# UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

FACULTAD DE CIENCIAS

## TERMOFLUENCIA EN ALEACIONES DE CIRCONIO

TESISQue para obtener el título deFISICDpresentaELIGIO ALBERTO OROZCO MENDOZA

México, D. F.

1976



Universidad Nacional Autónoma de México



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 esta 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.

## A MIS PADRES. Y HERMANOS,

con todo cariño

## A GUSEN :

ve alegria en una puesta de sul

ha aprendido a vivir c<mark>a</mark>da. momento Deseu agradecer al Dr. Ricardu Gómez Ramírez pur su amistad brindada y pur su valiusa y paciente dirección, lu cual permi tiú la realización de este trabaju.

Asimismo a los maestros: Fis, Jonge Montemayon Aldrete, ---M. en (. Leoncl (ota Araiza, Dr. Gabriel Tornes Villaseñor -y Fis. Eduardo (arrillo Hoyo, por sus valiosas y acertadas -sugerencias en la revisión del presente trabajo.

También al Dr. Juan Sodi de la Tijera por su apoyo brindado, asimismo al Instituto Nacional de Energia Nuclear y al ---Instituto de Física de la UNAM, por la beca otorgada du rante la elaboración de esta tesis.

Agradezco a todas aquellas personas que de un modo u otro con tribuyeron a la realización del presente trabajo.

## INDICE

## INTRODUCCION .

## CAPITULO I

#### GENERALIDADES

Introducción					4
Usos de los Reactores N	Nucleares				5
Reacciones Nucleares d	le Fisión				5
Reactores Nucleares		• • • • • • •		••••	. 8
Importancia del Circoni	io y sus Aleacid	ones en l	la Indus	tria	
Nuclear		• • • • • • •		••••	11
Características del Cir	conio y sus Ale	aciones	· · · · · · · ·		16

## CAPITULO II

### TERMOFLUENCIA DE MATERIALES POLICRISTALINOS

Introducción		• • • • •	• • • • •	• • • • •	• • • • •	21
Deformación Plástica						23
Termofluencia		• • • • •	• • • •	• • • • •		24
Termofluencia a Temperatu	ras Ba 1ras El	jas . levada	15	• • • • • •	••••	··· 25 ·· 27
Rapidez de Deformación Co	nstante	• • • •	• • • • •			29
Dependencia de la rapidez c la temperatura y la estructo	le defoi ura	rmaci	ón co	n el e.	sfuerz	o 30

A)	Resultados teóricos importantes	30
B)	Resultados experimentales	43
Figur	1 5,	50

## CAPITULO III

RESULTADOS EXPERIMENTALES SOBRE TERMOFLUENCIA EN ALEACIONES

Introducción	51
Comportamiento según regiones de temperatura	52
Influencia del Flujo de Neutrones	54
Influencia de la Temperatura	58
Influencia del Esfuerzo	60
Influencia del tamaño de grano	61
Efecto de Aleación en la rapidez de deformación,	63
Tipos de daño provocados por la Radiación en las Alea- ciones de Circonio	65
Crecimiento por Radiación	67
Figura s	69

### CAPITULO IV

RESULTADOS TEORICOS SOBRE TERMOFLUENCIA EN ALEACIONES DE CIRCONIO

Introducción	70
Alguno s resultados experimentales que han sido explica dos en base a la formación de circuitos de dislocaciones.	72
Crecimiento por Radiación	73
Modelo de Hesketh para explicar la Termofluencia bajo	
radiación	74
Modelos basados en la Difusión de Vacancias e Inters-	
hciules	- 4 - 4 - 4

g dari ti dari set

anti- Marianta ang ang Ang ang ang ang ang ang ang ang ang ang a		
	Un Modelo Multimocanistico	80
	Figura s	84
	CONCLUSIONES	85
	APENDICE	88

#### INTRODUCCION

En la actualidad México tiende a adoptar el uso de centrales nucleo eléctricas para satisfacer sus necesidades de energía; por lo tanto, es importante impulsar la investigación básica y aplicada sobre los diferentes aspectos relacionados con la construcción y funcion<u>a</u> miento de estos dispositivos.

1.

En particular, es importante desarrollar el área de Metalúrgia Nuclear.

En la industria nuclear, se ha difundido mucho el uso del Circonio y sus aleaciones.

Debido a su sección eficaz de captura de neutrones tan baja y a su resistencia a la corrosión, las aleaciones Zircaloy-2, Zircaloy-4 y Zr-2.5wt%Nb, se usan como materiales de encamisado.

Un problema de actualidad, es saber como cambian las propiedades mecánicas de estos materiales bajo las condiciones normales de operación del reactor (esfuerzos variables, temperaturas de 300°C y flujos de neutrones de energía mayor que 1 MeV). En particular, es de interés el estudio del fenómeno de termofluencia\* bajo radiación, el cual está presente en estas aleaciones.

\* Deformación en el tiempo que sufre un material cuando se le somete a esfuerzo s y temperaturas constantes. El trabajo que presentamos a continuación tiene como propósito presentar de manera resumida la situación actual de los resultados teóricos y experimentales sobre termofluencia bajo radiación de las aleaciones de Circonio, Zircaloy-2, Zircaloy-4 y Zr-2.5wt% Nb.

En el primer capítulo presentamos diversos tópicos relacionados con los reactores nucleares. Analizamos desde los principios básicos sobre el funcionamiento de estos dispositivos, hasta la distribución de sus partes más importantes y los materiales de que están hechos. Hacemos resaltar la importancia de las aleaciones de Circonio como materiales de construcción de algunas partes y porque se presenta el fenómeno de termofluencia.

En el capítulo dos, se presenta en forma general el fenómeno de termofluencia. Se pone mayor énfasis en la termofluencia a tempe raturas elevadas porque este fenómeno es similar a la termofluencia bajo radiación, el cual se presenta en las aleaciones de Circonio dentro del reactor en operación.

Los capítulos tres y cuatro, se refieren propiamente al fenómeno de termofluencia bajo radiación en aleaciones de Circonio. El capítulo tres es un resumen de los principales resultados experimentales obtenidos por investigadores canadienses y norteamericanos y el cuarto un resumen de los modelos teóricos más interesantes,

los cuales fueron propuestos por Nichols, Piercy y Hesketh para

tratar de explicar este fenómeno.

#### CAPITULO I

4.

#### GENERALIDADES

#### Introducción

El propósito de este capítulo es presentar de una manera general algunas ideas relacionadas con el funcionamiento de los reactores nucleares y sus materiales estructurales. Esencialmente se hace resaltar la importancia del Circonio y sus aleaciones Zircaloy-2, Zircaloy-4 y Zr - Nb, en el diseño y construcción de algunas partes del núcleo de los reactores. Se finaliza el capítulo incluyendo las principales propiedades físico-químicas de estos materiales.

#### Usos de los Reactores Nucleares

El uso de la energía nuclear como una posible solución a los probl<u>e</u> mas energéticos mundiales, ha hecho que la Ingeniería Nuclear se d<u>e</u> sarrolle en gran medida durante los últimos años.

Se han construído di stintos tipos de reactores nucleares y aunque gran cantidad de ellos funcionan con fines experimentales, para la investigación y la obtención de sustancias radioactivas, existen en la actualidad varios reactores de potencia en centrales nucleoeléctricas e incluso otros adaptados a propulsores para barcos y submarinos (ver tabla l del Apéndice I). Todos estos reactores tienen partes comunes que son básicas a su funcionamiento y todos ellos aprovechan los productos y la energía que se obtienc a partir de las reacciones nucleares de fisión de su combustible.

#### Reacciones Nucleares de Fisión

Las relicciones nucleares de fisión y la fisión espontánea, solamente son posibles en núcleos muy pesados (los que se encuentran al final de la tabla periódica). La inestabilidad de estos núcleos se debe a que las fuerzas coulombianas de repulsión aumentan considerablemen te, sobre todo en la vecindad del núcleo.

La barrera de potencial que impide que el núcleo se disocie es peque ña y la fisión espontánea se puede presentar (efecto tunel). El modelo de la gota líquida del núcleo, nos lleva a considerar que la fisión es producto de la deformación de la superficie nuclear al formar se un cuello y romperse en dos o más partes, tal como sucede con una gota líquida cuando es perturbada. La condición que define la posibili-

dad de que el núcleo se fisione es;

Z - No. atómico

6.

Z/A Z 17 A- Masa atomica

Esto se cumple a partir del  $A_g^{101}$  y para el  $Q_z^{135}$   $Z/A \approx 36$ 

La reacción de fisión más probable es aquella en la que el núcleo se divide en dos partes, las cuales están sobrecargadas de neutrones y decaen de sus estados exitados a estados más estables experimentando varias desintegraciones  $\beta$  y emitiendo neutrones (llamados retar dados). Pero al producirse la escisión, se emiten neutrones (inmediatos) y energía (entre otros productos). Esta energía es del orden de 10 e v.

