsiones, es decir, apretando levemente la rosca. La punta del termopar debe ponerse en contacto con el centro de la muestra para controlar su temperatura.
2. Se abre el horno y se introduce el conjunto integrado por la muestra, las mordazas, el termopar y las barras en el tubo de cuarzo. Luego se cierra el horno y se conectan las barras que sostienen a las mordazas, al fleje, tanto en la punta superior, como al tornillo de anclaje en la parte inferior.
3. Los extremos del tubo de cuarzo del horno deben sellarse para evitar la salida del gas inerte que provee la atmósfera controlada, con el objetivo de eliminar al máximo los efectos de oxidación en las mordazas y en la probeta, debido a que se encuentran dentro del horno a una temperatura superior a los 600 C para el experimento de termofluencia. Esto se logra uniendo los extremos del tubo de cuarzo con un anillo de acero inoxidable que se encuentra unido tanto en la parte superior como en la parte inferior del tubo, y que le sirve como base de sustentación, el cual además es sellado en sus extremos mediante silicón, posteriormente se permitirá la entrada del gas al horno.
4. Se enciende el horno y se deja estabilizar a la temperatura deseada, la cual se mide con un termopar que se introduce al horno.
5. La masa que debe colocarse en el fleje del brazo de palanca se calcula de acuerdo con el esfuerzo del experimento y la sección transversal, esta última deberá medirse en cada muestra antes de iniciar el experimento, con la siguiente ecuación:

$$\text{Masa} = \frac{\sigma A_0}{(V_m)(g)} - M_0$$

- donde :
- σ = esfuerzo aplicado; Kg/mm²
 - A_0 = sección inicial de la muestra; mm.
 - g = aceleración de la gravedad; m/seg
 - V_m = ventaja mecánica inicial de la leva
 - M_0 = masa del fleje y del gancho; kg.

6. Con la ayuda del tornillo de anclaje y su tuerca se coloca el brazo de palanca variable en la posición $r_0 + \Delta r_0$; donde: r_0 brazo de palanca inicial; y Δr_0 es el desplazamiento que va teniendo r_0 .

7. Se aplica la carga en el brazo de palanca variable. Al final de un experimento de termofluencia los resultados obtenidos son una gráfica de deformación versus tiempo así como también una gráfica de temperatura versus tiempo de ruptura.

4.3 PROBETAS USADAS EN LA EXPERIMENTACION

4.3.1 Dimensiones usadas en las probetas

La máquina de termofluencia fué equipada con 2 juegos de mordazas, uno para muestras planas y el otro para muestras cilíndricas. Para la experimentación que se llevó a cabo se utilizó muestras de sección plana⁽⁷⁾ como la que se muestra en la figura 4.7

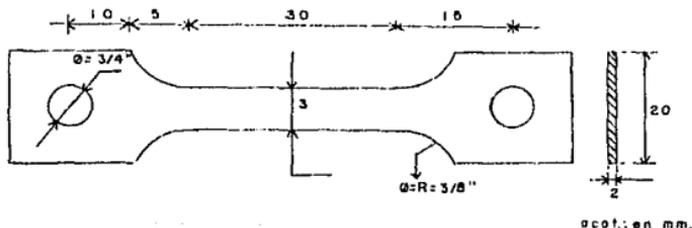


Figura 4.7 Dimensiones de la probeta usada en las pruebas de ruptura acelerada

4.3.2 Preparación de las probetas antes de iniciar la prueba

Las probetas de acero T-22 y 304-H deberán ser primero lijadas correctamente con lija de grano grueso (120) para de esta manera quitar todas las imperfecciones posibles que se pudieran encontrar en su superficie y así poder eliminar al máximo las marcas de maquinado que pudiese tener la pieza, ya que de lo contrario al llevarse a cabo las pruebas de ruptura acelerada esto influiría para que la ruptura de la probeta no se desarrolle en la sección de trabajo donde debe de suceder, originando con esto errores en su tiempo de ruptura.

En el caso del acero SA213-T22 que es un material propenso a oxidarse rápidamente con el medio ambiente o contacto con el agua, se le untó en toda su superficie una cantidad generosa de acetona, de esta se retarda un poco el proceso de oxidación, dando tiempo para prepararla y colocarla dentro de la máquina.

Para el caso del acero inoxidable SA213TP-304H esto no es necesario sin embargo se le untó también un poco de acetona con el objeto de darle una limpieza superficial.

4.3.3 Preparación de la probeta después de finalizar la prueba

Después de haber finalizado la prueba de ruptura acelerada se verifica que la probeta se haya roto en la zona de trabajo, después se cierra el gas inerte que controla la atmosfera interna del horno, se abre cuando este ya se haya enfriado y se saca la muestra del interior del tubo de cuarzo.

Posteriormente teniendo los dos pedazos de muestra rota, uno de ellos se corta a un tamaño adecuado para encapsularla en polvo de baquelita conductora y polvo de baquelita no conductora a través de la encapsuladora de presión neumática marca Buehler Ltd., que nos proporciona moldes cilíndricos con un espesor de 1cm. y con un diámetro de 2.54cm.. Todo esto se hace debido a que las dimensiones de la probeta cortada son muy pequeñas y difíciles de manejar en el pulido, además el objetivo del encapsulado con la baquelita conductora es para poder observarla en el microscopio de barrido el cual necesita de un elemento conductor para poder trabajar.

En este microscopio se conjuntan las técnicas de microscopía electrónica de barrido con el análisis químico elemental por emisiones características de "rayos X" para realizar el microanálisis de los materiales.

4.3.4 Preparación de las probetas para la observación en el microscopio óptico y de barrido

Después de haber encapsulado la probeta, se prepara su superficie en forma apropiada, la preparación de ambas probetas constan de 3 pasos:
lijado, pulido y ataque.

Lijado: Durante esta etapa, se lija la superficie en la máquina devastadora de giro radial marca Jensen con papel esmeril de granos de carburo de silicio de diferentes grados (120, 220, 320, 400, 600 y 1200). El lijado se hace con cada grado de papel hasta pasar ligeramente el punto donde se hayan quitado por completo las rayas del papel del grado previo, asegurando así la remoción de las marcas del papel previo y de esta manera se podrá obtener una superficie de análisis más limpia y confiable para su estudio.

Pulido: El pulido es el siguiente paso que consiste a su vez de 2 pasos; un pulido ordinario y un pulido fino.

El pulido ordinario no es una verdadera operación de pulido, sino más bien paso de esmerilado fino realizado sobre una pulidora de giro radial marca Struers a la cual se le coloca un paño de superficie áspera agregándole a la vez cantidades moderadas de alúmina de grano grueso (0.3micras) revuelta con agua en una proporción de 10% de alúmina y 90% de agua. Con este tipo de pulido se obtiene una superficie con mejor acabado que el paso anterior, sin embargo todavía existen algunas rayas muy finas y uniformes sobre esta, para esto se usa entonces el pulido fino.

El proposito principal de este es el de obtener una superficie nivelada, tersa y libre de rayas e irregularidades, como elementos que se usaron, esta la misma máquina de pulido automatico de disco radial que se usó en el paso anterior, la cual ahora se le coloca un paño de una superficie más fina que la anterior y agregando en su superficie alúmina de grano mucho más pequeño (0.03 micras) en cantidades moderadas.

Ataque: Una vez que se ha conseguido mediante el pulido una superficie completamente plana y brillante sin rayas o imperfecciones, es necesario poner en evidencia la microestructura inherente del metal o aleación lo cual se hace mediante el llamado ataque⁽⁴⁾. Luego el objetivo del ataque es el revelar las características estructurales de las probetas, delineando con precisión y claridad los diferentes constituyentes estructurales. Existen diferentes mecanismos de ataque pero aquí solo nos enfocaremos a 2, que son ajustados a las diferentes características de los materiales que se estudian aquí (SA213-T22 y SA213TP-304H), así tenemos que para el acero T22 se empleó un ataque químico por inmersión y para el acero inoxidable 304H se empleó un ataque electrolítico. A continuación se explicará con más detalle en que consisten ambos métodos.

Ataque químico por inmersión en el acero SA213-T22

Después de haber pulido a espejo, secado y limpiado de cualquier grasa, mugre o impureza que pudiera evitar un ataque uniforme en la superficie, en un pequeño recipiente se coloca el reactivo químico⁽⁴⁾ en este caso nital al 4% (4% ácido nítrico y 96% de alcohol etílico) mientras que con unas pinzas se sujeta firmemente la muestra sumergiendo en el rectivo la superficie de interés dando una agitación muy suave para evitar la adhesión de burbujas a la superficie ya que la burbuja impide el ataque en esa zona, debe de tenerse cuidado de no tocar con la superficie pulida el fondo del recipiente, pues esto puede ocasionar rayado.

Al inicio de ataque la superficie pulida es extremadamente brillante, en cuanto se inicia el ataque la superficie brillante empezará a tomar un tono mate, que ha medida que avanza el ataque

se hace más oscuro, pero habrá que tener cuidado en evitar un tono muy oscuro ya que esto nos indica un sobreataque de la muestra⁽⁴⁾. El color de la superficie nos da una idea de cuando detenerlo, de esta manera el tiempo de ataque que se tomó como base fué de 5 a 10 segundos.

Una vez cumplido el tiempo de ataque de la muestra se retira del reactivo y se introduce inmediatamente en un chorro fuerte de agua a fin de detener la reacción, se le agrega después una cantidad moderada de acetona con el fin de darle una limpieza superficial, por último se le seca con aire caliente.

Ataque electrolítico por inmersión en el acero SA213TP-304H

El ataque electrolítico se lleva acabo a través de una máquina de electropulido automático y manual marca Struers, la que contiene una calda electrolítica, esta además cuenta con un recipiente de aluminio o material conductor que se conecta a la misma máquina y que sirve para almacenar el electrolito donde se sumerge la muestra a través de unas pinzas de sujeción de material conductor que esta conectada a la máquina haciendo que cierre el circuito y fluya electrones.

El procedimiento del ataque electrolítico⁽⁴⁾ es el siguiente: la máquina de electropulido se enciende y se ajusta a 60 volts que es el voltaje estandar para este material, se chequea que la muestra este limpia y seca, después esta se sumerge por espacio de 30 seg. al electrolito agitandola un poco para evitar la formación de burbujas en su superficie garantizando con esto un ataque uniforme, se saca posteriormente del electrolito y se introduce inmediatamente en un chorro de agua fuerte para detener la reacción hasta observar que no queden residuos del reactivo, se le agrega después acetona para darle una limpieza superficial mejor, por último se le seca con aire caliente.

El electrolito usado dependerá de lo que nosotros necesitemos observar y estudiar del material, es decir en esta etapa experimental se usarón 2 tipos de electrolitos. El primero fué elaborado para observar solo los límites de grano y fué hecho mediante el reactivo llamado ácido oxálico⁽⁵⁾ al 10%.

El segundo electrolito fué especialmente elaborado para observar las fases sigma del acero inoxidable 304H. Este electrolito fué hecho con hidroxido de sodio al 40% o al 60%.

4.3.5 Conteo de microcavidades para ambos aceros

Esta tarea es llevada acabo por mm² en zonas de fractura y alta densidad de microcavidades de las probetas fracturadas a través de un microdurómetro con lente graduado hasta 20 micras por linea marca Shimadzu tipo M. Este conteo se realiza con el objeto de saber la evolución en el número de microcavidades⁽⁷⁾ y los tiempos

de ruptura es decir se busca tener una relación entre el número de cavidades que aparecen cuando se tiene un tiempo de ruptura determinado bajo condiciones diferentes de carga y temperatura. Para llevar acabo esta tarea es necesario que después de haber encapsulado la probeta sea lijada, pulida y atacada como se menciona en puntos anteriores, entonces la probeta se monta en la platina del microdurómetro y se selecciona el lente con el que habrá de verse, este fué de 400x que es la resolución máxima del microdurómetro, posteriormente se selecciona el área donde se considera habrá mayor densidad de microcavidades, en esta etapa esta zona se ubica a 1mm. del extremo fracturado y con centro en el eje longitudinal de la probeta y se inicia entonces el conteo. Es aconsejable decir que una vez que se hayan seleccionado la zona de conteo, esta no varíe para las otras probetas, es decir que la ubicación de esta área permanezca como patrón para las demás, ya que si variamos la zona de conteo de una probeta a otra no llevaríamos un control real y objetivo del comportamiento del material, porque no se sabría distinguir la variación de cavidades de una probeta a otra con respecto a una área específica.

4.3.6 Mediciones de microdureza

Se le conoce como prueba de microdureza o microidentación^(4,7) o también como examen de dureza a carga baja, mediante la cual se pueden medir propiedades mecánicas en microáreas. El rango de cargas en que se mide la microdureza es realmente arbitraria, ya que depende de la naturaleza de la muestra, variando posiblemente desde 20 gr. a 50 gr.. Con este rango de cargas la condición superficial de la muestra es de gran importancia, por lo tanto para esta medición en general deberemos tener una superficie pulida a espejo de esta manera nuestros exámenes de microdureza se realizarán sobre muestras fracturadas de metales SA213-T22 y SA213TP-304H poco después de haberseles encapsulado y pulido se les aplicó una carga de 50gr. en diferentes zonas, es decir cercanas al área de fractura y lejanas a esta.

Las indentaciones se hicieron con una separación promedio de 400 y 500 micras con respecto a los límites transversales y extremos longitudinales respectivamente haciéndose además indentaciones en la zona central de la probeta, a través del microdurometro de marca Shimadzu tipo M usando un indentador piramidal de punta de diamante y una pesa de 50gr..

4.4 EXAMEN INTERRUMPIDO EN LOS ACEROS SA213-T22 Y SA213TP-304H

Esta prueba⁶ tiene por objeto el de analizar la degradación microestructural paulatina del material, es decir se trata de estudiar y observar el comportamiento paso por paso y seguido de los materiales cuando son sometidos a termofluencia.

El procedimiento para llevar a cabo esta prueba es considerando dos criterios diferentes, es decir considerando la magnitud de deformación apreciable a través del desplazamiento de la leva de carga o tomando en cuenta el tiempo transcurrido, ambos se explicarán a continuación:

1. Después de haber iniciado la prueba, cuando se noto que hay una deformación apreciable el horno es apagado, esta deformación se podrá notar al observar la distancia horizontal que la leva ha recorrido a través de la regla metálica que se encuentra empotrada en forma perpendicular a la estructura de la máquina.

2. El otro criterio se basa en tomar en consideración las horas en que la probeta bajo las mismas condiciones de prueba había tardado en fracturarse, interrumpiéndola a predeterminados porcentajes de vida consumida.

Cualquiera de los dos criterios seleccionados anteriormente el procedimiento siguiente después de interrumpir la prueba sigue siendo el mismo, es decir: al interrumpir la prueba se espera a que el horno enfria y se saca la probeta, se mide con un calibrador o pie de rey la elongación sufrida en el área de trabajo o length gauge hasta ese momento, posteriormente se lija para quitar de la superficie el óxido que pudiera tener después se pule y se ataca, se observa y se analiza en el microscopio óptico la microestructura del material y se obtienen fotografías de áreas de mayor interés (zona de fractura o de adelgazamiento). Después de haber analizado su microestructura, se prepara la probeta para el examen de microdureza lo cual se llevó a cabo en distintas zonas, principalmente en las zonas de adelgazamiento. Este tipo de análisis de microdureza se llevó a cabo en el microdureómetro de marca y características conocidas, usando una pesa de 50gr. y haciendo la indentación con una separación promedio de 120 micras con respecto a sus límites transversales de la probeta. Después de haber terminado este análisis, se procede a hacer el conteo de las microcavidades, Este examen interrumpido finaliza cuando aparecen las microcavidades y coalescencia de las mismas⁽⁶⁾, las cuales provocan la formación de macrocavidades y posteriormente fracturas.