La sección eficaz de una reacción de fisión es función de la energía de los neutrones que la provocan y es diferente para distintos tipos de combustible. Así por ejemplo el  $U^{255}$  es fisionable por neutrones lentos (térmicos) de energía  $E \approx 0.025$  eV y el  $U^{255}$  por neutrones rápidos de energía  $E \approx 10^6 \text{ eV}$ 

Los neutrones producto de una reacción de fisión (se emiten de dos a tres neutrones inmediatos), interaccionan con otros núcleos dentro del material fisionable, dando lugar a otras reacciones de fisión. Se pro duce entonces lo que se llama una reacción en cadena, en la cual los nuevos productos interaccionan con otros núcleos y así sucesivamen-

te.

La rapidez de una reacción de fisión nuclear en cadena, está dada por:

$$V = \frac{\text{No. de reacciones de fisión}}{\text{unidad de tiempo}} = \frac{\alpha \ V_{\bullet}}{1 - 4 \alpha} \left[ 1 - \exp(-[v_1 + v_2](-4\alpha)t) \right]$$

en donde:

Q. - probabilidad de captura de un neutron

No- rapidez de producción espontánea de neutrones

Ł - tiempo

V. - rapidez específica de la reacción de fisión y

en donde:  $V_{i} = \mathcal{J}(V) V N$ 

sección eficaz

N - número de núcleos fisionables

U - rapidez de los neutrones

 A - es el factor de multiplicación neutrónica y es igual o la razón del número de neutrones en un instante de la reacción al núme ro de neutrones en el instante anterior.

8.

El factor de multiplicación depende de la forma y dimensiones del <u>es</u> pacio donde se producen las reacciones nucleares, así como del moderador y reflector de neutrones.

La zona activa es el espacio donde se produce la reacción en cadena. Esta zona debe de tener dimensiones mínimas para que se produzca la reacción (dimensiones críticas). A la cantidad de material fisionable contenido en estas dimensiones críticas, se le llama masa crítica.

4a>1 : lim  $V=\infty$ Si

se produce una reacción en cadena no controlada (tal es el caso de las bombas atómicas).

Si 
$$ya < 1$$
 : l'im  $V = \frac{a V_0}{1 - 4a}$ 

se produce una reacción estacionaria de fisión en cadena.

#### Reactores Nucleares

El dispositivo en el que se puede hacer este último tipo de reacciones, es precisamente un reactor nuclear. Los reactores nucleares constan esencialmente de las siguientes partes (1, 2).

 El combustible o material fisionable, el cual puede ser a base de:

 $U^{233}$   $U^{235}$   $U^{238}$  $P_{u}^{239}$   $P_{u}^{240}$   $P_{u}^{241}$ 

también se usa: Th<sup>232</sup>

2) El moderador de neutrones rápidos, los moderadores poseen una sección eficaz grande para la dispersión inelástica de los neutrones (para disminuir su energía mediante colisiones). Los materiales que se usan normalmente son: grafito, agua pesada, berilio, hidruros metálicos y líquidos orgánicos.

En algunos reactores el moderador y el combustible están mezclados uniformemente. A estos reactores se les llama homogéneos.

Cuando el combustible y el moderador se encuentran separados, se llaman heterogéneos.

3) El reflector de neutrones, el cual rodea la zona activa, y el mo derador, son por lo general del mismo material. Su eficacia aumenta en la medida que su espesor sea mayor que el recorri do medio libre de los neutrones. Sirve para que la pérdida de neutrones no sea muy grande.

4) El sistema de refrigeración tiene por objeto extraer de la zona activa la energía de las reacciones de fisión, la cual es en gran medida energía calorífica, producto del frenado de los fragmentos de fisión por el moderador y la materia fisionable.

A través del núcleo del reactor se bombea el agente transmisor del calor, el cual puede ser: agua, agua pesada, CO, ciertos gases, metales fundidos y líquidos orgánicos. Por medio de un intercambiador se transfiere el calor al sistema de refrigeración secundario del reactor.

5) Los sistemas de regulación y seguridad dan la posibilidad de con trolar la reacción en cadena, impidiendo su embalamiento espontáneo y garantizan la defensa del espacio que rodea al reactor contra los intensos flujos de neutrones y rayos gamma que existen en el núcleo. Para lo primero se utilizan barras de material de gran sección absorbente (boro y cadmio), que se pueden mover dentro de la zona activa. Lo segundo se consigue rodeando el reactor con capas gruesas de un material con gran poder absorbente de neutrones y rayos gamma (por ejemplo un armazón de hormigón y plomo).

En el Apéndice 1, las figuras 1, 2 y 3, son esquemas de los tres tipos principales de reactores de potencia que existen en la actualidad. De ellos, el más antiguo es el BWR (Reactor de Agua Hirvien te) y el más popular es el PWR (Reactor de Agua a Presión), ya que existe mayor núm ero de éstos en el mundo. En algunos paises (Cana dá fundamentalmente), el uso del HWR (Reactor de Agua Pesada), se ha incrementado más, ya que su operación es más rentable con Uranio natural como combustible en lugar de Uranio enriquecido. Más información sobre estos reactores aparece en las páginas anexas a las figuras 1, 2 y 3.

#### · Importancia del Circonio y sus Aleaciones en la Industría Nuclear

Es evidente que el diseño y construcción de un reactor nuclear impli ca la solución de una serie de problemas de diversa índole, por ejemplo, ¿cuáles deben ser las propiedades de los materiales estructurales?, en particular, ¿de qué material deben estar hechos los recubrimientos de las pastillas de combustible y ductos para el líquido reírigerante en los reactores heterogéneos?. En el caso de los reactores homogéneos, ¿cuál es el material empleado en los con

tenedores y tuberías auxiliares para el fluído activo?.

Problemas de este tipo han dado la pauta para iniciar investigaciones en diferentes campos de la Ciencia y la Técnica.

En el área de Metalurgia, por ejemplo, la necesidad de materiales más resistentes a la corrosión y a las condiciones de temperatura, radiación y presión existentes dentro del reactor cuando está operan do, obligaron al estudio más detallado de algunos metales y al desarrollo de algunas aleaciones.

Tal es el caso del Circonio y sus aleaciones, cuyas características físico-químicas eran ignoradas en gran medida aún durante 1949.

En 1948 el Uranio enriquecido era el combustible de los reactores BWR y el acero inoxidable el material de recubrimiento del combustible (material de encamisado). Aunque este material en general presentaba buenas propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión, debido a su sección eficaz de captura de neutrones tan grande, la pérdida de éstos era muy alta, haciendo incosteable la operación de esos reactores.

Estudios realizados en el Circonio llevaron a la conclusión de que poseía una sección eficaz de captura pequeña (0.18 barns). Debido a ésto, se pensó en su posible utilización como material de encamisado para el reactor BWR (4). En 1951 se usaba Ioduro de Circonio en el reactor del submarino -MK I (4), sin embargo, este compuesto tenía algunas limitaciones, su costo era elevado y tenía poca resistencia a la corrosión.

De 1951 a 1953 se formó en EE. UU. un Comité auspiciado por la Comisión de Energía Atómica para el estudio de aleaciones a base de Circonio resistentes a la corrosión (4).

En 1952 Batalle y Ames (3), encontraron que la adición de Estaño al Circonio contrarestaba el efecto perjudicial de impurezas en la resis tencia a la corrosión. Se preparó una primera aleación llamada Zircaloy-1, la cual estaba constituída por: Zr-2.5% Sn, pero no tuvo el éxito deseado.

Un equipo formado por Johnson, Lustman, Gordon y Naymark (4), b<u>a</u> sándose en el trabajo de Lustman y Kerze "The Metallurgy of -Zirconium" (9), hicieron un estudio en aleaciones binarias a base de: Zr-Cr-Zr-Fe y Zr-Ni; y ternarias: Zr-Sn-Cr, Zr-Sn-Fe y Zr-Sn-Ni; y bas ándose en un modelo teórico de corrosión, llegaron a la conclusión de que una aleación constituída por: Zr-Sn-Ni-Cr-Fe, era la más indicada para resolver los problemas relacionados con la corrosión.

La aleación llamada Zircaloy-2, quedó constituída de la siguiente manera: 1.5%Sn, 012% Fe, 0.1% Cr y 0.05%Ni. Esta aleación se uso por primera vez en el reactor nuclear del submarino atómico llamado Entre 1953 y 1957, se prepararon otras dos aleaciones (4). El Zircaloy-3 (0.25%Sn, 0.25%Fe), el cual presentó problemas de corrosión y el Zircaloy-4, que es una versión de Zircaloy-2, pero sin Níquel y con un poco más de contenido de Fierro (1.5%Sn, 0.25% Fe, 0.1%Cr).

La ausencia de Níquel, ayudó a disminuír la tendencia de absorción de Hidrógeno, producida por el proceso de corrosión (la vida de los tubos conductores del líquido refrigerante depende de la rapidez de p<u>e</u> netración del Hidrógeno).