B I B L I O G R A F I A

- (1) Fuentes Maya J., "Diseno y Construccion de una Maquina de Termofluencia", Instituto de Fisica, U.N.A.M., Mexico, D.F. 1983.
- (2) H.E. Herceg, "Handbook of Measurement and Control", Schaevitz Engineering, Pensauken N.J. (1972), pp. 41.
- (3) CAS Series LVDT Signal Conditioners, Vol. 1, issue 22, pp.1, Schaevitz Engineering, Pensauken N.J.
- (4) Mujica C.C. "Manual de Laboratorio de Metalografia", Instituto de Investigaciones Eléctricas, servicios de apoyo técnico, Cuernavaca Morelos, 1989 .
- (5)
- (6) B.W. Roberts, M.C. Askins "Remaining Life Estimation of Boiler Pressure Parts-vol 5: Creep-Fatigue Interaction", CS-5588, EPRI Research Project 2253-1 Final Report, February 1991, EPRI, Palo Alto CA. pp.3-1,3-20.
- (7) B.W. Roberts, M.C. Askins "Remaining Life Estimation of Boiler Pressure Parts-vol 4: Metallographics Models for Weld-Heat-Affected Zone", CS-5588, EPRI Research Project 2253-1 Final Report, November 1989, EPRI, Palo Alto, CA. pp. 3-7.

CAPITULO V RESULTADOS EXPERIMENTALES

5.1 EFECTO DE LA TEMPERATURA SOBRE (t_r)

5.2 EFECTO DEL ESFUERZO SOBRE (t_r)

5.3 PRUEBA INTERRUMPIDA

5.3.1 Variación de microdureza

5.3.2 Variación de microcavidades y elongación

5.4 REPRESENTACIONES FOTOGRAFIAS

CAPITULO V

RESULTADOS EXPERIMENTALES

En este capítulo se presentan los resultados obtenidos de la experimentación efectuada, la cual comprende la información cuantitativa y cualitativa que se obtuvieron de las diferentes relaciones elaboradas, combinando las tres variables más importantes usadas durante esta etapa, es decir, de la temperatura, esfuerzo y tiempo de ruptura.

Los resultados cualitativos y cuantitativos, son de una valiosa ayuda, de tal forma que ambos resultados se relacionan para darnos un mejor análisis, sobre el comportamiento de los tiempos de ruptura (t_r) en los materiales que fueron sometidos a condiciones de esfuerzo y alta temperatura.

En dichos resultados se incluyen breves comentarios acerca de lo observado para cada material, dando en cada caso las condiciones experimentales.

Nomenclatura que se manejara para tablas y figuras

t/t_r = fracción de vida del material

T-22= acero aleado de bajo carbono SA213-T22

304H= acero inoxidable austénico SA213TP-304H

t_r = tiempo de ruptura

5.1 EFECTO DE LA TEMPERATURA SOBRE (t)

Aquí se presentan los resultados cuantitativos del comportamiento de los tiempos de ruptura de los materiales utilizados cuando son sometidos a diferentes condiciones de temperatura y con esfuerzo constante⁽¹⁾, a través de relaciones gráficas de las variables antes mencionadas. Dichas relaciones contemplan al T-22 y 304H, que fueron usados durante la etapa experimental.

En la figura 5.1 se observa el efecto que tiene la temperatura sobre el tiempo de ruptura en el acero T-22 cuando está a esfuerzo constante, es decir como se puede observar se utilizarán distintas temperaturas para cada esfuerzo constante aplicado, se observa para cada uno un tiempo de ruptura distinto, de tal forma que en los 3 esfuerzos constantes graficados a distintas temperaturas demuestran tener una forma lineal descendente en su comportamiento, ajustándose entonces a una forma rectilínea, lo que significa que a medida que la temperatura aumenta, los tiempos de ruptura disminuyen, al igual que si los esfuerzos son más grandes, entonces los tiempos de ruptura disminuyen también, lo que muestra que los esfuerzos aunque constantes influyen al igual que la temperatura en el comportamiento del material aumentando entonces su velocidad de deformación plástica. A continuación veremos las ecuaciones que se obtuvieron de la computadora al llevar a cabo el método de regresión lineal para el ajuste de curvas de los puntos graficados.

$$Y_0 = 4.26433 - 4.21414((X-580)/140) \dots\dots 9\text{Kg/mm}^2 \dots\dots 5.1$$

$$Y_1 = 4.43167 - 3.83918((X-580)/140) \dots\dots 7\text{Kg/mm}^2 \dots\dots 5.2$$

$$Y_2 = 4.61572 - 3.85429((X-580)/140) \dots\dots 6\text{Kg/mm}^2 \dots\dots 5.3$$

Para el acero 304H la tendencia es similar al de la figura 5.1, como se puede observar en la figura 5.2 el efecto que tiene la temperatura sobre el tiempo de ruptura a tres esfuerzos constantes diferentes los cuales están graficados a distintas temperaturas es de una forma lineal descendente en su comportamiento, que fue similar al T-22, pudiéndose ajustar también sus puntos de forma lineal, al igual que la gráfica anterior podemos decir que a medida que la temperatura aumenta, el logaritmo del tiempo de ruptura disminuye también a un valor de esfuerzo determinado. Siendo sus ecuaciones por regresión lineal al obtenerse en la computadora las siguientes:

$$Y_0 = 4.65025 - 4.311((X-580)/200) \dots\dots 16 \text{ Kg/mm}^2 \dots\dots 5.4$$

$$Y_1 = 5.001 - 3.661((X-580)/200) \dots\dots 13 \text{ Kg/mm}^2 \dots\dots 5.5$$

$$Y_2 = 5.215 - 4.673((X-580)/200) \dots\dots 15 \text{ Kg/mm}^2 \dots\dots 5.6$$

5.2 EFECTO DEL ESFUERZO SOBRE (t_r)

Se presentan los resultados cuantitativos del comportamiento de los tiempos de ruptura de los materiales utilizados cuando son sometidos a diferentes condiciones de esfuerzo pero ahora con temperatura constante⁽¹⁾, a través de las relaciones gráficas de las variables antes mencionadas.

En la figura 5.3 se observa el efecto que tiene el esfuerzo sobre los tiempos de ruptura en el acero T-22 cuando están a temperatura constante, teniendo para cada uno un tiempo de ruptura distinto, de tal forma que en las 4 temperaturas constantes gráficas a distintos esfuerzos demuestran tener al igual que en las figuras anteriores una forma lineal descendente en su comportamiento, significando que a medida que el esfuerzo aumenta, los tiempos de ruptura en una proporción parecida disminuyen también. A continuación veremos las ecuaciones obtenidas de la computadora por el método de regresión lineal para el ajuste de curva de los puntos grificados.

Y0 = 4.35924 - 5.14071((X-0.0)/1.30103).... 700°C..... 5.7
Y1 = 5.88775 - 6.19216((X-0.0)/1.30103).... 680°C..... 5.8
Y2 = 5.93291 - 5.79438((X-0.0)/1.30103).... 660°C..... 5.9
Y3 = 6.05482 - 5.38874((X-0.0)/1.30103).... 640°C..... 5.10

Para el caso del acero 304-H la tendencia es similar a la figura 5.3, solo con algunas diferencias, es decir como se puede observar en la figura 5.4 el efecto que tiene el esfuerzo sobre los tiempos de ruptura de 4 temperaturas constantes, las cuales están grificadas a distintos esfuerzos, es también de una forma lineal descendente en su comportamiento, ajustándose por lo tanto a una recta de pendiente pronunciada, sin embargo en esta gráfica los puntos se encuentran con una cierta dispersión, debido a resultados con una cierta irregularidad en los tiempos de ruptura obtenidos, producto de diversos factores entre los que podemos mencionar a la oxidación, a la falta de control de la atmósfera interna del tubo de cuarzo, sobretemperatura debido a defectos del horno o falta de chequeo del mismo y al sobreesfuerzo.

Finalmente podemos mencionar que el grado de susceptibilidad a la temperatura y al esfuerzo de este acero es similar al acero anterior, aunque sin embargo este debido a sus características químicas y mecánicas es más resistente a las altas temperaturas y al esfuerzo. Y las ecuaciones que caracterizan a los puntos grificados por el método de regresión lineal y que se obtuvieron en la computadora son las siguientes:

Y0 = 2.52189 - 2.07586((X-1.0)/0.30103).... 750°C..... 5.11
Y1 = 3.13068 - 2.49972((X-1.0)/0.30103).... 730°C..... 5.12
Y2 = 4.00221 - 3.34064((X-1.0)/0.30103).... 710°C..... 5.13
Y3 = 4.61537 - 3.67649((X-1.0)/0.30103).... 690°C..... 5.14

5.3 PRUEBA INTERRUMPIDA

Aquí se presentan los resultados de las pruebas de termofluencia interrumpidas^(2,3), las variables examinadas fueron el número de microcavidades encontradas por mm^2 , la microdureza y el porcentaje de elongación sufrida en el área de trabajo de la probeta, cuando se interrumpe sistemáticamente hasta que alcanza esta una elongación lo suficientemente visible para saber que esta a punto de fallar, como se explica con más detalle en el capítulo IV inciso 4.4, a través de relaciones gráficas de dichas variables, estas contemplan a los dos aceros antes mencionados que se usarón durante toda la etapa experimental.

Es importante mencionar que el número de microcavidades encontradas por mm^2 , la medición de la microdureza en diversas zonas y el calculo del porcentaje de elongación sufrida en el área de trabajo de la probeta, se hizo en prueba interrumpida sometida a 3 diferentes temperaturas y con 3 diferentes cargas para cada acero.

5.3.1 Variación de microcavidades y elongación

Acero SA213-T22

En la figura 5.5 se muestra la variación del número de microcavidades y la variación en el porcentaje de elongación sufrida en la probeta de acero T-22 con respecto a un porcentaje determinado de vida consumida o fracción de vida (t/t_0)⁽⁴⁾. Como se puede ver, el comportamiento tanto de las microcavidades como de la elongación es de una forma irregular ascendente, lo cual nos demuestra que a medida que se avanza la fracción de vida consumida de la probeta, las microcavidades/ mm^2 y la elongación aumentan también aunque no de manera idéntica, pero si de una forma similar, siguiendo ambas una tendencia ascendente sin tener un ajuste lineal sino más bien curvilínea. Esta prueba interrumpida estuvo sometida a 680°C y 6 kgf/mm^2 .

En la figura 5.6 se muestra otra variación del número de microcavidades y el porcentaje de elongación con respecto al porcentaje de vida consumida o fracción de vida para el acero T-22 sometido a 660°C y 7 kgf/mm^2 . Como se puede observar hay una gran diferencia en el comportamiento de una y otra, ya que mientras que el número de microcavidades crece siguiendo una tendencia casi exponencial es decir primero de una manera paulatina para después dispararse en su número al llegar a un intervalo de 0.85 a 0.95 del porcentaje de vida consumida, lo que demuestra claramente que en este intervalo la velocidad de deformación plástica del material se acelera grandemente provocando la etapa de ruptura acelerada.

El porcentaje de elongación por otro lado crece con una tendencia más moderada y no de forma exponencial siguiendo un ajuste curvilíneo ascendente, sin embargo acelera su crecimiento a medida que el porcentaje de vida consumida avanza y llega al mismo intervalo que el anterior osea entre 0.85 y 0.95.

En la figura 5.7 se muestra otra gráfica con las mismas variables y con el mismo material pero sometido ahora a 660°C y 9kgf/mm². Aquí se observa que el comportamiento del número de microcavidades/mm² casi es idéntico al comportamiento de la figura 5.6. Sin embargo, aquí el intervalo donde se dispara el número de microcavidades es de 0.8 a 0.90 de fracción de vida consumida. Mientras que en la figura del porcentaje de elongación se nota una diferencia más marcada con respecto a las otras figuras de la misma variable ya que ésta, tiene una forma de comportamiento exponencial ascendente, donde su crecimiento va aumentando de una forma paulatina hasta llegar al intervalo de 0.8 a 0.9 donde la elongación del material sufre una aceleración, lo que significa que el material esta a punto de romperse.

Acero 8A213TP-304H

Ahora describiremos la figura 5.8 donde también se muestra los comportamientos gráficos de las variables ya conocidas, pero ahora con un acero inoxidable que estuvo sometido a 730°C y 11kgf/mm² de tal forma que el comportamiento de las microcavidades/mm² varía de forma irregular ascendente⁽¹⁾.

Por otro, lado la elongación tiene un comportamiento diferente al número de microcavidades ya que esta sigue una tendencia más lineal de forma ascendente, teniendo la pendiente un incremento constante en su inclinación pero sin llegar a valores tan altos como el de las microcavidades. Mientras que en la figura 5.9 se muestra la otra gráfica del comportamiento en la prueba interrumpida cuando es sometido ahora a 690°C y 16kgf/mm², por lo que se observa que los comportamientos son más regulares que el anterior, de tal forma que las microcavidades/mm² siguen una tendencia a incrementarse casi exponencialmente, mientras que el porcentaje de elongación tiene una tendencia menos pronunciada a incrementarse e incluso en la etapa final sigue una línea casi horizontal, lo cual significa que la probeta bajo estas condiciones no se elongó visiblemente durante las etapas finales de la prueba.

Finalmente mencionaremos que la diferencia principal del número de microcavidades y de la elongación para cada uno de los aceros estudiados, radica en el mecanismo de ruptura, es decir que mientras que en acero T-22 el número de microcavidades y el porcentaje de elongación es mucho mayor, por ser el mecanismo principal de ruptura, en el acero 304-H las microcavidades casi no aparecen ya que su mecanismo principal es la formación de fase sigma y el porcentaje de elongación es más reducido por ser un material más duro.

5.3.2 Variación de microdureza

Acero SA213-T22

En la figura 5.10 se presenta la variación de microdureza con respecto al porcentaje de vida consumida⁽¹⁾ para una probeta de acero T-22 que fué sometido a 680°C y 6kgf/mm². Como se puede notar las lecturas fueron tomadas en 2 zonas principales; cerca del hombro de la probeta y en el centro o área de adelgazamiento. Se puede observar que el comportamiento de la microdureza en el área del hombro fué diferente al área de adelgazamiento, ya que mientras que en ambos casos decae a un valor más o menos constante después de cierta fracción de vida consumida (~20%). El salto tan brusco de 170 a 210 Vickers puede ser debido a un error en la medición o a incrustaciones de capas de óxido en la microestructura producto de las altas temperaturas a las que estuvo sometido la probeta.

Por otro lado en la figura 5.11 se presentan los resultados de la variación de microdureza para una probeta del mismo material que estuvo sometido a 660°C y 7 kgf/mm² donde se observa que el comportamiento de microdureza en las zonas del hombro y de fractura fué más similar que en el caso anterior, variando un poco sin embargo entre 0.40 y 0.85 del porcentaje de vida consumida, lo que demuestra finalmente que tanto la temperatura como la carga influyeron en forma homogénea a todo el material.