Posteriormente se diseñaron aleaciones a base de Niobio (4), en particular la Zr-2.5%Nb, las cuales tienen una ventaja sobre el Zircaloy-2; los tubos fabricados con este tipo de aleaciones tienen un espesor menor en sus paredes y pueden trabajar a presiones más elevadas. Su baja absorción de neutrones térmicos, su buena conductividad térmica y su alta resistencia a la corrosión, originalmente hicieron del – Zircaloy-2, Zircaloy-4 y del Zr-Nb, los materiales de encamisado por excelencia para los reactores PWR, BWR y HWR, en particular. el Zircaloy-4 se usa principalmente en los reactores PWR y HWR, por su alta resistencia a la corrosión, y el Zircaloy-2 en los reactores -BWR. Cabe hacer notar que en el reactor HWR, estas aleaciones se emplean también para fabricar otras partes de su núcleo (ver Figuras 7 y 8 del Apéndice I).

El problema actual, es el estudio de sus propiedades mecánicas en las condiciones reales de trabajo dentro del reactor. La Termoflue<u>n</u> cia, o sea la deformación plástica que sufren los materiales al estar sometidos a temperaturas elevadas y a esfuerzos regulares o aún pequeños, es un fenómeno que se presenta en estos materiales cuando se encuentran dentro de un reactor en operación. En algunos casos la radiación acelera el proceso de deformación y en otros lo retarda (10). Del estudio de este fenómeno, nos ocuparemos en los capítulos siguie<u>n</u> tes; por ahora sólo diremos que las propiedades mecánicas de estas aleaciones han resultado relativamente satisfactorias (al menos en las condiciones de trabajo de los reactore s enfriados por agua), ya que por períodos de 2.5 años de operación de los tubos de encamisado, el porcentaje de tubos defectuosos o con daños considerables, nunca ha sido superior al 1% (7).

Los últimos avances en Ingeniería Nuclea r sugieren que las ventajas económicas que se obtienen operando los reactores de Uranio natural bajo condiciones de sobrecalentamiento, son mayores que las que se obtienen trabajando en condiciones inferiores (5). Por lo tanto, se ha puesto atención en el desarrollo de nuevas aleaciones a base de -Circonio, que trabajen a temperaturas superiores a 500°C y a presiones también superiores a las convencionales.

En un trabajo publicado por Williams (5) en 1969, se sugieren aleaciones a base de Zr, Mo, Al, Nb y Si, para estos fines. Los soviéticos (6) han encontrado que la adición de 4 a 5% de Vanadio y Tantalio al Circonio, redunda en buenas propiedades mecánicas a temperaturas elevadas (entre 400°C y 700°C).

#### Características del Circonio y sus Aleaciones

El Circonio es un metal de la familia de los elementos de transición, su número atómico es 40 y su masa atómica 91.2. En la naturaleza es más abundante que algunos otros metales tales como el Níquel y el Plomo, y se encuentra esencialmente como parte de dos minerales: El Circón y la Baladita. El más abundante de éstos es el Circón -(Zr-Si-O), el cual se encuentra como un producto de segregación magnética en rocas volcánicas. La Baladita menos abundante se encuentra en forma de piedras granulares redondeadas y contienen un gran porcentaje de Oxido de Circonio puro.

Todos los minerales de Circonio contienen impurezas. El Boro, el Cadmio y el Hafnio, son los más perjudiciales para las aleaciones del Circonio que se usan como materiales de encamisado, debido a su sección de captura muy grande. El Hafnio normalmente se encuentra en un porcentaje del 1 al 3% en los minerales de Circonio y dado que químicamente es muy similar al Circonio, es difícil separarlo por métodos ordinarios de reducción, haciendo con ésto, que el proceso de refinación sea muy costoso. El Kilogramo de -Circonio cuesta aproximadamente 15.00 Dólares.

El Circonio tiene una estructura hexagonal compacta (fase  $\checkmark$ ), a temperaturas por abajo de 860°C. A temperaturas superiores se presenta un cambio de fase, dando lugar a una estructura cúbica centrada en el cuerpo (fase  $\beta$ ).

El Circonio tiene un punto de fusión de 1852°C, su resistividad es pecífica es de 40x  $10^6$  O hm - cm y su módulo de Young del orden 9.5 x  $10^{-2}$  M N m<sup>-2</sup>.

Las aleaciones que nos ocupan, también tienen una estructura hexa gonal compacta a temperaturas inferiores a 830°C. Su composición química es la siguiente (7):

	Zr - Nb	Zircaloy - 2	Zircaloy - 4
Nb	2.5 wt%		
Sn	같은 것을 가 있는 것이다. 같은 것이 같 <mark>다</mark> 가 있는 것이 같이 않는 것이다.	1.2-1.7 wt%	1.2-1.7 wt%
Fe		0.07-0.2 wt%	0.18-0.24 wt%
Ni		0, 03-0. 08 wt%	70 ppm
Cr		0.05-0.15 wt%	0.07-0.13 w1%

#### Para las tres:

resto	Zr +	cierta:	impurezas
N		65	ppm
Н		25	ppm
C	80 -	300	ppm
0	900 -	1 500	ppm

Como en todas las aleaciones, la microestructura es determinante <u>pa</u> ra que se tengan propiedades mecánicas. El tamaño de grano desarro llado en el proceso de elaboración de los tubos de encamisado, general mente es menor o igual a 10 . El proceso más usual de elaboración consta de las siguientes etapas (7):

Inicio

Temp. 980°C

Lingote de Zircaloy-2, 4 Forjado

Temp. 800°C

Maquinado

Extrusión del tubo Rucocido Trabajado en frío Recocido Trabajado en frío (40-70% reducción) Descarga Tamaño final (3% de reducción)

El número de reduccio nes en frío y recocidos intermedios, depende del tamaño del tubo.

#### Para las tres:

0		900 -	1 5 0 0	ppm	
С	Р в.	80 -	300	ppm	
H			25	ppm	
N			65	ppm	
resto		Zr +	cierta	as impur	ezas

Como en todas las aleaciones, la microestructura es determinante pa ra que se tengan propiedades mecánicas. El tamaño de grano desarro llado en el proceso de elaboración de los tubos de encamisado, general mente es menor o igual a 10 . El proceso más usual de elaboración consta de las siguientes etapas (7):

Inicio

Temp. 980°C

Lingote de Zircaloy-2, 4 Forjado

Temp. 800°C Maquinado

El número de reduccio nes en írío y recocidos intermedios, depende del tamaño del tubo. Extrusión del tubo Recocido Trabajado en frío Recocido Trabajado en frío (40-70% reducción) Descarga Tamaño final ( 3% de reducción)

Las primeras etapas se realizan a temperaturas elevadas, para garantizar una dispersión uniforme de los precipitados con el fin de aumentar la resistencia a la corrosión.

Las propiedades mecánicas dependen en gran medida de la microes tructura desa rrollada durante el proceso de elaboración.

En las dos tablas siguientes se dan las principales propiedades mecánicas para temperatura ambiente y temperatura de  $300^{\circ}$ C (temperatura de operación de los reactores enfriados por agua). A temperatura de  $300^{\circ}$ C se incluyen distintos tipos de microestructura obtenida por diferentes tratamientos termomecánicos (7 y 8).

#### TEMPERATURA = 300°C

Tratamiento Termomecá - nico.	Esfuerzo de Cedencia ( mpa )	Esfuerzo a la rotura ( mpa )	Elongación Uniforme (%)	Elongación Total (%)
- recocido	132	215	17	39
20% trabajado	and the second sec			
en írío	335	345	5	17
40% trabajado				
en frío	375	385	3	14
Enfriado por -		길 것 같아요. 물로		
agua a partir				
de la fase E	240	316	8	16
Enfriado por -				
aire a partir				
de la fase Y	173	261	14	28

### TEMPERATURA AMBIENTE

T ratamiento termomecá - nico,	Esfuerzo de Cedencia	Esfuerzo a la rotura	Elongación en 2 pu <u>l</u> gadas por minuto. (%)
Recocido, tra- bajado en frío y relevado de esfuerzos.	245 MN m-2	412 MNm <sup>-2</sup>	20
Estos datos corre	esponden tanto a	Zircaloy-2 con	mo Zircaloy - 4 (7)
(8) respectivam	ente.		
Finalmente inclu	ímos al gunas pre	opiedades física	as de estas aleacio-
nes:			
Densidad		- 6.6 gr	/cm <sup>3</sup>
Coeficiente Térmica (2	de Expansión 0 - 300°C)	- 6.15 x	10-6°C
Calor espec	cífico	- 0.066	cal. /gr°C
Calor espec Conductivid	cífico ad Térmica	- 0.086 - 0.031	cal. /gr°C cal. /cm°C (300°C)

#### BIBLIOGRAFIA

- (1) Detlas Y., Manual de Física, Ed. Mir-Moscú (1974).
- (2) Ed. Munchener Ruckversicherungs (1970), Centrales de Energía Nuclear.
- (3) Kangilaski, Metallurgy of Common Cladding and Structural Materials, Reactor Mat. Vol 13 No. 3 (1970).
- (4) Conference on: History of Development of LWR Fuels and -Fuel Elements.
- (5) Williams, A Review of High Strength Zirconium Alloys, AECL - 3456 (1969).
- (6) Ivanov O. S., Tararayeva E. M., Properties of Zirconium Alloys with Ta and V, Izv. Akad. Navk. SSSR Metal No. 4 (1968).
- (7) Holt R., Chadle A., The Role of Zirconium Alloys Metallurgy in the Fabrication of Candu Fuel, AECL (1975).
- (8) Standard Specification for Zirconium and Zircaloy for Nuclear Service, Anual Book of ASTM Standards.
- (9) Lustman B., Kerze F., The Metallurgy of Zirconium, Mc Graw Hill New York (1955).