En la figura 5.12 se muestra el otro comportamiento de la microdureza a un porcentaje determinado de vida consumida, sometida a 660°C y 9 kgf/mm², como se puede observar el comportamiento es irregular en las dos zonas estudiadas, habiendo apenas una pequeña similitud en ambas curvas, sobre todo haciéndose más clara esta diferencia en las etapas iniciales y finales de la vida del material.

Acero SA213TP-304H

En la figura 5.13 se presentan la variación de microdureza con respecto al porcentaje de vida consumida⁽¹⁾ para una probeta que estuvo sometida a 730°C y 11kgf/mm². Como se puede ver, la microdureza primero disminuye dramáticamente, luego tiene un ligero aumento y finalmente se mantiene más o menos constante, teniendo un comportamiento en general de forma irregular descendente.

Por otro lado en la figura 5.14 de la prueba interrumpida ahora con condiciones de 690°C y 13kgf/mm². Los comportamientos fueron más irregulares que en el caso anterior, formando una serie de curvas más pronunciadas en ambos casos, pero sin embargo la tendencia siguió siendo la misma o sea que la dureza del material disminuye conforme se consume el porcentaje de vida del material.

Por último se muestra la figura 5.15 en donde la probeta fué sometida ahora a 690°C y 16kgf/mm². Como se puede ver el comportamiento en ambas zonas fue más regular que en los 2 casos

anteriores, es decir ambos siguen una tendencia no lineal descendente de manera muy similar, con diferencias mas marcadas solo en las etapas iniciales y finales de la prueba, de tal forma que al igual que en los 2 casos anteriores la dureza del material disminuye a medida que el porcentaje de vida consumida aumenta, debido al reemplazamiento de material producto de las altas temperaturas a la que estuvo sometida.

EFFECTO DE LA TEMPERATURA SOBRE t_r

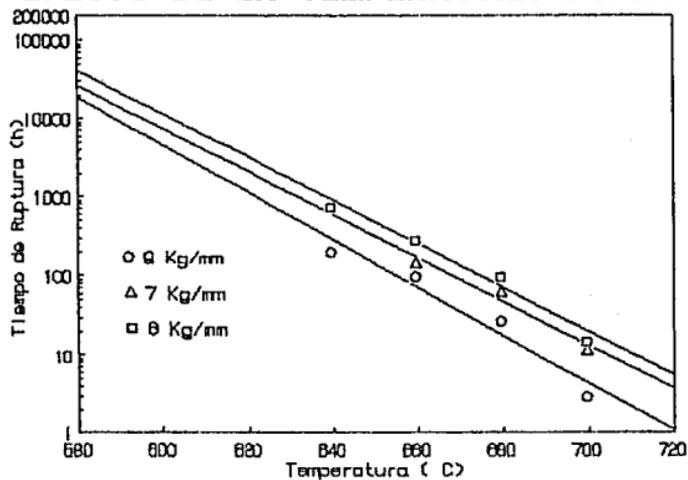


Figura 5.1 Efecto de la temperatura sobre t_r a esfuerzo constante en un acero T-22

EFFECTO DE LA TEMPERATURA SOBRE t_r

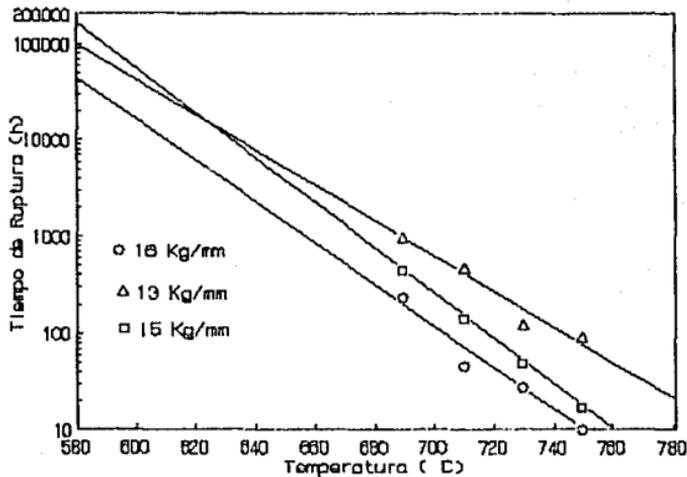


Figura 5.2 Efecto de la temperatura sobre t_r , a esfuerzo constante para un acero 304-H

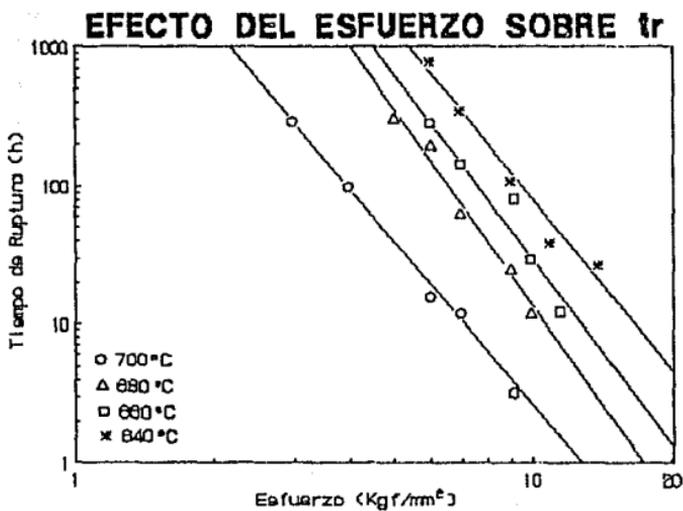


Figura 5.3 Efecto del esfuerzo sobre t_r , a temperatura constante para un acero T-22.

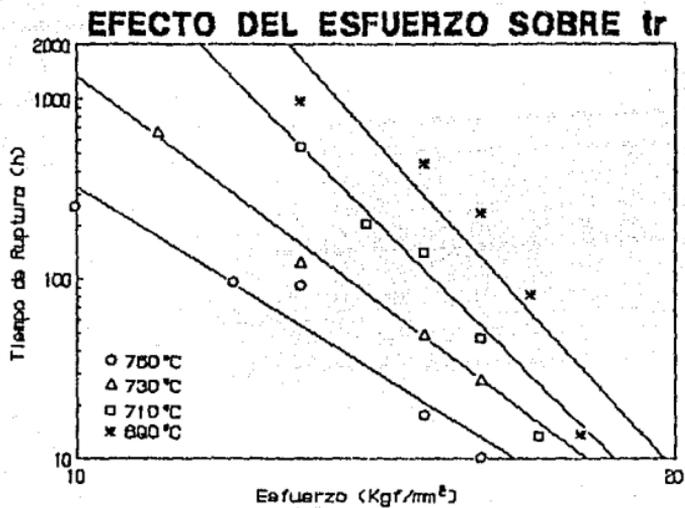


Figura 5.4 Efecto del esfuerzo sobre t_r , a temperatura constante para un acero 304-H.

PRUEBA INTERRUMPIDA I

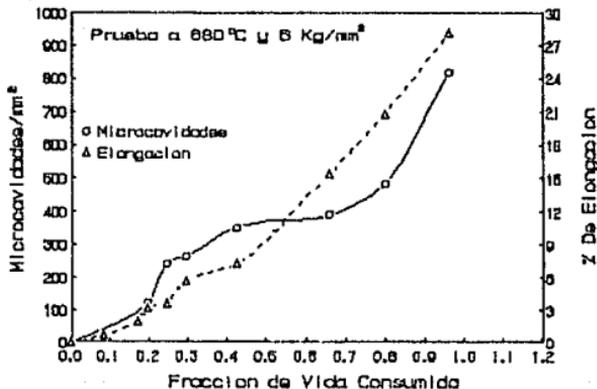


Figura 5.5 Variación del número de microcavidades y elongación sufrida en el acero T-22 con respecto a la fracción de vida consumida, en prueba interrumpida I.

PRUEBA INTERRUMPIDA II

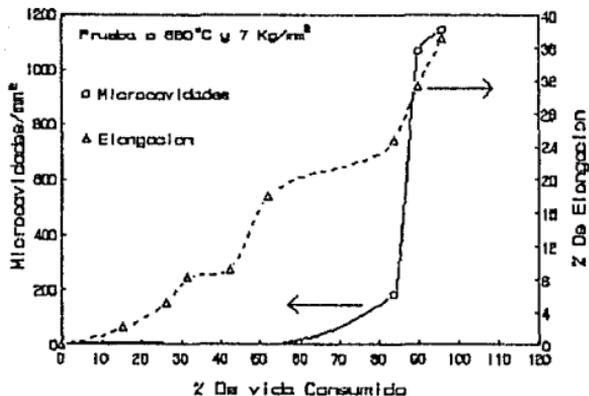


Figura 5.6 Variación del número de microcavidades y elongación sufrida en el acero T-22 con respecto a la fracción de vida consumida, en prueba interrumpida II.

PRUEBA INTERRUPTIDA III

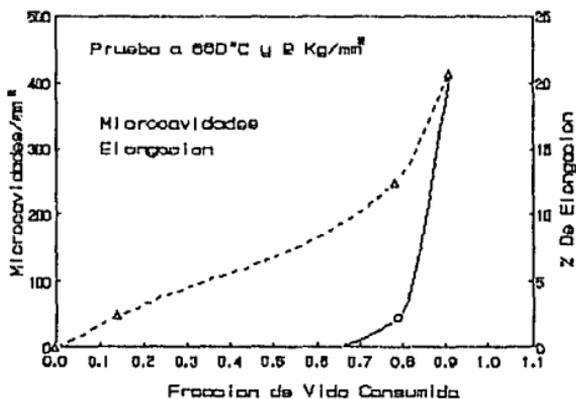


Figura 5.7 Variación del número de microcavidades y elongación sufrida en el acero T-22 con respecto a la fracción de vida consumida, en prueba interrumpida III.

PRUEBA INTERRUMPIDA I

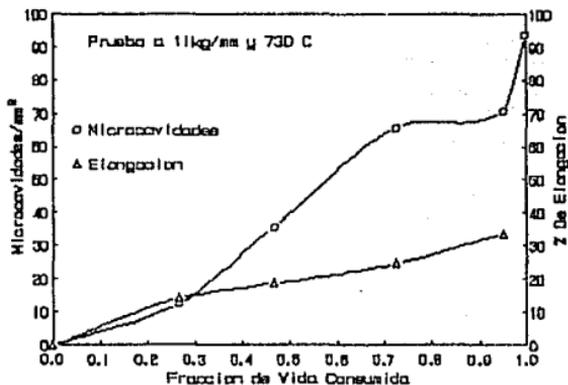


Figura 5.8 Variación del número de microcavidades y elongación sufrida en el acero 304-H con respecto a la fracción de vida consumida, en prueba interrumpida I.

PRUEBA INTERRUMPIDA II

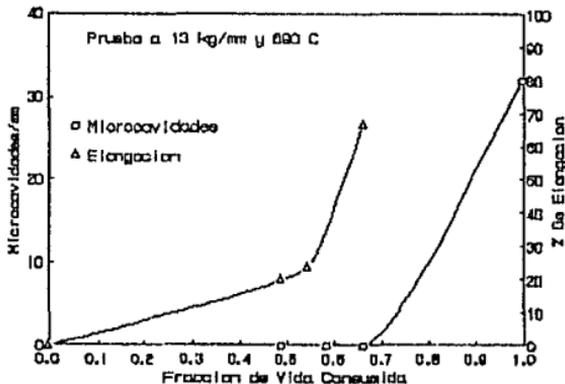


Figura 5.9 Variación del número de microcavidades y elongación sufrida en el acero 304-H con respecto a la fracción de vida consumida, en prueba interrumpida II.

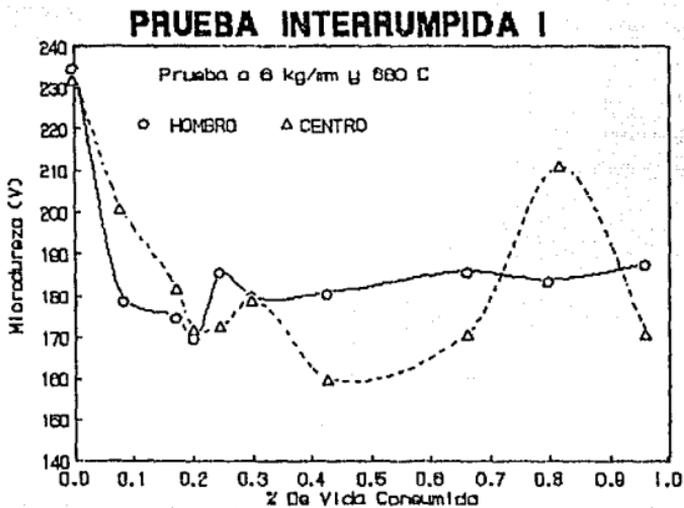


Figura 5.10 Variación de microdureza con respecto a la fracción de vida consumida para un acero T-22 que tuvo 6kg/mm² y 680°C.

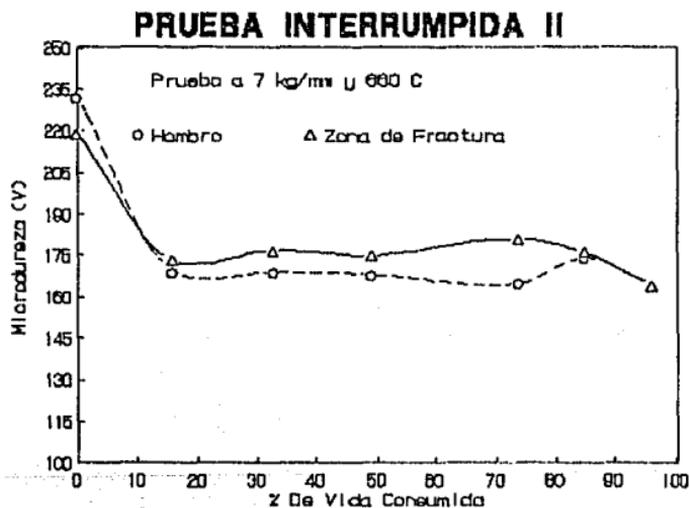


Figura 5.11 Variación de microdureza con respecto a la fracción de vida consumida para un acero T-22 que tuvo 7kg/mm² y 660°C.

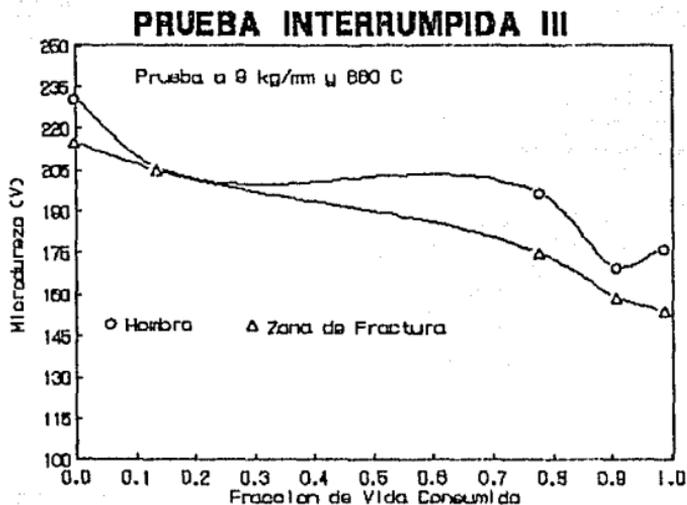


Figura 5.12 Variación de microdureza con respecto a la fracción de vida consumida para un acero T-22 que tuvo 9kg/mm² y 660°C.