(10) Gilbert R., In Reactor Creep of Reactor Materials Reactor Technology, Vol. 14 No. 3 280 (1971).

#### CAPITULO II

#### TERMOFLUENCIA DE MATERIALES POLICRISTALINOS

#### Introducción

Para tener una idea de lo que es el fenómeno de termofluencia, hemos incluído este capítulo.

En él, empezamos por analizar la deformación plástica en general, citando a la termofluencia como un caso particular de la misma, en donde el esfuerzo y la temperatura permanecen con<u>s</u> tantes a lo largo de la deformación.

En seguida continuamos con el estudio de la termofluencia tanto a bajas como a altas temperaturas, poniendo mayor énfasis en la termofluencia a temperaturas elevadas, ya que muchos resultados relacionados con este fenómeno son análogos a los que se obtienen durante la termofluencia de las aleaciones de Circonio dentro del reactor en operación.

Dentro de nuestro análisis de la termofluencia a temperaturas -

elevadas, hacemos una revisión de los modelos teóricos que son más aceptados en la actualidad, ya que explican la termofluencia de muchas sustancias (al menos para ciertos intervalos de temperaturas y esfuerzos). Sin embargo, debemos hacer notar que dichos modelos no son generales y que sólo el mo delo de termofluencia por difusión a través del material de Nabarro-Herring, está perfectamente bien caracterizado, Hasta la fecha no se ha desarrollado ninguna teoría completa que explique ade cuadamente la termofluencia de cualquier material. Finalizamos el capítulo con un resumen de resultados experimentales sobre termofluencia a temperaturas elevadas de sustancias puras y soluciones sólidas, haciendo resaltar la influen cia que tienen sobre este fenómeno los parámetros relacionados con las condiciones de prueba (temperatura y esfuerzo), así como los parámetros del material (tamaño de grano, tamaño de subgrano, aleación, módulo elástico y energía de falla de apilamiento).

#### Deformación Plástica

Cuando se aplica un esfuerzo a un sólido, este sufre una deformación. Dicha deformación puede ser elástica, anelástica o plástica. Los primeros dos tipos de deformación, se caracterizan porque la muestra recupera sus dimensiones originales al dejar de aplicar el esfuerzo (en la deformación anelástica dicha recuperación no es instantánea como sucede en la deformación elástica).

En la deformación plástica se observa un cambio permanente en las dimensiones del material, aunque existe una pequeña recuperación d<u>e</u> bido a que toda deformación plástica va acompañada de una deformación elástica y/o anelástica.

Ahora bien, se puede deformar plásticamente a un sólido por diversos métodos. En particular si aplicamos un esfuerzo constante  $\mathbf{\Gamma}$ , después de cierto tiempo encontramos que el material se ha deformado plásticamente. Dicha deformación irá variando a medida que tran<u>s</u> curre el tiempo.

La experiencia se puede realizar a diferentes temperaturas y aplican do diferentes esfuerzos, en todos los casos se obtiene que la deforma ción real  $\in$  es función del tiempo + (la deformación real está da-

da por  $\in = 1$ ,  $(\frac{1}{2})$  donde k longitud de la muestra en el in<u>s</u> tante t y k, longitud inicial. A este fenómeno se le conoce como Termofluencia (en inglés Creep).

Aunque es conveniente pensar que un sólido tiene un esfuerzo de ceder cia bien definido, abajo del cual no fluye, ésto es incorrecto. A cual quier temperatura y para cualquier esfuerzo aplicado, se puede presen tar la fluencia de un sólido, sólo que la rapidez a la que fluye pudiera ser tan pequeña que resulta indetectable en intervalos de tiempo prácticos.

Nuestro estudio se restringe al caso de esfuerzos que pueden provocar una rapidez de fluencia razonable, es decir, detectables en el lab<u>o</u> ratorio.

#### Termofluencia

La Termofluencia, es pues un fenómeno que se presenta en mayor o menor medida en todos los sólidos sometidos a esfuerzos o cargas constantes y su estudio es de vital importancia para resolver ciertos problemas de diseño.

Para entender el comportamiento de los materiales dentro de este tipo de fenómenos, se realizan pruebas de termofluencia, en las cuales la muestra que se va a estudiar se somete a un esfuerzo o a una carga constante manteniendo también la temperatura constante (al menos en ciertos intervalos de tiempo) durante la prueba.

Al graficar  $\in v_5 t$  para diferentes valores de esfuerzo  $\sigma y$ temperatura T, encontramos que las cuervas de Termofluencia son diferentes.

Esencialmente tenemos dos regiones de temperaturas, una por arriba de un tercio de la temperatura de fusión, y la otra por debajo de esta temperatura. La forma de las curvas de Termofluencia es característica para cada una de estas regiones.

#### Termofluencia a temperaturas bajas

Un policristal puede deformarse platicamente mediante uno o varios micromecanismos; deslizamiento de dislocaciones, difusión de átomos a través del material, por las frenteras de grano o a través de las dislocaciones, deslizamiento de fronteras de grano y maclado. La rapidez de deformación y en consecuencia la forma de las curvas depende tanto de la cinética de esos mecanismos, como de la cinética de los mecanismos de recuperación. Los micromecanismos pueden operar e interactuar de diversas maneras, dando lugar a distintos procesos de deformación. A temperaturas bajas ( $T \leq T_m/3$   $T_m$ - temperatura de fusión del material), las curvas se caracterizan por una disminución continua en la rapidez de deformación ( $\dot{\epsilon}$ ) (Fig. 1). En sólidos cristalinos y dentro de este rango de tempe raturas, la deformación plástica es causada fundamentalmente por la multiplicación y deslizamiento subsecuente de dislocaciones, y la disminución en la rapidez de deformación se debe a procesos de endurecimiento provocados por la interacción de las dislocaciones con:

a) Obstáculos discretos (átomos de soluto, dislocaciones inmóvi les, precipitados, etc.)

b) fonones y electrones

c) fricción con la red (esfuerzo de Pierls).

Mott, Nabarro y Cottrell (3) han propuesto un tratamiento teórico de este tipo de termofluencia, el cual conduce a una relación logaritmica entre la deformación y el tiempo:

## E & log t

La deformación plástica a bajas temperaturas, por ejemplo, la deformación producida por trabajado en frío y la termofluencia a bajas tem peraturas, físicamente son procesos equivalentes, los mecanismos que los controlan no difieren.

En el primer caso, las pruebas se realizan a rapidez de deformación

constante y se mide el esfuerzo requerido en función de la deformación. En el segundo caso se mantiene el esfuerzo constante y se m<u>i</u> de la deformación en función del tiempo.

#### Termofluencia a temperaturas elevadas

Desde el punto de vista técnico y de diseño, es más importante la -Termofluencia æ temperaturas elevadas (T > Tm/3). La termofluencia es un proceso activado térmicamente que depende en gran medida de la temperatura y de la historia previa del material (tratamiento termo-mecánico) y de la microestructura.

Las curvas de termofluencia  $\mathbf{e}$  vs  $\mathbf{t}$  se caracterizan en general por constar de tres etapas, aunque en muchos casos sólo se aprecian dos o una.

En la Fig. 2, se pueden ver los tipos de curvas más comunes (4) en la tabla 1, las sustancias que muestran curvas de termofluencia similares a las de la figura.

La mayoría de los metales y aleaciones exhiben un rango razonablemente extenso de termofluencia estacionaria, etapa II, seguida por un incremento en la rapidez de deformación, etapa III. Esta última está caracterizada por la formación de microfisuras, deformación -
plástica local y ruptura. Las mayores diferencias entre las curvae de los distintos materiales, se observa en la etapa I. Las curvas de tipo B, en donde se entra casi inmediatamente a la etapa II, son típicas de materiales en los cuales la subestructura durante la termolluencia permanece prácticamente constante. Las curvas de tipo A, que pres entan materiales recocidos y algunas aleaciones, exhiben una disminución en la rapidez de deformación durante la etapa I, ilustrando con ésto la formación continua de subestructura resistente a la termofluencia. Esos mismos metales y aleaciones dan lucurvas del tipo C, cuando han sido sometidos previamente gar a a pruebas de termofluencia a esfuerzos elevados o trabajados en frio. La etapa I de las curvas de tipo D, sugieren la nucleación y desarro llo de banda s de deslizamiento, hasta que se alcanza el estado estacionario; ésto se ha observado en algunas aleaciones especiales. En general, como se dijo anteriormente, todos los metales y aleacio nes presentan un estado estacionario cuando son sometidos a una prue ba de termofluencia, sin importar su historia previa. Durante esta etapa, se observa que la estructura de sarrollada permanece constante durante la deformación hasta entrar a la etapa III. Es claro, por lo tanto, que la termofluencia secundaria se obtiene cuando se alcanza un balance entre la rapidez de generación de subestructura re-

sistente a la termofluencia y la rapidez de recuperación.