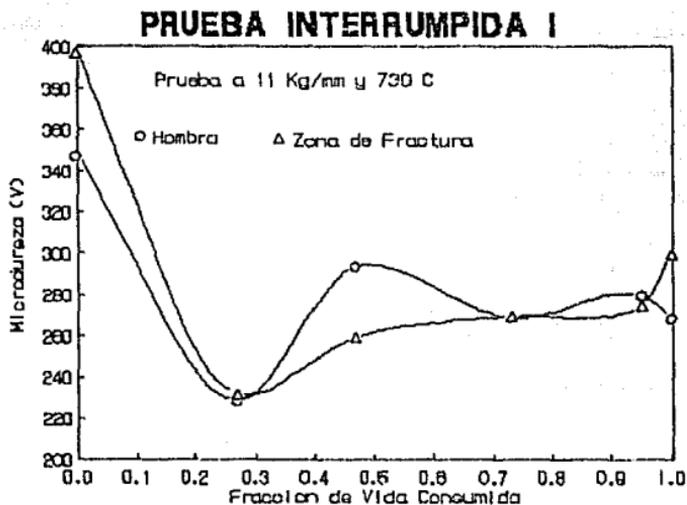


Figura 5.13 Variación de la microdureza con respecto a la fracción de vida consumida para un acero 304-H que tuvo 11 kg/mm² y 730°C.

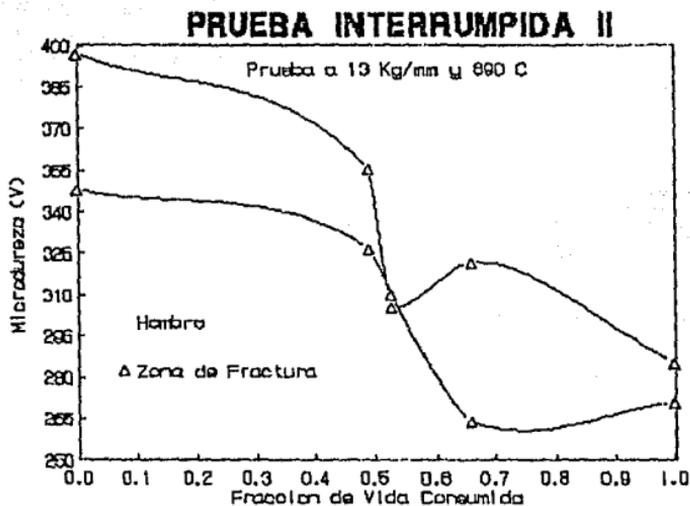


Figura 5.14 Variación de la microdureza con respecto a la fracción de vida consumida para un acero 304-H que tuvo 13kg/mm, y 690°C.

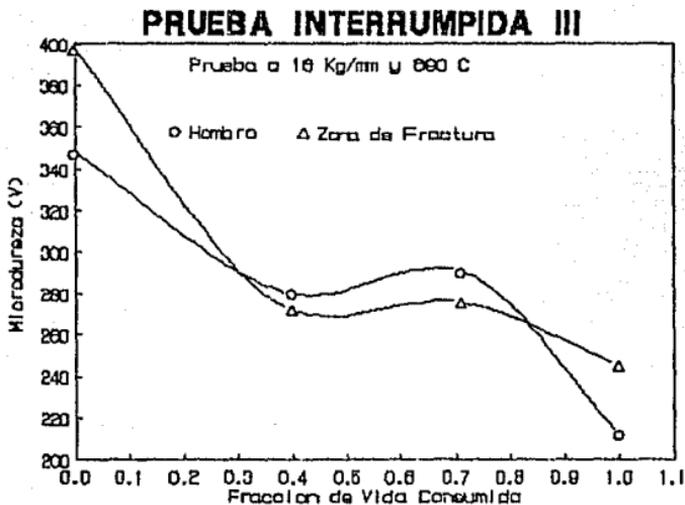


Figura 5.15 Variación de la microdureza con respecto a la fracción de vida consumida para un acero 304-H que tuvo 16 kg/mm² y 690°C.

5.4 REPRESENTACIONES FOTOGRAFICAS

A continuacion se presentan las microestructuras de los aceros utilizados (T-22 y J04H), despues de haber concluido la prueba o incluso durante el desarrollo de la misma, cada uno con sus respectivas condiciones de carga y temperatura.

Acero SA213-T22

En la figura 5.16 se muestran las fractografias de este acero que fué sometido a 640°C, 700°C y 6kgf/mm² para ambos casos. Como se puede observar de la figura 5.16a) y b) las diferencias en la estructura de los granos alejados de la fractura y los granos cercanos a esta es muy notoria, ya que mientras que en los primeros casi no hay deformación y poca aparición de microcavidades, en los otros claramente se nota la deformación o alargamiento del grano, así como la formación de mayor cantidad de microcavidades e incluso aparición de macrocavidades. En la figura 5.16c) a d) es el mismo caso que el anterior solo que ahora a condiciones distintas de esfuerzo y temperatura, es decir 700°C y 6kgf/mm² teniéndose los mismos resultados.

Para la figura 5.17 también pertenecientes al mismo acero, tuvo las siguientes condiciones: 640°C y 700°C con 7kgf/mm² para ambos casos. Como se puede observar al igual que en los anteriores, en los incisos a) y b) se nota las diferencias en las estructuras de los granos en cada fotografía, es decir granos no tan deformados con presencia apenas visible de microcavidades, mientras que en los granos más deformados la presencia de estas es mucho más notoria e incluso de macrocavidades. El mismo caso es para los incisos c) y d).

Es importante mencionar que en los incisos a) y c) hay una notoria aparición de capa de óxidos en la microestructura de acero sobre todo en las zonas de los límites de grano, debido principalmente a las altas temperaturas a la que fué sometida el material y si a esto le agregamos que este acero es muy susceptible a oxidarse aún a bajas temperaturas nos daremos cuenta entonces del por que aparecen en algunas zonas óxidos, y aunque la atmosfera interna del tubo de cuarzo es controlada con gas inerte (nitrógeno) para evitar estas situaciones, esto normalmente no se consigue totalmente debido principalmente a penetración de oxígeno al interior del tubo por defectos en sus sellos que se ubican en los extremos de este. De aquí que se vea una de las mayores desventajas al utilizar el método de evaluación metalográfica para la estimación de vida remanente del material, ya que la penetración de los óxidos a la estructura del acero nos provoca confusión con los cambios microestructurales, prestándose a confundir óxidos con microcavidades u otra cosa.

En la figura 5.18 se muestran las fractografías del acero T-22 sometidas ahora a 640°C y 700°C con 9kgf/mm² para ambas temperaturas. Como se puede observar tienen las mismas características que en los casos anteriores solo que aquí no se presentan visiblemente los óxidos, prueba de que hubo un mejor control de la atmosfera inerte, de la figura 5.18 a) a b) las condiciones fuerón de 640°C con 9kgf/mm² y para la figura 5.18 c) a d) fuerón de 700°C con 9kgf/mm².

Prueba interrumpida I acero SA213-T22

En la figura 5.19 nos muestra la evolución en el comportamiento microestructural del acero T-22 en prueba interrumpida sometida a 660°C y 6 kgf/mm², de tal forma que en el inciso a) se presenta el material virgen es decir cuando $t/t_c = 0$. Como podemos observar, todavía en esta fotografía aparecen cantidades considerables de perlita (zonas oscuras) combinadas aun con la ferrita (zonas claras), la geometría del grano permanece en esta etapa inalterable. En el inciso b) se muestra el aspecto físico de la estructura después de haberse sometido a las condiciones antes mencionadas para un valor de $t/t_c = 0.50$. Como se puede notar además, la perlita en esta etapa se encuentra en estado aglomerado dentro de la matriz ferrítica quedando entonces ferrita en un porcentaje mayor, lo que hace que la estructura se note más limpia. Esto es debido al efecto que tienen las altas temperaturas sobre está, se nota además pequeñas cantidades de óxido lo que puede provocar confusión con la aglomeración de perlita, sin embargo esta aglomeración la podemos identificar porque normalmente se produce en los límites de grano de la microestructura. En el inciso c) se muestra el aspecto físico de la estructura para un valor de $t/t_c = 0.77$, es cuando aparecen por primera vez las microcavidades y empieza a reducirse la aglomeración o esferoidización de la perlita. En el inciso d) se presenta la microestructura cuando $t/t_c = 0.88$, donde aparecen ya una cantidad mayor de microcavidades y empieza a notarse además la deformación de los granos de la microestructura, la esferoidización por otro lado solo puede verse en zonas reducidas. En e) cuando $t/t_c = 0.94$ la deformación del grano es más clara, desarrollándose más la coalescencia de las microcavidades para la formación de las macrocavidades, lo cual es solo un paso antes de la formación de fracturas. En f) cuando $t/t_c = 1.0$ se presenta el aspecto físico de la microestructura del acero a punto de fallar, como se pueda observar la deformación del grano es aún más severo que en el caso anterior, sufriendo una elongación de este que provoca el desarrollo de una mayor cantidad de macrocavidades e incluso en algunas áreas el desarrollo de fracturas.

Prueba Interrumpida II

En la figura 5.20 nos muestra otra evolución en el comportamiento microestructural del acero T-22 cuando fue sometido a 680°C y 6kgf/mm² de tal manera que en el inciso a) se presenta el aspecto del material virgen cuando $t/t_c = 0$, que al igual que el anterior se aparecen todavía áreas de perlita (zonas oscuras) combinadas con la ferrita (zonas claras). En el inciso b) se llevó a cabo la primera interrupción cuando $t/t_c = 0.09$, en esta etapa la perlita se empieza a esferoidizar o aglomerarse, quedando más áreas claras (ferrita).

En el inciso c) se presenta el aspecto de la microestructura cuando aparecen por primera vez las microcavidades, para un valor de $t/t_c=0.31$. Como se puede observar la deformación del grano es más clara, la esferoidización de la perlita solo se localiza en áreas bien reducidas. En el inciso d) se muestra el crecimiento más desarrollado de las microcavidades cuando $t/t_c=0.44$, se nota someras cantidades de óxidos incrustados entre los límites de grano lo que provoca una aceleración en el proceso de deformación y crecimiento de las microcavidades para formar fracturas y su posterior ruptura. En el inciso e) se muestra la deformación más desarrollada de los granos de la microestructura para $t/t_c=0.83$, aquí las microcavidades empiezan a coalescer e incluso en algunas áreas ya hay formación de grietas. En el inciso f) se presenta al material a punto de romperse cuando $t/t_c=1.0$, aquí la microestructura del acero esta completamente deformada junto con la formación de macrocavidades (puntos oscuros).

Prueba Interrumpida III

En la figura 5.21 se presenta otra evolución microestructural del acero T-22 bajo las condiciones 660°C y 9kgf/mm^2 . Por lo tanto en el inciso a) se presenta el aspecto inicial del material cuando $t/t_c=0$, aparecen las zonas oscuras de perlita y las zonas claras de ferrita, inciso b) se llevo acabo la primera interrupción para un valor de $t/t_c=0.14$, aquí la perlita empieza a aglomerarse o a esferoidizarse, la microestructura aun no se deforma claramente. En el inciso c) se muestra las primeras microcavidades que aparecen cuando $t/t_c=0.80$, notándose apenas en los límites de grano, sin embargo la esferoidización de la perlita se hace más clara. En el inciso d) se nota claramente el desarrollo de más microcavidades entre los límites de grano para $t/t_c=0.91$, así como la deformación microestructural que se va haciendo más clara elongándose por lo tanto más el grano. En el inciso e) se muestra la fotografía del material a punto de romperse cuando $t/t_c=1.0$, de tal manera que la deformación de los granos son más elocuentes que en el inciso anterior, además se puede ver que en ciertas zonas las microcavidades empiezan a coalescer para formar posteriormente las macrocavidades, ya que incluso en algunas zonas se notan pequeñas fracturas entre los límites de grano.

Réplicas

En la figura 5.22 del inciso a) a h) se muestra la factografía del acero T-22 sometida a condiciones diversas de esfuerzo y temperatura por medio de réplicas, demostrando así la efectividad de este método. Para mayor información ver capítulo III inciso 3.3. Como se puede observar en la figura este es un método muy efectivo como, pruebas no destructivas, ya que graba fielmente las diferentes imágenes de las microestructuras de los materiales estudiados no perdiendo algún detalle de los mismos y pudiéndolos observar bajo diferentes medios de observación es decir, ya sea por medio del microscopio óptico, de barrido o inclusive del de transmisión electrónica.

Acero SA213TP-304H

En la figura 5.23 se muestran la factografía del acero 304-H que fuera sometido a 690°C y 750°C con 13kgf/mm² para ambos casos, como se puede observar en esta figura se nota las diferencias tan marcadas que existen entre los granos de zonas alejadas y cercanas a la fractura en la probeta sometida a 690°C y 13kgf/mm², ya que mientras que en los primeros (inciso a) la deformación de los granos y la aparición de microcavidades no es tan marcada aunque aparezcan fase sigma, en los otros (inciso b) la deformación de los granos es más clara y la presencia de fase sigma se encuentra prácticamente en todos los límites del grano. En los incisos e) y d) es el mismo caso que el anterior solo que a diferentes condiciones de esfuerzo y temperatura (750°C y 13 kgf/mm²), donde la deformación de los granos y la formación de fase sigma en la microestructura de el material alejada de la zona de fractura (inciso c) es menor que en la zona cercana a la fractura (inciso d) en donde ademas se nota claramente la formación de fracturas. En la figura 5.24 se muestra la fractografía del mismo acero pero ahora a 690°C y 750°C con 16 kgf/mm² para ambos casos. Como se puede observar al igual que en los casos anteriores nos presenta los aspectos de la microestructura cuando estan alejadas y cercanas a la fractura bajo condiciones distintas de esfuerzo y temperatura, de tal forma que en zonas lejanas a la fractura la deformación del grano, la cantidad de fase sigma y el número de microcavidades es mucho menor que en zonas cercanas a la fractura. Mientras tanto en la figura 5.25 se muestra la fractografía del mismo material pero ahora con 750°C; 10kgf/mm² y 730°C; 11kgf/mm², de tal manera que en los incisos a) y b) las condiciones fuerón de 750°C y 10kgf/mm², los cuales nos muestran al igual que en los otros casos los aspectos de la microestructura en zonas alejadas a la fractura y cercanas a esta. Como se ve en el inciso a) se notan de inmediato las fases sigma bordeando prácticamente los límites de grano mientras que en el inciso b) estas fases casi no se identifican pero el grano esta mucho más deformado, lo que provoca la aparición de macrocavidades y posteriormente de fracturas. En los incisos c) y d) es el mismo caso, solo que a condiciones distintas es decir el material ahora fue expuesto a 730°C y 11kgf/mm² con los mismos resultados. En la figura 5.26 se presenta la factografía del mismo acero con las siguientes condiciones los incisos a) y b) estuvieron a 710°C; 17kgf/mm² y los incisos c) y d) estuvieron a 690°C; 18kgf/mm², de tal manera que se muestran los efectos de la termofluencia en zonas alejadas y cercanas a la fractura del material, notándose de inmediato las diferencias de ambas zonas, como en las figuras anteriores; es decir el grano se alarga o se deforma apareciendo microcavidades, mayor cantidad de fase sigma y fracturas, mientras que en las zonas alejadas ocurrió, obviamente todo lo contrario.