29.

# Rapidez de Deformación Constante

El parámetro más importante que se deduce de las curvas de termofluencia y que es utilizado para fines de diseño es la rapidez de deformación constante, es decir, la rapidez de deformación durante el estado estacionario. Por lo tanto, generalmente se estudia la dependencia entre la rapidez de deformación  $\in$  y los diferentes parámetros que intervienen durante el fenómeno de termofluencia.

Cipo de Curva	Metal	Historia Termomecánica
Α	Ni	Recocido
Bl	Au	
Bl	Ag-Mg	
B2	Al	
B <sub>2</sub>	A1-3 1% Mg	1
B3 ·	Ag 2 A1	
<b>B3</b>	Ni	Trabajado en írío a 0.031
C	Ni	н н а 0.034
C	A1	Sometido a termofluencia a
		altos
D	Aleación	
	Nimonic	Recocido

Tabla

1

# Dependencia de la rapidez de deformación con el esfuerzo, la temperatura y la estructura

A Resultados teóricos importantes.

Tanto la deformación a bajas temperaturas como en la termofluencia operan una gran variedad de mecanismos.

En general, durante la termofluencia a altas temperaturas, para cualquier esfuerzo y para cualquier material, ocurren mecanismos de difusión de vacancias o de átomos intersticiales (14).

Dependiendo de la temperatura, el tamaño de grano y la densidad de dislocaciones, el flujo atómico ocurrirá preferentemente a través del volumen, por las fronteras de grano o por las dislocaciones. Cabe hacer notar que a bajas temperaturas la difusión también está presente, sin embargo, la difusividad es tan pequeña que el flujo n<u>e</u> to de átomos es muy pequeño, por lo que su contribución a la defo<u>r</u> mación es mínima.

A temperaturas elevadas, la difusividad es grande y el flujo neto lo es también y por lo tanto, su influencia sobre la deformación es se<u>n</u> siblemente mayor.

Así pues, a temperaturas por arriba de la de un tercio del punto de

fusión del material, la gran difusividad de átomos y vacancias permite el ascenso de dislocaciones dando lugar a que dislocaciones inmóviles puedan eventualmente moverse bajo la acción de un esfuerzo aplicado. Por otra parte, algunas fuentes de dislocaciones pueden operar bajo la acción de un esfuerzo aplicado, lo que trae como consecuencia el aumento de la densidad de dislocaciones móviles.

La generación de dislocaciones, su deslizamiento y ascenso, así como la difusión de átomos y vacancias por diferentes regiones del material, dan lugar a que durante la termof luencia operen dif<u>e</u> rentes mecanismos más o menos complejos de deformación. Recientemente se han propuesto modelos teóricos que explican la termofluencia en base a una serie de mecanismos de deformación, los cuales operan de manera independiente. En consecuencia la rapidez de deformación del proceso es la suma de las rapideces de deformación de los mecanismos aislados

 $\dot{\mathbf{E}} = \dot{\mathbf{E}}_1 + \dot{\mathbf{E}}_2 + \cdots + \dot{\mathbf{E}}_n$ 

En estas condiciones, para un esfuerzo, una temperatura y una microestructura dadas, el meca nismo más rápido controlará el proceso de deformación. La relación entre estos tres parámetros y la rapidez de deformación en general, podemos escribirla para ca-

31,

da mecanismo, de la siguiente manera:

$$\dot{\epsilon}_i = f_i (\sigma T s) e^{-\frac{\nu_i (\sigma T s)}{kT}}$$

donde  $\frac{1}{2}$ , cs un factor que depende del esfuerzo  $\mathbf{T}$ , de la temperatura  $\mathbf{T}$  y de la estructura  $\mathbf{S}$  del material, y la  $\mathbf{U}_i$ es la energía de activación del mecanismo y también depende de estos tres parámetros.

Langdon (5) y Ashby (6), basándose en estas ideas y en algunos modelos teóricos desarrol lados para explicar los diferentes comportamientos en la deformación plástica, construyeron mapas div<u>i</u> didos en regiones de deformación (dependiendo de la temperatura, el esfuerzo, el tamaño de grano y el material que se tenga); a cada una de ellas le corresponde un modelo teórico que explica el pr<u>o</u> ceso de deformación en esa zona.

También compararon sus resultados teóricos con resultados experimentales para diferentes materiales; esencialmente metales puros tales como N; y AI encontrando que concuerdan de una manera razonable (Fig. 3).

A continuación haremos una breve descripción de los modelos teóricos que tienen mayor aceptación en la actualidad. Para ésto empezaremos por hacer una clasificación tomando en cuenta los mecanis.

mos en los que se basan.

Modelos basados exclusivamente en la difusión de átomos y vacancias.

Modelos basados en el movimiento de dislocaciones (ascenso y deslizamiento) controlado por la difusión de átomos y vacancias. Dentro del primer tipo de modelos tenemos:

1) Termofluencia debida a difusión de vacancias y átomos a través del material conocido como "Creep de Nabarro-Herring (7 -8)". Se considera que este mecanismo controla la deformación a temperaturas altas de ( $T \approx 0.9 T_{m}$ ) y a esfuerzos pequeños ( $T \leq 10^{-5}$  G) en materiales cuyo tamaño de grano es del orden de 10<sup>6</sup> b, b - vector de Burgers. La ecuación que describe este modelo de deformación es la siguiente; (9)

$$\dot{\epsilon} = A D_s \frac{Gb}{kT} \left(\frac{b}{d}\right)^2 \frac{G}{G}$$

donde: D<sub>5</sub> - Coeficiente de autodifusión a través del material.

- G modulo de corte
- d tamaño de grano
- b vector de Burgers
- G esfuerzo aplicado

33.

La figura 4 muestra esquemáticamente el Creep de Nabarro-

Herring.



Fig 4

Fijemos la atención en el grano central. Debido al efecto del esfuerzo en el potencial químico, en la región 1, la concentración de vacancias es superior a la de la región 2. Por lo tanto, hay un flujo de vacancias en la dirección de las flechas y un flujo de átomos en dirección opuesta, lo que da lugar a que el grano se ela value en la dirección del esfuerzo de tensión aplicado.

2) Cuando la temperatura se disminuye a  $T = T_{M/2}$  y el tama no de grano y el esfuerzo permanecen del mismo orden que en el inciso anterior, la difusión de átomos y vacancias es más fácil a lo largo de las zonas de mayor desorden atómico, es decir, por las fronteras de grano. Coble (10) hizo un desarrollo teórico de este modelo de termofluencia controlada por difusión en las fronteras de grano, el cual lo llevó a la siguiente expresión:

$$E = A D_{1b} \frac{Gb}{KT} \left(\frac{b}{d}\right)^3 \frac{G}{G}$$

en donde:

Dip

coeficiente de autodifusión a través de la s f ronteras de grano,

y los demás parámetros tienen el mismo significado que en el inciso anterior.

Dentro del segundo tipo podemos considerar:

A esfuerzos mayores o iguales a  $10^{-4}$  G y temperaturas mayores que  $T_{m/L}$  se piensa que predominan los mecanismos controlados por el movimiento de dislocaciones.

Cuando se habla de movimiento de dislocaciones, se piensa en un mecanismo formado de dos submecanismos, que operan de manera secuencial. Estos submecanismos son el ascenso y deslizamiento de dislocaciones de borde o el ascenso y deslizamiento de "codos" en dislocaciones de tornillo, las cuales operan de manera secuencial y en consecuencia el más lento es el que controla el mecanismo. En la mayoría de los materiales se ob serva que el ascenso es más lento que el deslizamiento, sin embargo, en metales hexagonales como  $Z_{\tau}$  y  $Z_{\infty}$  (11, 12) el deslizamiento es más lento y por lo tanto, es este último el que controla la rapidez de deformación. Entonces al hablar de termofluencia controlada por movimiento de dislocaciones, generalmente se trata de un proceso controlado por el ascenso de las dislocaciones.

Existen cuatro modelos diferentes de termofluencia controlada por ascenso de dislocaciones, de éstos uno se refiere a ascenso y deslizamiento por las fronteras de grano, lo que da lugar al deslizamiento de los mismos y los otros tres, se refieren al ascenso y deslizamiento en el interior de los granos.

Analizaremos primero el ascenso y deslizamiento por las fronteras de grano. Este es un modelo presentado por Langdon (5) para ex plicar el deslizamiento de las fronteras de grano. Cabe hacer notar que en su modelo Langdon no tomó en cuenta el crecimiento de grano y la migración de fronteras.