Prueba Interrumpida (Acero SA213TF-304H)

Prueba Interrumpida I

En la figura 5.27 nos muestra el seguimiento del comportamiento microestructural del acero 304H en prueba interrumpida sometida a 730°C y 11kgf/mm^2 de tal forma que en el inciso a) se presenta al material virgen cuando $t/t_r=0$. En esta etapa se puede observar que aparecen bien definidos los límites de grano a través de rectas de forma irregular, pero sin deformación aparente así como también se define los granos de austenita (zonas claras) y a los carburos de cromo (zonas oscuras). En el inciso b) se muestra el aspecto físico de la estructura, cuando $t/t_r=0$, momento en que se llevó a cabo la primera interrupción, notándose de inmediato la aparición de fase sigma entre los límites de grano, aunque todavía en poca proporción, la fase sigma se considera como el principal mecanismo que originan finalmente las fracturas en este acero.

En el inciso c) se muestra el aspecto físico de la microestructura en la segunda interrupción para $t/t_r=0$, aquí no solo se notan mayor cantidad de fase sigma sino también se nota el inicio de formación de microcavidades entre los límites de grano, que aunque son pocas pero su formación es evidente. En el inciso d) se presenta otro aspecto de la microestructura de la probeta cuando se llevó a cabo la tercera interrupción para un valor de $t/t_r=0$, en esta fotografía ya aparecen algunas macrocavidades e incluso fracturas, bordeando la fase sigma casi todos los límites de grano. En el inciso e) se muestra cuando $t/t_r=0$, momento en que se llevó a cabo la cuarta y última interrupción de la prueba, el aspecto final de la microestructura del material, como se puede ver claramente las microcavidades se transforman rápidamente en fracturas.

Prueba Interrumpida II

En la figura 5.28 nos muestra otro seguimiento del comportamiento microestructural del 304-H cuando fué sometido a 690°C y 13kgf/mm^2 , de tal manera que en el inciso a) se presenta el aspecto del material virgen que al igual que en el caso anterior se definen perfectamente los límites de grano a través de rectas de forma irregular, pero sin deformación aparente donde los granos de austenita son las zonas claras y los carburos de cromo zonas oscuras. En el inciso b) se llevó a cabo la primera interrupción cuando $t/t_r=0$. En esta etapa se presentan la formación de fase sigma entre los límites de grano, aun en esta etapa no se nota deformación severa de los granos. En el inciso c) se muestra el aspecto físico de la microestructura al llevarse a cabo la segunda interrupción para $t/t_r=0$, aquí se observa el inicio de formación de algunas microcavidades como se puede observar en la figura.

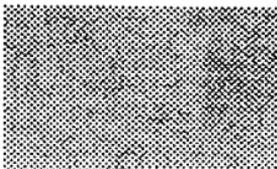
En el inciso d) cuando $t/t_0=0$, originan la aparición de macrocavidades, aunque escasas provocan la formación de fracturas, las fases sigma en esta etapa casi bordean totalmente a los límites de grano de la microestructura. Ya en el inciso e) cuando se llevó acabo la cuarta y última interrupción para un valor de $t/t_0=0$, se notan claramente la formación de fracturas entre los límites de grano, las fases sigma mientras tanto aparecen bordeando totalmente a los límites de grano.

Prueba Interrumpida III

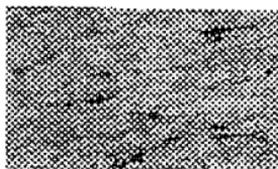
En la figura 5.29 nos muestra el último seguimiento en el comportamiento microestructural del material ahora bajo condiciones de 690°C y 16kgf/mm^2 , de tal forma que en el inciso a) nos presenta el material virgen es decir $t/t_0=0$, como en los casos anteriores se nota la perfecta definición a través de líneas rectas irregulares de los límites de grano, se observa también las zonas claras de la austenita y las zonas oscuras de los carburos de cromo. En el inciso b) se llevó acabo la primera interrupción para $t/t_0=0$, en esta fotografía se nota además de la formación de fase sigma la aparición de algunas microcavidades las cuales como se sabe producen la fractura. En el inciso d) se presenta la tercera y última interrupción cuando se tiene un valor de $t/t_0=0$, la cual como se ve, dicha grieta es sintoma de que el material esta a punto de romperse o fallar.

Réplicas

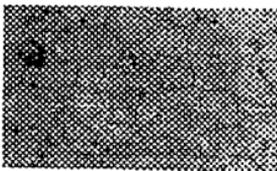
En la figura 5.30 del inciso a) a h) se muestra la factografía por el método de réplicas superficiales del acero 304H sometidos a diferentes condiciones de carga y temperatura, demostrando así la efectividad de este método (para mayor información ver capítulo III inciso 3.3) Como se puede observar en cualquiera de los incisos, es un método muy efectivo en pruebas no destructivas, ya que graba fielmente las diferentes formas microestructurales de los aceros, sin perder ningun detalle microestructural, pudiéndolos observar con cualquiera de las técnicas de observación conocidas, es decir ya sea con el microscopio óptico, de barrido o de transmisión electronica.



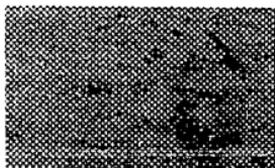
a) Lejos de fractura, 500x
640°C, 6Kgf/mm²



b) Zona de fractura, 500x
640°C, 6Kgf/mm²

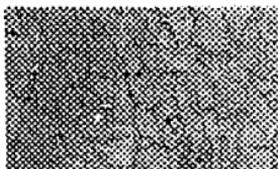


c) Lejos de fractura, 500x
700°C, 6 Kgf/mm²

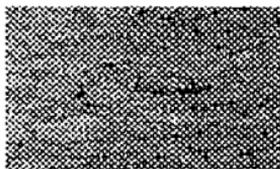


d) Zona de fractura, 500x
700°C, 6 Kgf/mm²

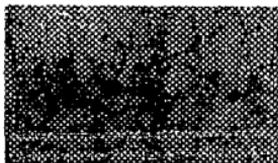
Figura 5.16 - Fractografía del acero T-22 sometido a 640°C y 700°C a 6 Kgf/mm².



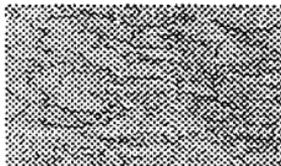
a) Alejado de fractura, 500x
640°C, 7 Kgf/mm²



b) Zona de fractura, 500x
640°C, 7 Kgf/mm²

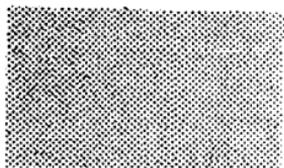


c) Alejada de fractura, 500x
700°C, 7 Kgf/mm²

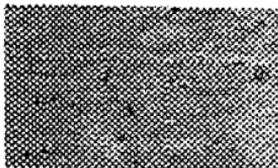


c) Zona de fractura, 500x
700°C, 7 Kgf/mm²

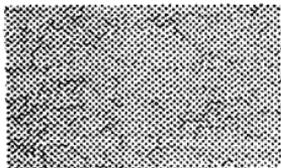
Figura 5.17 - Fractografía del acero T-22 sometido a 640°C y 700°C a 7 Kgf/mm².



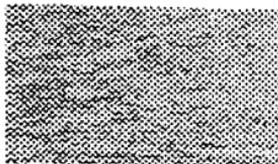
a) Zona alejada de fractura, 500x
640°C, 9 Kgf/mm²



b) Zona de fractura, 500x
640°C, 9 Kgf/mm²

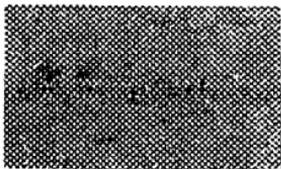


c) Alejada de fractura, 500x
700°C, 9 Kgf/mm²

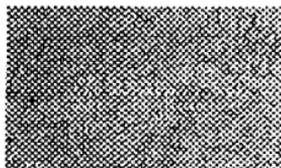


d) Zona de fractura, 500x
700°C, 9 Kgf/mm²

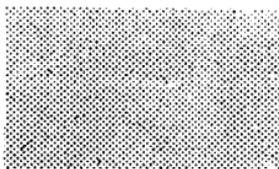
Figura 5.18 - Fractografía del acero T-22 sometido a 640°C y 700°C a 9 Kgf/mm².



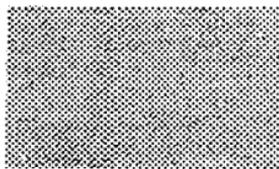
a) $t/tr=0$, 500x



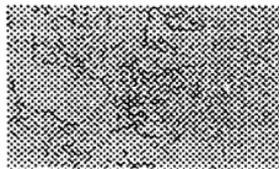
b) $t/tr= 0.50$, 500x



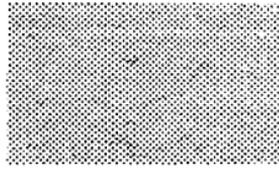
c) $t/tr= 0.77$, 1000x



d) $t/tr= 0.88$, 500x



e) $t/tr= 0.94$, 1000x

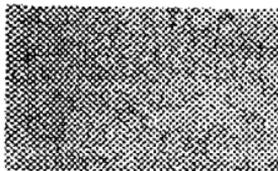


f) $t/tr= 1.0$, 500x

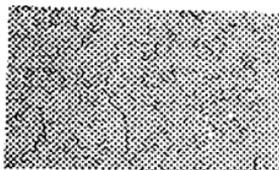
Figura 5.19 - Evolución microestructural del acero T-22 sometido a 660°C y $6 \text{ Kg}/\text{mm}^2$, a distintas fracciones de vida consumida.



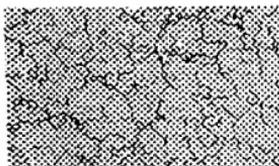
a) $t/tr=0$, 500x



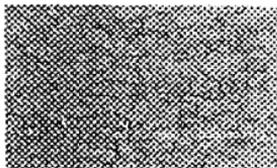
b) $t/tr=0.09$, 500x



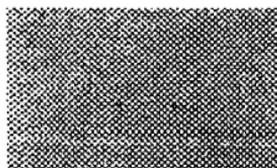
c) $t/tr=0.31$, 500x



d) $t/tr=0.44$, 500x



e) $t/tr=0.83$, 500x

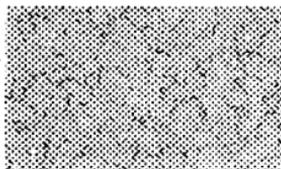


f) $t/tr=1.0$, 500x

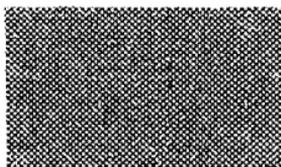
Figura 5.20 - Evolución microestructural del acero T-22 sometido a 680°C y 6 Kg/mm^2 , a distintas fracciones de vida consumida.



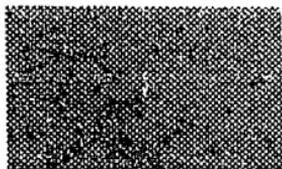
a) $t/tr=0$, 200x



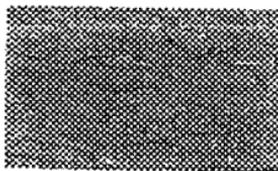
b) $t/tr=0.14$, 500x



c) $t/tr=0.80$, 500x

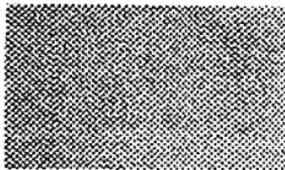


d) $t/tr=0.91$, 500x



e) $t/tr=1.0$, 500x

Figura 5.21 - Evolución microestructural del acero T-22 sometido a 660°C y 9 Kgf/mm^2 , a distintas fracciones de vida consumida.



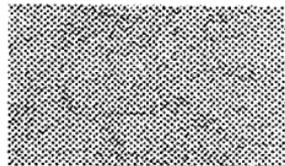
a) Alejada de fractura, 500x



b) Zona de fractura, 1000x

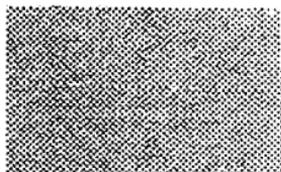


c) Alejada de fractura, 500x

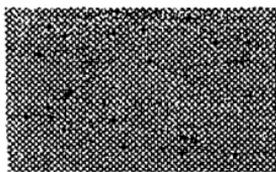


d) Zona de fractura, 500x

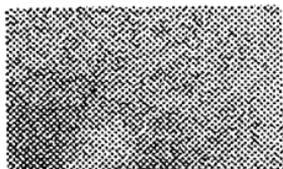
Figura 5.22 - Fractografía del acero T-22 sometido a condiciones diversas de esfuerzo y temperatura, por medio de réplicas superficiales.



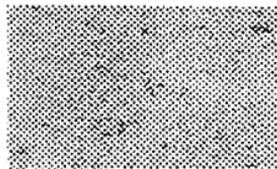
e) Alejada de fractura, 200x



f) Zona de fractura, 500x

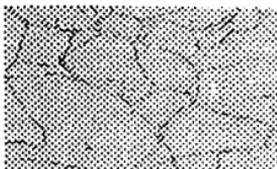


g) Alejada de fractura, 500x

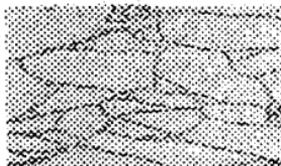


h) Zona de fractura, 500x

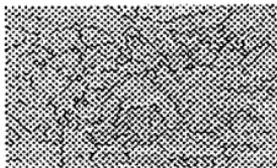
Figura 5.22 - Fractografía del acero T-22 sometido a condiciones diversas de esfuerzo y temperatura por medio de réplicas superficiales.



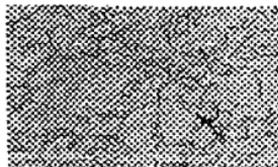
a) Alejada de fractura, 500x
690°C, 13 Kgf/mm²



b) Zona de fractura, 500x
690°C, 13 Kgf/mm²

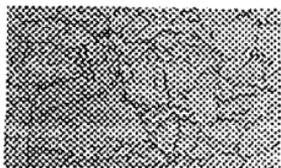


c) Alejada de fractura, 200x
750°C, 13 Kgf/mm²



d) Zona de fractura, 200x
750°C, 13 Kgf/mm²

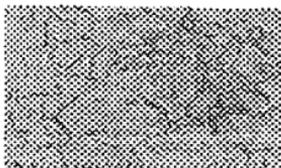
Figura 5.23 - Fractografía del acero inoxidable 304-H sometido a 690°C y 750°C con 13 Kgf/mm².



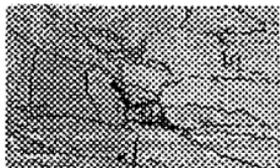
a) Alejada de fractura, 200x
690°C y 16 Kgf/mm²



b) Zona de fractura, 200x
690°C y 16 Kgf/mm²

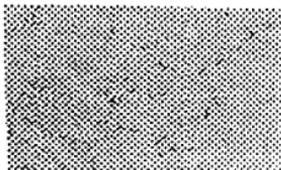


c) Alejada de fractura, 200x
750°C y 16 Kgf/mm²

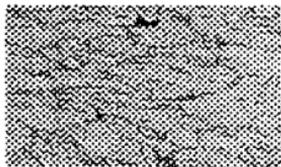


d) Zona de fractura, 500x
750°C y 16 Kgf/mm²

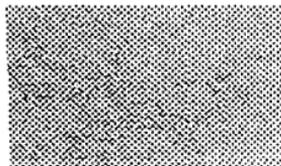
Figura 5.24- Fractografía del acero inoxidable 304-H sometido a 690°C y 750°C con 16 kgf/mm².



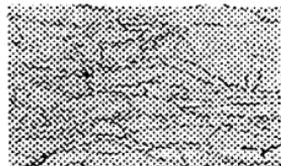
a) Alejada de fractura, 500x
750°C y 10 Kgf/mm²



b) Zona de fractura, 500x
750°C y 10 kgf/mm²



c) Alejada de fractura, 500x
730°C y 11 kgf/mm²

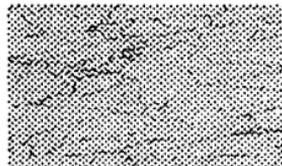


d) Zona de fractura, 500x
730°C y 11 kgf/mm²

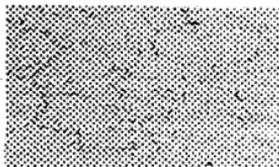
Figura 5.25- Fractografía del acero inoxidable 304-H sometido a 750°C, 10 kgf/mm² y 730°C, 11 kgf/mm².



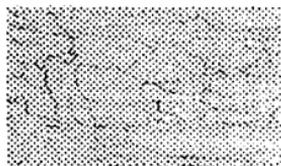
a) Alejada de fractura, 200x
710°C y 17 kgf/mm²



b) Zona de fractura, 200x
710°C y 17 kgf/mm²

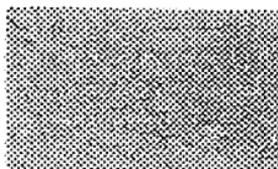


c) Alejada de fractura, 200x
690°C y 18 Kgf/mm²

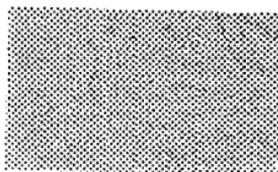


d) Zona de fractura, 200x
690°C y 18 kgf/mm²

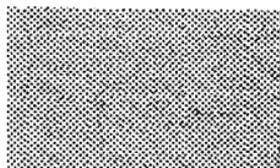
Figura 5.26- Fractografía del acero inoxidable 304-H sometido a 710°C, 17 Kgf/mm² y 690°C, 18 kgf/mm².



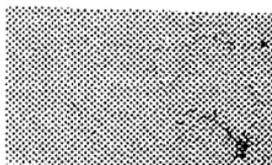
a) $t/tr=0$, 500x



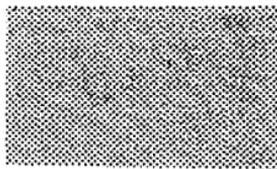
b) $t/tr=0.49$, 500x



c) $t/tr=0.58$, 500x

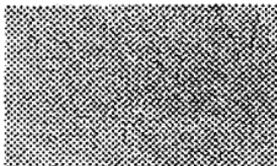


d) $t/tr=0.66$, 500x

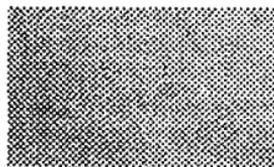


e) $t/tr=1.0$, 500x

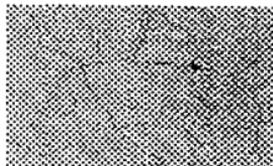
Figura 5.28-Evolución microestructural del acero inoxidable 304-H sometido a 690°C y 13 kgf/mm^2 , a distintas fracciones de vida.



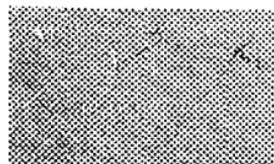
a) $t/tr=0$, 500x



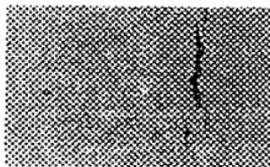
b) $t/tr=0.28$, 500x



c) $t/tr=0.50$, 500x

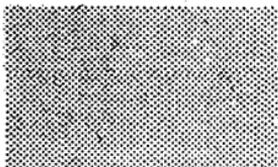


d) $t/tr=0.77$, 500x

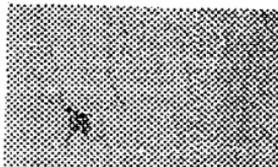


e) $t/tr=1.0$, 500x

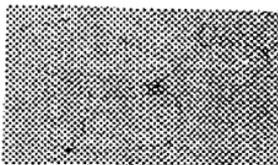
Figura 5.27-Evolución microestructural del acero inoxidable 304-H sometido a 730°C y 11 kgf/mm², a distintas fracciones de vida consumida.



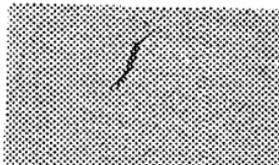
a) $t/tr=0$, 500x



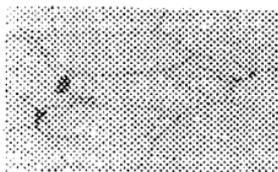
b) $t/tr=0.40$, 500x



c) $t/tr=0.71$, 500x

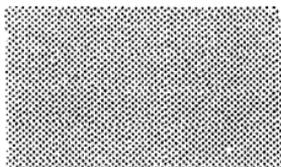


d) $t/tr=1.0$, 500x

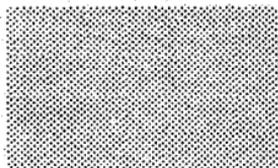


e) $t/tr=1.0$, 500x

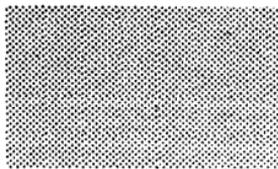
Figura 5.29 -Evolución microestructural del acero inoxidable 304-H sometido a 690°C y 16 kgf/mm^2 , a distintas fracciones de vida consumida.



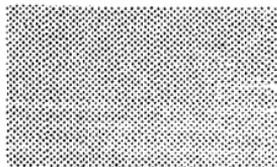
a) Alejada de fractura, 500x



b) Zona de fractura, 500x



c) Alejada de fractura, 200x

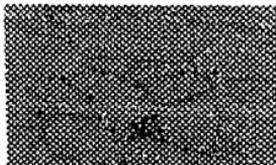


d) Zona de fractura, 200x

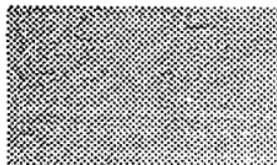
Figura 5.30 -Fractografía del acero inoxidable 304-H sometido a condiciones diversas de esfuerzo y temperatura por medio de réplicas superficiales.



e) Alejada de fractura, 500x



f) Zona de fractura, 200x



g) Alejada de fractura, 500x



h) Zona de fractura, 200x

Figura 5.30- Fractografía del acero inoxidable 304-H sometido a condiciones diversas de esfuerzo y temperatura por medio de réplicas superficiales.

B I B L I O G R A F I A

- (1) B.W. Roberts, M.C. Askins "Remaining Life Estimation of Boiler Pressure Parts- Vol. 4: Metallographics Models for Weld-Heat-Affected Zone", CS-5588, EPRI Research Project 2253-1 Final Report, November 1989, EPRI, Palo Alto C.A. pp. 4-26; 4-31.
- (2) B.W. Roberts, M.C. Askins "Remaining Life Estimation of Boiler Pressure Parts- Vol.5: Creep-Fatigue Interaction", CS-5588, EPRI Research Project 2253-1 Final Report. February 1991, EPRI, Palo Alto C.A., pp. 2-1;3-2.
- (3) B.W. Roberts, M.C. Askins "Remaining Life Estimation of Boiler Pressure Parts- Vol.3: Base Metal Model", CS-5588, EPRI Research Project 2253-1 Final Report, November 1989, EPRI, Palo Alto C.A., pp. 26.

CAPITULO VI . ANALISIS Y DISCUSION DE RESULTADOS

6.1 PRUEBAS DE RUPTURA ACELERADA

- 6.1.1 Extrapolación a condiciones de operación
- 6.1.2 Parámetro Larson-Miller
- 6.1.3 Parámetro Orr-Sherby-Dorn
- 6.1.4 Comparación de vida residual por los tres métodos

6.2 PRUEBA INTERRUMPIDA

- 6.2.1 Microcavidades
- 6.2.2 Elongación
- 6.2.3 Microdureza

C A P I T U L O V I

ANALISIS Y DISCUSION DE RESULTADOS

En el presente capítulo se hace un análisis y discusión sobre los diferentes métodos usados para evaluar vida residual en los 2 aceros utilizados en las pruebas de ruptura acelerada, con objeto de comparar cada método y determinar el grado de incertidumbre de cada uno de estos. Así también se analizará y, discutirá sobre los exámenes interrumpidos, es decir como varia la microdureza, el número de microcavidades y la elongación conforme aumenta el porcentaje de fracción de vida consumida del material.

6.1 PRUEBAS ACELERADAS DE RUPTURA

Las pruebas de ruptura acelerada como ya se explicó en el capítulo III inciso 3.3, consiste en extraer probetas de tensión longitudinal del material para evaluarlas y someterlas a condiciones de esfuerzo y temperaturas constantes, las cuales son escogidas de tal forma que aceleran el proceso de termofluencia. En base a estas pruebas se anota el (t,) total de cada probeta y se grafica ya sea contra la temperatura o esfuerzo, usando posteriormente métodos de extrapolación para que en base a estos datos graficados nos predigan la vida residual del material.

6.1.1 Extrapolación a condiciones de operación

El método de extrapolación a condiciones de operación utilizando datos experimentales, es un método el cual se basa en la extrapolación de puntos graficados a condiciones de temperatura a esfuerzo constante contra el tiempo de ruptura obtenidos de la etapa experimental, ajustando dichos puntos a una ecuación que prediga lo mejor posible el comportamiento de estos, para posteriormente en la ecuación encontrada, extrapolar puntos a condiciones de esfuerzo y temperatura. El método utilizado para llevar acabo el ajuste lineal de los puntos graficados es a través de "mínimos cuadrados", pudiendo obtener posteriormente por regresión lineal para el acero T-22 y de acuerdo a la figura 6.1 las siguientes ecuaciones:

$$Y_0 = 4.35924 - 5.14071((X-0)/1.30103)$$

$$Y_1 = 5.88770 - 6.19216((X-0)/1.30103)$$

$$Y2 = 5.93291 - 5.79438((X-0)/1.30103)$$

$$Y3 = 6.05482 - 5.38874((X-0)/1.30103)$$

donde: $X = T$ esfuerzo kg/mm^2 ; $Y = t_r$

Con lo cual podemos simular condiciones de operación para determinada temperatura extrapolando los resultados y así determinar tiempos de ruptura. Cabe señalar que dichas ecuaciones nos representan el comportamiento cuando la temperatura es constante y el esfuerzo varía, aunque también se podría representar las ecuaciones cuando la temperatura varía con esfuerzo constante más adelante se verá un ejemplo con estas características. Así de esta manera de acuerdo a la figura 6.1 podemos observar que el comportamiento de los datos obtenidos de la experimentación usando el método de extrapolación para un material T-22 a temperatura constante, difiere un poco de los otros 2 parámetros utilizados (LMP y OSD) los cuales se basan en otro tipo de ecuación que se verá más adelante, es decir, el grado de dispersión en sus puntos es mayor, aunque sin embargo sigue una tendencia similar a estos, o sea disminuyendo los t_r cuando el esfuerzo aumenta.

A continuación se presenta un ejemplo de extrapolación cuando las condiciones de operación son 580°C y 7 kg/mm^2 para un acero T-22. De acuerdo a la figura 6.1 donde se considera un esfuerzo constante de 7 kg/mm^2 se tiene la siguiente ecuación que se obtuvo a través de la computadora para estas condiciones específicas.

$$Y1 = 4.4316 - 3.83918((X-580)/140) \quad \text{donde:}$$

$X = \text{temperatura} = 580^\circ\text{C}$ y $Y1 = \log t_r$, así tenemos que:

substituyendo

$$Y1 = 4.4316 - 3.8398((580-580)/140) = 4.4316 \quad \text{por lo tanto}$$

$$Y1 = 4.4316 \quad \text{si } \log t_r = Y1 \quad \text{entonces } \log t_r = 4.4316 \quad \text{despejando}$$

a t_r , nos queda así: $t_r = 10^{(4.4316)} = 27014.69 \text{ hrs.}$

$t_r = \underline{27014.69}$ horas

Lo que significa que para un acero T-22 cuando se tiene una temperatura de 580°C con 7 kg/mm^2 de esfuerzo constante el tiempo para el rompimiento de este material será de 27014.69 hrs..

Para el acero 304-H el método utilizado en el ajuste de los puntos graficados y de la obtención de la ecuación característica es el mismo que para el acero anterior, es decir el ajuste es a través de "mínimos cuadrados", pudiendo obtener por regresión lineal de acuerdo a la figura 6.1.2 las siguientes ecuaciones:

$$Y_0 = 2.52189 - 2.07586((X-1.0)/0.30103)$$

$$Y_1 = 3.10368 - 2.49972((X-1.0)/0.30103)$$

$$Y_2 = 4.00221 - 3.34064((X-1.0)/0.30103)$$

$$Y_3 = 4.61537 - 3.67649((X-1.0)/0.30103)$$

donde: $X =$ esfuerzo kg/mm^2 y $Y = \log t$.

Con lo cual también podemos simular condiciones de operación para determinada temperatura, extrapolando los resultados y así determinar los t , buscados. También es importante mencionar que en dichas ecuaciones nos representan el comportamiento a temperatura constante, variando solo el esfuerzo, aunque también se podría suponerlo a esfuerzo constante variando la temperatura, más adelante se verá un ejemplo de esto.

Por lo tanto de acuerdo a la figura 6.2 podemos observar que el comportamiento de los datos obtenidos en la etapa experimental usando el método de extrapolación para evaluar vida remanente un material en el 304-H a temperatura constante, difiere ligeramente de los otros 2 métodos de parametrización usados (LMP y OSD), los cuales se basan en otros tipos de ecuaciones que más adelante se verán, es decir el grado de dispersión en sus punto es mayor, aunque siguen una tendencia similar a estos, osea disminuyendo los t , cuando el esfuerzo aumenta.

A continuación se presenta un ejemplo de extrapolación cuando las condiciones de operación ahora son a esfuerzo constante de 13kgf/mm^2 con una temperatura de 580°C para el acero 304-H. Por lo tanto de acuerdo a la figura 6.1 para las condiciones antes mencionadas se tiene la ecuación:

$$Y_1 = 5.001 - 3.661((X-580)/200) \text{ donde } X=580^\circ\text{C} \text{ y } Y_1 = \log t,$$

substituyendo se tiene: $Y_1 = 5.001 - 3.661((580-580)/200)$ por lo tanto

$$Y_1 = 5.001 ; \text{ si } \log t = Y_1 \text{ entonces } \log t = 5.001, \text{ despejando a } t,$$

$$t = 10^{(5.001)} = \underline{100210.5} \text{ horas}$$

Lo que significa que para las condiciones ya conocidas de esfuerzo y temperatura se tuvo un t , más largo en el acero 304-H.