Durante la deformación se acumulan una gran cantidad de dislocaciones nes a lo largo de las fronteras de grano. Con la ayuda de la difusión de átomos y vacancias por esa zona, las dislocaciones pueden ascender liberándose de los obstáculos que les impedían deslizarse contribuyendo de esta manera a la deformación del material. Este mecanismo podría operar a cualquier temperatura superior a

 $T_w/2$  sin embargo, sólo ha explicado resultados en materia les con grano fino (  $d \leq 10^{-6}$  b), cuando el esfuerzo aplicado está entre  $10^{-4}$  G y  $10^{-3}$  G El tratamiento teórico de Langdon para este mecanismo lleva al establecimiento de la siguiente ecuación:

$$\dot{\epsilon} = \frac{\beta b^2}{d KT} D_{\kappa} \frac{\sigma^2}{G}$$

donde B es una constante cercana a la unidad.

En la termofluencia de material es cuyo tamaño de grano es mayor o igual que  $10^{2}$  b , los mecanismos que consideran el movimiento de dislocaciones por el interior de los granos, han ex plicado mejor los resultados experimentales.

En materiales FCC, a temperaturas elevadas  $T \approx 0.8 \text{ Tm}$ . y esfuerzos pequeños  $\Im \approx 10^{-5} \text{ G}$ , se manifiesta predominantemente un mecanismo llamado de Harper-Dorn, basado en ascenso y deslizamiento de dislocaciones. Harper y Dorn sugirie ron por primera vez un modele teórico basado en este mecanismo, (1957) para explicar la rapidez de deformación del estado estacionario para ciertos materiales FCC puesto que no se podía expli car en base a los modelos basados en difusión (Coble, Nabarro-Herring). En este caso la ecuación para la rapidez de deformación quedó: A temperaturas inferiores, pero esfuerzos mayores (

 $\mathbf{\sigma} \geq 10^{-6} \, \mathrm{G}$ ), los resultados experimentales se han explicado en base a modelos que consideran el ascenso y deslizamiento de dislocaciones por el interior del material como el mecanismo que controla el proceso de deformación.

Uno, se refiere al movimiento no conservativo de codos en dislocaciones de tornillo, los cuales son segmentos de dislocación de borde en dislocaciones de tornillo, que al moverse dan lugar al deslizamiento de las dislocaciones. Este modelo fue propuesto por Nix (1, 12).

El otro modelo, está basado en el ascenso y deslizamiento de dis locaciones de borde y fue propuesto por Weertman (1). Dentro del material, las dislocaciones no son exclusivamente de borde o de tornillo, lo que se tiene en realidad son circuitos formados por porciones de dislocación de borde, porciones de tornillo y por ciones híbridas, por consiguiente tanto el mecanismo propuesto por Nix como el propuesto por Weertman, podrían operar simultáneamente. ¿Porqué algunos resultados se explican mejor en base a uno u otro modelo ?,eso no se ha podido explicar todavía. Los dos modelos llevan a establecer una ecuación de la siguiente

forma:

 $\dot{\epsilon} = A \frac{DG}{kT} \left(\frac{\sigma}{G}\right)^n$ 

en donde A es una constante que depende del material,  $D_3$ es el coeficiente de autodifusión y los demás parámetros tienen el significado usual.

Para el modelo de Nix la  $\mathbf{n}$  toma valores entre 4.5 y 6 mientras que para el modelo de Weertman la  $\mathbf{n}$  está entre 3 y 4.5. Un último comentario sobre estos dos modelos; el modelo de -Weertman considera que el ascenso y deslizamiento de dislocaciones de borde es a partir de una estructura estable de dislocaciones llamada estructura de celdas, mientras que el modelo de Nix no necesita suponer la existencia de estas configuraciones estables.

Para temperaturas del orden de  $Tm_{l_2}$  se han establecido modelos que se basan en la difusión de átomos y vacancias a lo largo de las dislocaciones; consiguientemente el ascenso y deslizamien to de las dislocaciones se debe a los átomos y vacancias difundiéndose por su propio núcleo.

La relación para la rapidez de deformación en este caso es la misma que para los modelos de Weertmen y Nix, sólo que el exponente  $\gamma$  es del orden de 5 y el coeficiente de difusión es mucho mayor.

Si analizamos las ecuaciones propuestas por los diferentes modelos que explican la termofluencia, podemos darnos cuenta de que la

dependencia entre la rapidez de deformación durante el estado estacionario y el esfuerzo es de tipo potencial.

 $\epsilon = A \sigma^n$ 

 $E = D_s A \sigma^2 \operatorname{Senh}(B\sigma^{2.5})$ 

Las ideas desarrolladas en torno a este tipo de termofluencia, se basan en el hecho de que a es fuerzos elevados, se puede generar un gran exceso de vacancias mediante procesos de interacción de dislocaciones. Tal exceso aumenta la velocidad de ascenso de dislocaciones, por lo que la termofluencia es más fácil.

Es necesario tener cuidado al interpretar los resultados de prue-

bas de termofluencia a esfuerzos elevados y rapideces de deformación altas, ya que en estas condiciones existe un calentamiento de la muestra y por lo tanto la temperatura no permanece constante durante la deformación.

Podemos resumir los anteriores resultados teóricos de la siguiente forma. En la Figura 5 podemos ver varias curvas  $\dot{\epsilon}$  $v_{1}$   $\int$  para diferentes tamaños de grano. Las líneas continuas representan los mecanismos predominantes en cada intervalo de esfuerzos. Las líneas punteadas representan la suma de todos los mecanismos por lo que el cambio de una región a otra es gradual.

La región I en este caso representa la termofluencia de Nabarro-Herring. Cuando la temperatura es del orden de  $T_{m/2}$ o el tamaño de grano inferior a 0.005 mm; se puede construir un conjunto de curvas similares en donde el mecanismo de la región I sea el de Coble. La región III corresponde a procesos controlados por ascenso y deslizamiento de dislocaciones. La región -II se refiere al deslizamiento de las fronteras de grano y el 1V corresponde al último modelo que analizamos.

En la actualidad se piensa que los anteriores mecanismos podrían controlar la termofluencia en la gran mayoría de materiales policristalinos, fundamentalmente sustancias puras y soluciones sólidas que han sido los materiales más estudiados y en donde los modelos teóricos han concordado en forma razonable con los resultados experimentales.

Sobre la generalidad de la grafica de la Figura 5, falta mucho por estudiar, ya que no se ha podido explicar la termofluencia de muchas sustancias en base a los modelos propuestos. Por ejemplo, para aleaciones de dos fases, no se han desarrol lado modelos teóricos que puedan explicar la alta energía de activación que se encuentra experimentalmente durante la termofluen cia.

Por último diremos que las soluciones sólidas muestran un comportamiento peculiar dentro de la región III de la gráfica de la Figura 5.

Existe un tipo de soluciones, cuya termofluencia dentro de esta región está controlada por el deslizamiento de dislocaciones, ya que en este caso existe una atmósfera de soluto alrededor de las dislocaciones y la velocidad con que se deslizan está controlada por la velocidad de arrastre del soluto depositado a lo largo de las mismas. Weertman (1) basándose en estas ideas, desarrolló una teoría conocida como "Micro-Greep", llegando a estable cer la siguiente relación para la rapidez de deformación:

# $E = K \frac{D_{3}}{C} \left(\frac{T}{C}\right)^{3}$

Donde K es una constante que depende de la fuerza de interacción entre la atmósfera de soluto y la dislocación y  $D_s$  el coeficiente de difusión del soluto.

A este tipo de soluciones se les ha llamado soluciones de clase

I.

Existe otro tipo de soluciones cuyo comportamiento dentro de la región III es similar al de las sustancias puras; a estas soluciones se les ha llamado de clase II.

# CLASE I

## CLASE 11

43.

Aleación	n	Aleación	n
A – Ni	3-3.5	Ni-Cu	4-5
A1-3% Mg	3.3	Ni-Cr	5
Pb -30% Sn	3.1	Pb-Bi	4.5
I -37% T1	3.2	Fe-Si	5.0

B Resultados experimentales.

1) Esfuerzo, temperatura y energía de activación,

La dependencia entre la rapidez de deformación durante el estado estacionario y el esfuerzo se mostró en la Figura 5. En cuanto a la temperatura, habíamos visto que la dependencia con la rapidez de deformación es escencialmente a través de unfactor del tipo  $-\Psi_{K}\Gamma$ , donde V es la energía de activación del mecanismo que controla la termofluencia y en general es función del esfuerzo, de la temperatura y de la estructura.

Entonces tenemos una ecuación del siguiente tipo:

$$e = f e^{U/kT}$$
  $f = f(\sigma T s) - \cdots + x$ 

Si para un material dado graficamos deformación é contra tiem po t, encontramos para diferentes esfuerzos y temperaturas situaciones parecidas a las de la Figura 6.

Lo cual ha sido encontrado experimentalmente en muchos materiales, y concuerda con los modelos teóricos de deformación antes dis cutidos.

Volviendo a la ecuación 🛛 🖌 💦 , podemos ver que:

entonces para aquellos intervalos de temperatura en los cuales no varía mucho, si graficamos  $\sqrt{\frac{\epsilon}{4}}$   $\sqrt{5}$  (KT) obtenemos una recta con pendiente numéricamente igual a la energía de activación que controla el proceso.

De esta manera, si en una prueba de termofluencia variamos la temperatura de La  $\Delta$   $T_L$ , obtenemos un cambio en la rapidez de deformación de  $\dot{\epsilon}_A$   $\dot{\omega}$   $\dot{\epsilon}_L$  (Fig. 6) y con ésto podemos - encontrar la energía de activación del proceso

$$U = I_{N} = \frac{\dot{\epsilon}_{1}}{\epsilon_{1}} \left[ (kT_{2})^{-1} - (kT_{1})^{-1} \right]$$

a condición de que 🗲 permanezca constante durante el cambio de temperatura (ésto es aproximadamente correcto, si el cambio en la temperatura es pequeño).

Si graficamos  $\mathbb{I}_{n} \in /_{2} \lor \in (\mathbb{K}^{T})^{-1}$  para un intervalo de temperaturas dentro del cual operan diferentes mecanismos de deformación, obtenemos una gráfica cuya forma más general es presentada en la Figura 7. En donde se ven operando tres mecanismos con energía de activación  $\mathbb{U}_{n}, \mathbb{U}_{L}, \mathbb{Y}, \mathbb{U}_{2}$  respectivamente y cada uno de ellos predomina dentro de ciertos intervalos de temperaturas. 2) Influencia de la energía de falla de apilamiento y de el módulo elástico en la termofluencia controlada por ascenso y deslizamiento de dislocaciones.

Tanto la energía de falla de apilamiento X como el módulo elástico E, están relacionados fundamentalmente con mecanismos de deformación que involucran movimiento de dislocaciones. Por lo tanto, su influencia es escencialmente en la región I II de la Fig. 5.

En el modelo de ascenso de dislocaciones, la altura del ascenso depende del campo de esfuerzos creados por los obstáculos de las dislocaciones. Por lo tanto, se tiene que entre mayor sea el módulo clástico mayor será la altura del ascenso y en consecuencia, menor la rapidez de deformación.

La energía de falla de apilamiento, está relacionada con la disociación de dislocaciones. En muchos materiales con estructura FCC y HCP, las dislocaciones se encuentran disociadas en dos dislocaciones parciales, separadas por una falla de apilamiento (alteración en orden de planos cristalinos compactos).

Mientras menos es la energía de falla de apilamiento, mayor es la separación entre las dislocaciones parciales y por lo tanto el ascenso es más difícil. Para que una dislocación disociada pueda ascender es necesario que se reasocie, por eso en el caso de soluciones sólidas si los átomos de los precipitados se depositan entre las dislocaciones parciales, la reasociación es más difícil y por lo tanto el ascenso. Experimentalmente se ha encontrado que en metales puros y soluciones de clase II, la energía de falla de apilamiento es factor importante durante la termofluencia, mientras que en las aleaciones de clase I cuyo comportamiento -(dentro de la regiónIII de la Fig. 5) está controlado por el desliza miento de dislocaciones, ésta no es significativa.

Experimentalmente, se ha llegado a establecer que la dependen-

cia entre la rapidez de deformación y la energía de falla de apil<u>a</u> miento tiene la forma (Pag. 357 ref. 11).

3) Efecto de aleación en la termofluencia controlada por ascen-

so y deslizamiento de dislocaciones.

Tanto en soluciones de clase I como en soluciones de clase II, se observa que generalmente la aleación trae como consecuencia el endurecimiento del material.

Sin embargo, este endurecimiento depende de la concentración del soluto y la temperatura a la cual se esté trabajando, así como del lipo de solución que se tenga.

Para los dos tipos de soluciones, se ha encontrado que a temperaturas del orden de 0.45 Tm, la energía de activación para el mecanismo de deformación es máximo, lo que quiere decir que alrededor de esta temperatura el endure cimiento del material es máximo. La Fig. 8 muestra esta situación para una solución de clase I  $1 - 3 = M_{4}$  (11), en donde el máximo para la energía de activa-

Al-37. Ma (11), en donde el máximo para la energía de activación, se encuentra en 0.35.

La explicación que se da a este hecho, es que a esas temperaturas la movilidad de los átomos es tal que presentan una fuerte interacción con las dislocaciones y a temperaturas mayores, la gran movilidad hace que las dislocaciones se puedan mover más fácilmente cuando tiene que arrostrar átomos de soluto depositados a lo largo de los mismos (Fig. 8).

En cuanto al efecto de la concentración de soluto, los mayores estudios se han realizado en aleaciones de clase II. Se ha llegado a establecer que la rapidez de deformación, tiene un mínimo para determinada concentración, dependiendo de la solución que se tenga. Por ejemplo, en la Fig. 9 se graficó la rapidez de deformación composición para una aleación Ni-Cu, para diferentes esfuerzos aplicados y temperaturas.

U na situación parecida se encuentra en una aleación de Cu-Zn (11).

La presencia del soluto, afecta el coeficiente de difusión, el módulo elástico y la energía de falla de apilamiento. D y E aumentan con la concentración de soluto, mientras que  $\chi$  disminuye. Estos tres factores combinados da n lugar a las curvas de la Fig. 9.

4) Influencia del tamaño de grano y del tamaño de subgrano.
La influencia del tamaño de grano, ha sido mencionada en el inciso A) cuando se habló de los modelos téoricos que controlan la termofluencia. Unicamente agregaremos algo;

En general para tamaños de grano inferiores a 0.1 mm., la rapidez de deformación aumenta al disminuir el tamaño de grano, prac ticamente no se observan variaciones cuando el tamaño de grano aumenta por arriba de 0. 1 mm.

Sin embargo, se ha encontrado que en ciertas soluciones sólidas de clase II, la rapidez de deformación aumenta al aumentar el tamaño de grano, posiblemente ésto se debe a que al obtener diferentes tamaños de grano, la distribución de los átomos de soluto queda de tal forma que se tiene un ablandamiento en el material. Los anteriores resultados a parecen esquematizados en la Fig. 10. Durante la termofluencia primaria se desarrolla el subgrano cuyo tamaño permanece constante durante la termofluencia estacionaria. El tamaño de subgrano desarrollado, es función del esfuerzo aplicado e independiente de la temperatura y de la historia termomecánica. La dependencia entre el esfuerzo y el tamaño de subgrano  $\lambda$  es a través de una ecuación de la forma  $\mathcal{T} \subset \mathcal{K}^b$ 

# donde 641

Finalmente, cuando se tienen dos materiales con tamaño de subgrano distinto, y se someten a una prueba de termofluencia con el mismo esfuerzo aplicado, el material con tamaño de grano m<u>e</u> nor muestra un mayor endurecimiento durante el transitorio, aunque las rapideces de deformación durante el estacionario llegan a ser las mismas (11).

1.

2.

Curva deformación vs tiempo para la termofluencia a temperaturas bajas (  $T < T_m/3$  ).

Tipos de curvas de termofluencia a temperaturas elevadas ( T > Tm/3 ) para distintos materiales.

3.

5.

6.

7.

Mapa teórico obtenido por Ashby (6) para níquel puro, donde se observan diferentes zonas de deformación controladas por diferentes mecanismos.

Gráfica rapidez de deformación durante el estado estacionario vs esfuerzo, para los diferentes modelos teóricos que explican la termofluencia según el intervalo de esfuer zos que se tenga.

- Variación en las curvas de termofluencia a elevadas tempe raturas, cuando se varía el esfuerzo o la temperatura.
  - Gráfica log  $\dot{\epsilon}/$ ;  $\sim$ s  $(KT)^{-4}$  donde se observan distintos valores en la energía de activación, según sea el intervalo de temperatura s que se tenga.
- 8. Gráfica experimental energía de activación vs temperatura homóloga para aluminio puro y una aleación de aluminio (  $AR - 34_0 M_8$  ).

 Gráfica experimental donde se observa el efecto de aleación en la rapidez de deformación durante la termofluencia estaciona ria.

# BIBLIOGRAFIA

- Weertman J., Dislocation Climb Theory of Steady-State Creep, Transactions of ASM 61 (1968).
- (2) Hayden, Moffat, Wulff,; Prop. Mec. de Materiales.
- (3) Mott N.F. y Nabarro F.R., Report on Strength of Solids, Physical Society, Londres (1948).
- (4) Dorn, Mukherjee, Bird,; Correlations Between High-Temperature Creep Behavior and Structure, Trans. Am. Soc. Met. 62 (1969).
- Langdon T.G., Grain Boundary Sliding as a Deformation Mechanism during Creep.
- (6) Frost H.J., Ashby M.F.,; A Second Report on Deformation Mechanisms MAPS of Nav. Reserch., Contract. N00014-67-A-0298 - 0020 NR-031 - 732.
- (7) Nabarro F. R. "Deformation Cristals by the motion of Single Ions", Strength of Solids, Physical Society of London (1948).
- (8) Herring C., "Difusional Viscosity of Policrystalline Solids",J. Appl. Phys. 21 (1950)
- Langdon T.G., Mohamed F.A.; The Enhancement of Creep Rates in Engineering Materials Due to Grain Boundary -Process, Department of Materials Science University of Suthern Calif.