6.1.2 Parámetro Larson-Miller (LMP)

Los resultados obtenidos a través del uso del (LMP) son representados en la tabla 6.1 para el acero T-22 y en la tabla 6.2 para el 304-H y en las gráficas 6.1 y 6.1 Como se puede ver en estas gráficas el comportamiento de estos puntos representados por un triángulo guardan una trayectoria lineal uniforme, donde la dispersión de puntos es muy ligera, coincidiendo incluso la mayoría de estos con las del otro parámetro (OSD), que más adelante se verá. Así las ecuaciones que nos representan el comportamiento de estas gráficas fueron obtenidas primeramente basándonos en la ecuación característica del (LMP) es decir:

$$LMP = (T+273^{\circ}C) (C+\log t,)$$

Esta ecuación se explica con más detalle en el capítulo III inciso 3.4.1. Posteriormente los datos tiempo-ruptura obtenidos de la etapa experimental y representados en las gráficas 6.1.1 y 6.1.2, son ajustados linealmente por "mínimos cuadrados" para este parámetro, entonces por medio de regresión lineal y a través de un paquete estadístico aplicado en la computadora es obtenida la siguiente ecuación de 2° orden la cual igualamos con la ecuación de (LMP) quedando así:

$$LMP = A_0 + A_1 \log \sigma + A_2 \log^2 \sigma = (T+273^{\circ}C) (C+\log t_r) \text{ donde}$$

$A_0, A_1, A_2 =$ constantes de la ecuación característica

$C =$ constante Larson-Miller

$\sigma =$ esfuerzo aplicado a la probeta kgf/mm²

$T =$ temperatura en $^{\circ}C$

Todos los logaritmos son base 10

Esta ecuación obtenida caracteriza el comportamiento de los puntos gráficas de las figuras antes mencionadas. Después por medio del paquete estadístico por computadora y con los datos experimentales se calculan las constantes A_0, A_1 y A_2 , para diferentes valores de $(C)_{(t)}$, en este caso específico se consideraron los siguientes valores: 6, 13, 17, 18 y 20 para el acero T-22 y 11, 12, 13, 14, 17 y 20 para el 304-H. Después de haberse calculado dichas constantes se substituyen en la última ecuación y por medio de un despeje obtenemos t , quedando finalmente así la ecuación:

$$t_r = 10 \text{ EXP}((A_0 + A_1 \log \sigma + A_2 \log^2 \sigma / (T + 273^{\circ}C)) - C)$$

Enseguida se anotan los resultados para cada valor de (C) antes mencionados, en las tablas ya conocidas también. Finalmente se elige el valor (C) que tuvo el mejor factor de correlación (r^2) y el menor error estimado estandar (SEE), ya que de esta forma se obtienen los resultados de tiempo de ruptura estimados o calculados con este parámetro más cercanos a los tiempos de ruptura reales obtenidos de la experimentación. Para posteriormente representar cada (t) gráficamente, como las mostradas en las figuras 6.1 y 6.2 y de esta manera poder observar y comparar el comportamiento de estos con respecto a los otros métodos de extrapolación también descritos ahí. De esta forma el valor (C) seleccionado fué de 17 y 14 para los aceros T-22 y 304-H respectivamente.

T (°C)	t _r Reales (Hrs)	C = 20 LMP (Hrs)	C = 18 LMP (Hrs)	C = 17 LMP (Hrs)	C = 13 LMP (Hrs)	C = 6 LMP (Hrs)
700	3	5.87	6.97	7.6	10.70	19.53
	12	18.13	20.77	22.23	29.16	46.91
	16	33.78	37.81	40.0	50.11	74.34
	100	134.18	140.90	144.40	159.21	188.8
	299	285.47	285.61	285.70	285.90	286.4
680	12	9.44	10.37	10.87	13.12	18.21
	25	16.02	17.34	18.03	21.08	27.80
	65	50.64	52.81	53.94	58.67	67.95
	200	95.59	97.37	98.28	101.94	108.7
	312	188.46	186.55	185.60	182.01	175.6
660	2	6.21	6.43	6.54	7	7.87
	30	26.58	26.50	26.46	26.34	26.06
	96	45.63	44.80	44.40	42.75	40.11
	150	147.80	139.78	135.94	121.6	100.0
	290	282.83	281.13	250.91	213.81	161.7
640	27	11.35	10.73	10.43	9.31	7.63
	40	46.79	42.76	40.87	34.01	24.80
	113	136.04	120.71	113.71	89.43	58.86
	357	452.11	386.08	356.78	260.22	149.7
	792	877.52	731.18	667.44	463.22	244.6
580		17703	10815	8453		
Factor de Correlación		r ² =0.939	r ² =0.950	r ² =0.957	r ² =0.972	r ² =0.633
Error Estimado Standard		SEI=61.90	SEI=34.13	SEI=34.0	SEI=34.40	SEI=51.60

Tabla 6.1 Resultados de tiempos de ruptura reales y estimados para distintos valores de (C), usando LMP en el acero T-22.

T (°C)	tr Reales (Hrs)	C=20 L ₀ (Hrs)	C=17 L ₀ (Hrs)	C=14 L ₀ (Hrs)	C=13 L ₀ (Hrs)	C=12 L ₀ (Hrs)	C=11 L ₀ (Hrs)
750	11	6.77	4.85	12.79	14.05	15.21	16.67
	18	16.24	11.16	27.22	29.63	31.56	34.50
	98	108.42	65.75	159.23	167.37	171.24	182.0
	260	138.81	77.98	253.14	257.88	260.14	273.8
730	28	17.61	10.93	25.59	26.91	27.86	29.21
	50	43.0	25.55	55.29	57.58	58.65	61.36
	127	182.31	99.46	204.24	208.00	205.77	212.1
	672	390.45	196.19	470.13	465.41	450.91	449.1
710	12	17.85	9.95	22.91	23.21	23.36	23.4
	48	47.65	25.43	52.66	52.89	52.30	52.4
	145	118.46	60.51	115.58	114.96	111.77	111.7
	208	265.4	129.73	236.32	232.51	222.54	221.2
	553	517.2	242.2	438.46	426.3	402.31	396.1
690	14	16.57	8.27	19.19	18.69	18.28	17.4
	84	49.30	23.53	47.75	46.14	44.27	42.24
	240	134.35	61.33	111.68	107	100.79	96.23
	456	340.37	144.54	249.14	236.2	218.80	208.4
1000	1532.2	611.85	971.63	900	808.78	758.9	
580				123592			
Factor de Correlación		r ² =0.838	r ² =0.769	r ² =0.925	r ² =0.924	r ² =0.922	r ² =0.913
Error Estímado Standard		S.E.E.=146.40	S.E.E.=107.90	S.E.E.=65	S.E.E.=63	S.E.E.=57.5	S.E.E.=59.3

Tabla 6.2 Resultados de tiempos de ruptura reales y estimados para distintos valores de (C), usando LMP en un acero 304-H.

T (°C)	tr Reales (Hrs)	Q/R=59000 OSD (Hrs)	Q/R=57000 OSD (Hrs)	Q/R=56000 OSD (Hrs)	Q/R=47800 OSD (Hrs)	Q/R=43000 OSD (Hrs)	
700	3	3.56	3.86	5.21	5.78	6.9	
	12	12.72	13.57	17.19	18.64	21.4	
	16	25.65	27.04	32.92	35.21	39.4	
680	100	121.05	123.6	135	138.83	144.0	
	299	281.41	280.8	283	282.2	277	
	680	12	7.09	7.43	9.0	9.27	10.2
660	25	12.69	13.20	15.3	15.9	17.2	
	65	45.40	46.4	50.5	51.36	53.0	
	200	91.53	92.4	97.0	97	97.47	
640	312	193.8	192.9	192.4	189.7	184.3	
	660	2	5.5	5.64	6.1	6.1	6.25
	30	26.71	26.76	27.2	26.7	26.17	
620	96	47.83	47.57	47.15	45.8	44.15	
	150	171.0	167.03	155.4	147.8	136.4	
	290	244.9	332.9	298	279.0	250.6	
600	640	27	13.7	13.4	12.5	11.7	10.81
	40	61.4	59.1	52.0	48.0	42.6	
	113	191.0	181.25	152.4	138	118.3	
580	357	683	636.3	502.5	445.2	365.5	
	792	1377	1268	962.3	840.7	671.5	
	580					11678	
Factor de Corrección		r ² =0.902	r ² =0.910	r ² =0.938	r ² =0.948	r ² =0.953	
Error Estimado Standard		SEE=104.70	SEE=92.40	SEE=59.0	SEE=47.3	SEE=41.7	

Tabla 6.3 Resultados de tiempos de ruptura reales y estimados para diferentes valores de (Q/R), usando OSD, en un acero 304-H.

T (°C)	tr Reales (Hrs)	Q/R=59000	Q/R=50000	Q/R=49900	Q/R=35400	Q/R=37500
		O&D (Hrs)	OSD (Hrs)	OSD (Hrs)	OSD (Hrs)	O&D (Hrs)
750	11	5.15	7.40	10.38	15.06	11.55
	18	12.81	17.54	23.3	32.94	25.60
	98	113.5	133.7	151.8	196.4	159
	260	218.3	233	239	290.8	243
730	28	16.3	19.6	23	29.8	24
	50	40.4	46.5	51	65.1	53
	126.5	194.2	202.3	199	241	202
	672	556.4	523.8	464	528.3	456
710	12	20.57	21.8	21.6	26.3	22
	48	53.74	54.2	51	60.6	51.3
	145	133.8	128.4	115	132.5	114
	208	308.9	282	239	268.2	233
	553	642.4	558	449	489.3	432
690	14	25.63	23.5	20	22.4	19.5
	84	71.52	62.6	50.2	55.09	48.5
	240	186.8	156	119	126.8	113.2
	456	465	369	267.4	277.4	251
	1000	2233	1607	1046	1025	953
580						16388
Factor de Correlación		r ² =0.838	r ² =0.878	r ² =0.971	r ² =0.926	r ² =0.925
Error Estimado Standard		SSE=217	SSE=133	SSE=71	SSE=69	SSE=64

Tabla 6.4 Resultados de tiempos de ruptura reales y calculados para diferentes valores de (Q/R), usando OSD, en el acero 304-H.

6.1.3 Parámetro Orr-Sherby-Dorn (OSD)

Los resultados obtenidos ahora a través del uso del parámetro (OSD) son representados en la tabla 6.3 para el acero T-22 y en la tabla 6.4 para el 304-H y en las gráficas 6.1 y 6.1 como se puede ver en estas últimas el comportamiento de los t_r , de este parámetro y guardan una trayectoria lineal uniforme, la dispersión de estos es muy ligera coincidiendo e incluso en su mayoría con los t_r del otro parámetro (LMP). Así las ecuaciones que nos representan el comportamiento de estas gráficas fueron obtenidas primeramente basándonos en la ecuación característica del parámetro (OSD), es decir :

$$OSD = \log t_r - (Q/(2.303 * R * T))$$

Se explica con más detalle en el capítulo III inciso 3.4.2. Posteriormente los datos tiempos-ruptura obtenidos de la etapa experimental y representados en las gráficas 6.1 y 6.1 son ajustados linealmente por "mínimos cuadrados" para este parámetro, entonces por medio de regresión lineal y a través de un paquete estadístico aplicado en la computadora es obtenida la siguiente ecuación de 2° orden, la cual igualamos como en el caso anterior con la ecuación (OSD), quedando así:

$$OSD = A_0 + A_1 \log \sigma + A_2 \log^2 \sigma = \log t_r - Q/(2.303 * R * T)$$

Después por medio del paquete antes mencionado y con los datos experimentales ya conocidos se calculan las constantes A_0 , A_1 y A_2 para diferentes valores de (Q/R), que es la constante de la ecuación anterior, para este caso específico se eligieron valores de Q/R= 43000, 47000, 50000, 57000, 59000 para el acero T-22 y 37500, 35000, 40000, 50000 y 59000 para el 304-H. Después de haberse calculado dichas constantes se substituyen en la última ecuación y por medio de un despeje se obtiene t_r para este parámetro, quedando así la ecuación:

$$t_r = 10 \text{ EXP}(A_0 + A_1 \log \sigma + A_2 \log^2 \sigma + Q/(2.303 * R * T))$$

Enseguida se anotan en las tablas los resultados para cada valor de (Q/R) antes mencionados, finalmente se elige como en el caso anterior el valor que tuvo el mejor factor de correlación (r^2) y el menor error estándar estimado (SEE). De esta forma, se obtienen los resultados de tiempo-ruptura estimados o calculados con este parámetro más cercanas a los t_r reales obtenidas de la experimentación, para posteriormente representar cada t_r gráficamente como los mostrados en las figuras 6.1 y 6.2 y de esta manera poder comparar el comportamiento de estos con respecto a los otros métodos de extrapolación también descritos ahí. De esta forma el valor (Q/R) seleccionado fué de 43000 y 37500, para el acero T-22 y 304-H respectivamente.

6.1.4 Comparación de vida residual por los tres métodos

A continuación se dan los resultados de vida residual calculada y estimada de los materiales estudiados cuando fueron sometidos a las condiciones siguientes: 580°C con 7 kgf/mm² para el acero T-22 y 580°C con 13 kgf/mm² para el acero 304-H, utilizando los tres métodos antes vistos. Enseguida se muestra una tabla donde se representa los resultados obtenidos por cada uno de los tres métodos.

METODO USADO	ACERO T-22 (HRS.)	ACERO 304-H (HRS.)
EXTRAPOLACION	27014.69	100230
PARAMETRO LARSON-MILLER	8453	123593
PARAMETRO ORR-SHERBY-DORN	11677.8	163818

Tabla 6.5 - Tiempos de vida residual estimada para cada acero estudiado bajo condiciones normales de operación.

Como se puede observar hay diferencias en los resultados de los tres métodos, debido principalmente a que en cada uno de estos está especialmente diseñado para ciertas condiciones de tiempo de ruptura, esfuerzo y temperatura, es decir por ejemplo en el parámetro Larson-Miller da mejores resultados cuando los tiempos de ruptura son más cortos que los usados en el otro parámetro de extrapolación (OSD), ya que en este se obtienen los mejores resultados cuando t , son más largos.

Cabe mencionar también que la variación de resultados se puede deber también a las constantes seleccionadas para cada parámetro, fallas humanas en la etapa experimental, condiciones internas de tubo de cuarzo, aparición de oxidación en la superficies de las probetas que puede provocar que el proceso de deformación y de ruptura se acelere, etc., es decir toda una serie de factores alrededor de la experimentación que influyen de manera significativa en los t 's, y que en todos los casos estos factores se corrigieron al máximo, logrando sin embargo obtener muy buenos resultados que incluso estuvieron dentro de los rangos establecidos por las normas internacionales.

Por último, se puede ver también en las gráficas 6.1 y 6.2 las similitudes que se presentan para cada t , representado ahí en cada uno de los tres métodos, solo en los tiempos de ruptura reales obtenidos de la experimentación hubo cierta dispersión de puntos, pero sin dispersarse demasiado, lo que confirma lo dicho en el párrafo anterior.

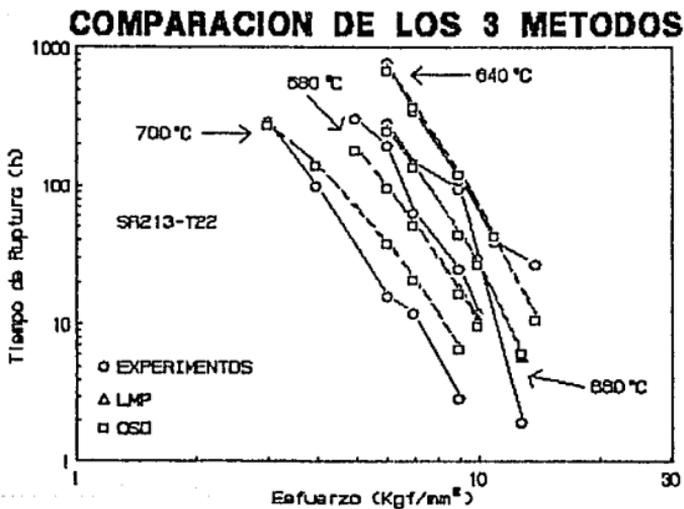


Figura 6.1 Comparación de los 3 métodos de extrapolación utilizados en un acero T-22, para evaluar los t, contra esfuerzo a temperatura constante.

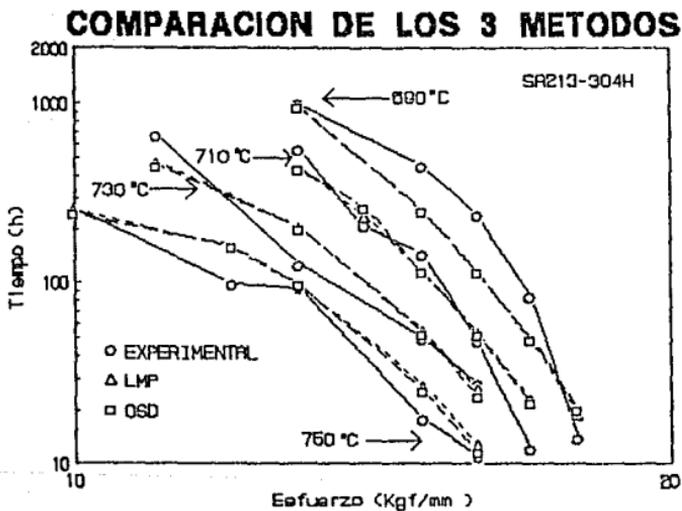


Figura 6.2 Comparación de los 3 métodos de extrapolación utilizados en un acero 304-H para evaluar los t_r con respecto al esfuerzo a temperatura constante.

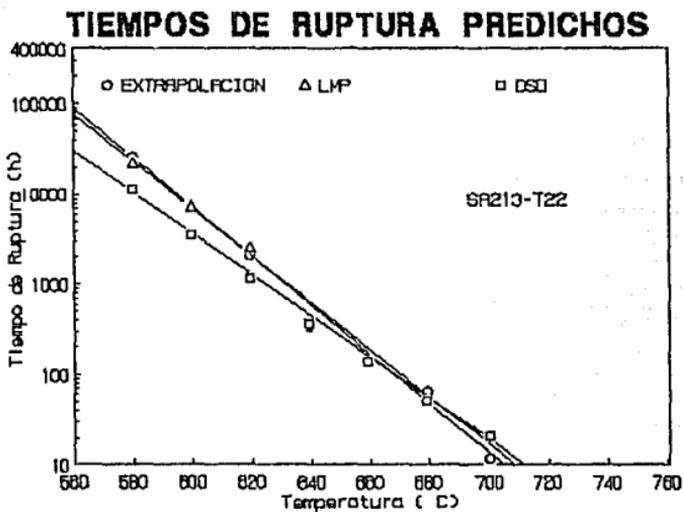


Figura 6.3 Comparación de vida residual extrapolada por los 3 métodos a condiciones de operación para el acero T-22.

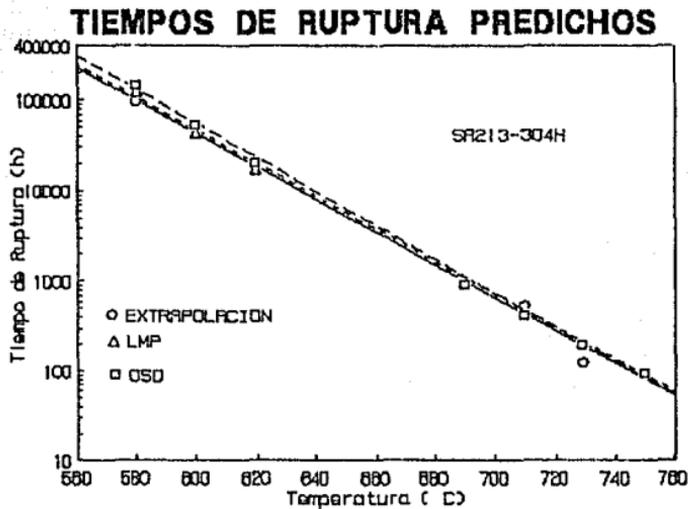


Figura 6.4 Comparación de vida residual extrapolada por los 3 métodos a condiciones de operación para un acero 304-H.

6.2 PRUEBA INTERRUPTIDA

Se analizará el comportamiento de los factores que afectan a los aceros estudiados al llevar a cabo la prueba interrumpida, es decir el $\#$ de microcavidades, microdureza y el porcentaje de elongación.

6.2.1 Microcavidades

El comportamiento del $\#$ de microcavidades para ambos aceros es diferente ya que mientras para el T-22 el principal mecanismo de fractura es el $\#$ de estos, lo que ocasiona que durante la etapa de fractura el número de microcavidades se incremente notablemente coalesciendo entre estos para la posterior formación de macrocavidades, por lo tanto la aparición de microcavidades para este acero y bajo las condiciones de carga y temperatura específicas conocidas indican que la vida del material se a consumido en un 80% en promedio con respecto a los datos obtenidos de las graficas del capítulo V, de tal forma que este criterio lo podemos considerar como confiable si tomamos en cuenta las características microestructurales de este acero. Mientras que para el 304-H la aparición de microcavidades no necesariamente indican que el material esta a punto de fallar ya que estos aparecen en una etapa temprana del porcentaje de vida consumida alrededor del 20%, y si sabemos que el 304-H es un acero de mayor resistencia a la termofluencia que el T-22, podriamos concluir que la aparición de microcavidades en este acero no es un criterio confiable en la predicción de vida residual. En este caso el mecanismo más confiable y sugerido por muchos autores es la estimación de fase sigma. La fase sigma como ya se mencionó en los capítulos anteriores se forma básicamente en aleaciones de Fe-Cr-Ni, que contienen más del 16.5% de Cr, debido a que estan sujetos a tiempos prolongados a temperaturas altas (593°C a 926°C), lo cual los hace ser muy susceptibles a la formación de este compuesto intermetálico, duro y frágil lo que provoca cambios en la microestructura, siendo el mecanismo básico para la fractura del material.

6.2.2 Elongación

La elongación que sufren los tubos en ambos aceros estudiados en relación a las primeras apariciones de microcavidades esta alrededor del 12% al 20% de elongación sufrida y debido a que el número de microcavidades no fué un criterio muy confiable en la evaluación de vida remanente podemos decir también que la estimación de la elongación en el material tampoco da resultados adecuados para poder predecir en base a esto la vida residual del material.

Lo que si habra que tomar en cuenta en el material del tubo es que la relación entre el porcentaje elongado que sufre esta y la

deformación de su diámetro guarda una proporción directa, lo que significa que a medida que los años de operación se incrementan en la tubería, la elongación del material así como el diámetro aumentan en forma proporcional.

6.2.3 Microdureza

La medición de la microdureza en las áreas de trabajo de la probeta sometida a termofluencia indican que ahí ocurre la deformación por reemplandecimiento tanto para el acero T-22 como para el acero 304-H, aunque en algunas zonas del área de trabajo la microdureza es más alta que en las orillas de la muestra, lo que significa que el reemplandecimiento ahí no ocurrió, sino un efecto que provoca un aumento en la dureza del material llamado envejecimiento que se caracteriza por la formación de carburos en esas zonas. Además la capa de óxido que se forma por altas temperaturas en la superficie de material puede producir el mismo efecto, aunque habrá que ser bien claros en decir que esto ocurre más en el acero T-22 que en el 304-H, por razones ya explicadas. El aspecto más importante a tomar cuenta dentro de este punto es que el criterio de microdureza para evaluar vida remanente no es nada confiable para el acero T-22, y más o menos confiable para el 304-H, ya que en el primero el comportamiento de la microdureza guarda una tendencia constante es decir no cambia conforme aumenta el porcentaje de vida consumida, lo que significa que no podríamos evaluar la vida residual del material porque no existe algún parámetro de comparación. Para el 304-H esto es distinto ya que la variación de microdureza tiene una tendencia a bajar conforme aumenta el porcentaje de vida consumida, lo que significa que podemos más o menos estimar la vida residual del material, ya que el comportamiento microestructural de este se comporta de una forma lógica si tomamos cuenta que el reemplandecimiento térmico aumenta conforme avanza el porcentaje de vida consumida.

CAPITULO VII

CONCLUSIONES, SUGERENCIAS Y COMENTARIOS FINALES

CONCLUSIONES

De acuerdo al objetivo de este trabajo y con base en las discusiones de los resultados obtenidos a las condiciones aquí impuestas, podemos extraer varias conclusiones que deberan de servir para la evaluación futura de vida residual en otros materiales.

Las condiciones que debe de tener una prueba de termofluencia para poder obtener datos confiables acerca del comportamiento de los materiales usados en las Cte's, son cercanas a las de operación, es decir someter al material a temperaturas y esfuerzos constantes de tal forma que simule dichas condiciones, las cuales lo van degradando por efecto de termofluencia, lo que provoca muchas veces que se tengan pruebas de larga duración (alrededor de 30,000 hrs.) que son las más recomendables si tomamos en cuenta que un material trabajando a las condiciones de operación ya conocidas dura alrededor de 100,000 hrs.. Por lo tanto, para evitar este tipo de pruebas se extrapola tiempos cortos de ruptura para periodos largos de operación.

Tratar de buscar una ecuación universal de ruptura que incluya entre sus variables todas las relaciones paramétricas hasta ahora conocidas y que además nos den predicciones de vida de los materiales con un grado de certidumbre por arriba del 70% ya que lo que se ha logrado hasta ahora es solo obtener un 60%.

Los distintos criterios utilizados durante la etapa experimental para evaluar vida residual de los dos materiales estudiados tuvieron diferentes resultados, ya que utilizando los diferentes métodos paramétricos vistos a lo largo de este trabajo de tesis se concluyó que: parámetro Larson- Miller resultó ser el mejor criterio para el acero T-22 debido a que estimó valores de ruptura más cortos, sin embargo para el acero 304-H el mejor parámetro fué el de Orr-Sherby-Dorn por la misma razón que el punto anterior. Todo esto fué tomando como base los resultados experimentales en donde se obtuvieron los t_r reales.

En las pruebas interrumpidas se vió las variaciones que sufrió el material en su microdureza, microcavidades y elongación los cuales servirían para tener otros criterios adicionales en la evaluación de vida residual. Por lo tanto, de aquí concluimos que: en el acero T-22 la aparición de microcavidades nos indica de que alrededor del 80% de la vida del acero se ha consumido, sin embargo para el 304-H estas aparecen desde el principio, y es mejor obtener, si la hay otra relación entre el (%) de ellas y la vida consumida, o

cuantificar la fase σ y ver como varia el (%) de fase σ y la vida consumida. Por otro lado la microdureza se observó que va disminuyendo continuamente con el tiempo y existiendo cierta relación entre la dureza y fracción de vida consumida para el 304-H pero no para el T-22, ya que la microdureza alcanza un valor más o menos estable con el tiempo y no es posible predecir la vida residual y el valor de la microdureza. Por otro lado tomando como base a la elongación que va muy relacionada con el # de microcavidades aparecidas en los límites de grano podemos decir que, no fué criterio suficiente para ambos aceros debido al comportamiento irregular que tuvieron en las pruebas, más sin embargo se pudo constatar que existe una relación directa, al menos para el T-22, entre la elongación y microcavidades y por lo tanto trasladando esto a tubos, debe de existir una relación entre microcavidades y deformación radial del tubo. Por consiguiente debe existir un criterio sobre que porcentaje de deformación del tubo es el critico para reemplazarlo. Esto no ocurrió en el acero 304-H. Finalmente la aplicación de técnicas de replicación superficial con las pruebas interrumpidas fueron provechosas, ya que se logró hacer un seguimiento de los cambios microestructurales ya conocidos con las variables utilizadas (esfuerzo, temperatura y tiempo de exposición), observando que las réplicas reproducen fielmente los cambios microestructurales que ocurren en los metales y pudiendose aplicar en el campo con el equipo adecuado.

SUGERENCIAS Y COMENTARIOS FINALES

SUGERENCIAS

Dentro de las sugerencias más importantes que podemos dar a próximos trabajos son las siguientes:

Las dos técnicas que se aplicarán para la evaluación de vida remanente no deben de usarse en forma aislada, sino en forma complementaria. Así mientras las pruebas aceleradas de ruptura dan una estimación más precisa de la vida residual de la muestra bajo estudio, existen ciertas restricciones en el número de muestras que pueden ser tomadas y llevadas a la ruptura. Por el contrario las técnicas de replicación, aunque no dan resultados con el mismo grado de exactitud que las pruebas de ruptura acelerada, constituyen un método muy eficaz de llevar a cabo en una evaluación inicial de la vida útil aún de componentes complejos, además el número de lugares a muestrear no es tan delimitado.

Implantar un sistema computarizado efectivo que controle y registre los datos de elongación para cada una de las máquinas a una fracción de vida determinada; que registre además la hora exacta en que la probeta falló.

Elaboración de un catálogo de microestructuras de aceros expuestos a termofluencia y que han fallado a condiciones distintas de temperatura y esfuerzo registrando un t_r distinto para cada uno, adicionando sus fotografías respectivas de replicas superficiales.

Finalmente realizar pruebas en otros materiales preferentemente en el 321-H y 347-H que son característicos de los sobrecalentadores de vapor de las Cte's. Y ver el efecto de las atmósferas corrosivas encontradas en las Cte's en la termofluencia de estos aceros.

COMENTARIOS FINALES

Es importante mencionar que los materiales usados durante todas las pruebas fueron en su mayoría nuevos, debido principalmente a que el laboratorio de termofluencia instalado en el I.I.E. es reciente y no se contaba con la experiencia necesaria en este tipo de pruebas, por lo que se tuvo que recurrir a resultados establecidos por los mejores laboratorios en el mundo que contaban con una amplia experiencia dentro de esta área. Por lo tanto los resultados obtenidos de nuestras pruebas de ruptura acelerada estuvieron basados por los resultados de estos laboratorios, de esta forma se pudo comprobar también la confiabilidad de la metodología aplicada en la extrapolación de datos t_r , en los métodos paramétricos utilizados y de la funcionabilidad de la máquina de termofluencia construida y diseñada por investigadores mexicanos. Finalmente podemos decir que los resultados que se obtuvieron se comportaron de una manera muy favorable y confiable estando dentro de los rangos establecidos por las normas internacionales.