- (10) Coble R.L., J. Apl. Phys. 34 (1679) (1960).
- (11) Sherby O., Burke M.; Mechanical Behavior of Cristalline Solids at El evated Temperature, Progess. in Materials Science, Pergamon Press.
- (12) Lagneborg R., Dislocation Mechanisms in Creep, Int. Met. Rev. 165.
- (13) Weertman J., Trans. AIME 218, 207 (1960).
- (14) Freyre J., "Termofluencia Difusiva", Tesis (1974).





# RESULTADOS TEORICOS

FIG 3



#### RESULTADOS EXPERIMENTALES

#### FIG.3

1









# CAPITULO III

# RESULTADOS EXPERIMENTALES SOBRE TERMOFLUENCIA EN ALEACIONES DE CIRCONIO.

## Introducción

En este capítulo hemos hecho un resumen de los últimos resultados experimentales obtenidos por investigadores canadienses y norteamericanos sobre la termofluencia de aleaciones de Circonio (Zircaloy-2, Zircaloy-4 y Zr-Nb) que como hemos visto son las que se usan para construir algunas partes de los reactores nucleares (Ver apéndice 1).

A lo largo del capítulo presentamos la dependencia de la termofluencia dentro del reactor con las condiciones de prueba (intensidad de flujo de neutrones, dosis\*, esfuerzo y temperatura), así como también la dependencia con variables del material (composición, textura, tratamiento termomecánico y tamaño de grano). Al final del capítulo incluimos un breve resumen sobre el fenómeno conocido como Crecimiento por Radiación, el cual también está presente durante la termo fluencia dentro del reactor de las aleaciones del Circonio.

\* Se llama dosis a la intensidad de flujo de neutrones multiplicada por el tiempo de aplicación.

# Comportamiento según regiones de temperatura

Com o mencionamos en el primer capítulo un gran número de piezas de los reactores nucleares están hechas a base de aleaciones de Circonio. Dependiendo de su posición dentro del reactor, así como de su función, tendremos diferentes condiciones de trabajo para ellas. Cuando el reactor está en operación, a parte de los flujos de neutrones cuya intensidad es de  $1-3 \times 10^{17} m m^{-2} 5^{-1}$ 

existen esfuerzos y temperaturas relativamente altas a las que se ven sometidas esas partes. Así por ejemplo, los tubos del nucleo y las barras de control trabajan a temperaturas entre 20°C y 100°C y están sometidas a esfuerzos del orden de la mitad del esfuerzo de cedencia del material; los tubos a presión y los tubos conductores del líquido refrigerante, operan a temperaturas comprendidas entre 250°C y 400°C, y finalmente los tubos de encamisado que están sometidos a esfuerzos comparables con un tercio del esfuerzo U T S y temperaturas entre 250°C y 600°C. A temperaturas mayores de -600°C no existe en la actualidad aplicación dentro del reactor para las aleaciones de Circonio.

La termofluencia es un fenómeno que se presenta también en las ale<u>a</u> ciones de Circonio cuando son sometidas a esfuerzos y temperaturas por lapsos de tiempo considerables. Desde este punto de vista, el comportamiento de las aleaciones de Circonio será diferente dependiendo de los intervalos de temperatura y esfuerzos a que se han sometido. Por ejemplo, si consideramos los intervalos de temperatura a los que opera un reactor, enco ntramos dos regiones de comportamiento perfectamente bien definidos, uno entre 20 y 200°C y otro entre 200 y 600°C, además tenemos una tercera región para temperaturas mayores de 600°C, la cual es de interés porque ahí el comportamiento del Circonio y sus aleaciones corresponde al fenómeno conocido com o termoflue<u>n</u> cia a temperaturas elevadas. En la Figura 1 se representa esquemáticamente estas tres regiones (1-6).

La primera región (T  $\approx$  150°C) se caracteriza porque la rapidez de deformación é disminuye continuamente, es decir existe un endurecimiento continuo. La dependencia entre la deformación y el tiempo es logarítmica:

E at log t

A este tipo de fluencia se le conoce como fluencia logarítmica y se ha observado que los porcentajes de deformación para las aleaciones de Circonio durante ella, pueden ser mayores que a temperaturas superiores (1).

En la región II se observa también un endurecimiento, pero la rapi

dez de deformación en este caso disminuye más lentamente en comparación con la región I. La dependencia entre la deforma ción y el tiempo es de tipo potencial, y la rapidez de deformación depende muy poco de la temperatura. A este tipo de fluencia se le cono ce como fluencia atérmica. Dentro de este intervalo de temperaturas se observa un comportamiento anómalo de las aleaciones de Circonio. Durante la deformación pueden aparecer efectos espurios como se muestra en la Figura 2. Este tipo de comportamiento no había sido detectado debido a que la aparición de los transitorios ocurre después de varios cientos de horas de prueba. Este comportamiento ha sido explicado en base al fenómeno conocido como envejecimiento por deformación (7).

54.

A temperaturas del orden de la mitad del punto de fusión  $T \approx$ 900°C, el comportamiento se caracteriza por que en las curvas deformación contra tiempo aparece un período estacionario. Durante este período, la estructura de dislocaciones desarrollada durante los primeros instantes de deformación (transitorio) perma nece constante y la energía de activación es del orden de la energía de activación para la autodifusión.

## Influencia del Flujo de Neutrones

Tanto el Circonio como sus aleaciones, muestran un aumento en el
esfuerzo de cedencia y el esfuerzo UTS después de que han sido irradiados con flujos de neutrones ( $10^{17}$  mm<sup>-2</sup> 5<sup>-1</sup>), por otro lado, el porcentaje de deformación total durante una prueba de tensión, es menor en 3 o 4% con respecto a pruebas en donde el Circonio y sus aleaciones no han sido irradiadas (8). En cuanto a la fluencia, su comportamiento también se ve alterado. Si las pruebas se realizan con materiales que han sido irradiados o con materiales que están siendo sometidos a flujos de neutrones -(con las características antes mencionadas), se observa que, eventualmente, se al canza un estado estacionario ( $\epsilon = c t e$ ) para temperaturas menores de 600°C, siempre que la dosis de neutrones sea del orden de  $l \gtrsim 10^{14}$  mm<sup>-2</sup>.

Para temperaturas superiores el flujo no influye en la rapidez de deformación (Fig. 3).

Aunque la deformación total disminuye para materiales preirradiados cuando se someten a una prueba de tensión (8), se ha encontr<u>a</u> do que la deformación que sufre una muestra antes de alcanzar el estado terciario en una prueba de fluencia, es notablemente mayor si la prueba se lleva a cabo dentro del reactor en operación (9, 10, 11). Este aumento es de aproximadamente un 10% con respecto a las pruebas fuera del reactor y se presenta cuando el esfuerzo aplicado es menor que un tercio del esfuerzo de cedencia y bajo flujo de neutrones de  $| a 3 \times 10^{17} \text{ m} \text{ m}^{-2} \text{ s}^{-1}$ .

En estas condiciones, las rapideces de deformación que se obtienen, nunca son mayores que  $10^{-6}$   $k^{-1}$ , por lo tanto, para alcanzar el estado terciario, son necesarios tiempos de prueba superiores a los 10 años.

Se han realizado muy pocas investigaciones para encontrar la dependencia entre el flujo de neutrones y la rapidez de deformación en una prueba de fluencia dentro del reactor en operación. En la mayoría de los estudios que existen (fundamentalmente Zircaloy-2 trabajado en frío), se ha encontrado que existe una dependencia lineal entre el flujo de neutrones y la rapidez de deformación del estado esta cionario (10, 12, 13, 14). Estos estudios se han hecho para temporaturas entre 250°C y 300°C y flujos entre 1 y 3  $\times 10^{11} \times 10^{12} \times 10^{12}$ . Sin embargo, algunos resultados sugieren que la dependencia entre la rapidez de deformación del estado esta cionario y el flujo de neutrones, es de la siguiente forma (13):

€ d d P ≈ 0.85

Por otro lado, para Zircaloy-4 trabajado en frío, se encontró un ex ponente de aproximadamente 0.65 en pruebas realizadas alrededor - de 350°C y con los mismos flujos de neutrones (15).

Algunos otros efectos del flujo de neutrones sobre la fluencia de aleaciones de circonio, se ilustran en la Figura 4. Las gráficas de esta figura están basadas en resultados obtenidos en Zircaloy-2 y  $Z_{\tau}$ ~2.5 wt%Nb, los cuales se hayan descritos en las referencias 9, 13, 16 y 17. Podemos observar que el tiempo para alcanzar el estado estacionario es inversamente proporcional a la intensidad del flujo de neutrones, si la dosis total es del orden de  $1 \times 10^{24}$  %

 $m^{-2}$ . Para materiales trabajados en frío, la intensidad de flujo parece no influír en la primera etapa de la fluencia (trans<u>i</u> torio), para materiales recocidos la deformación durante la etapa primaria, generalmente disminuye con el aumento del flujo de neutrones.

Se han realizado pocos estudios del efecto que tiene la irradiación previa sobre la fluencia de aleaciones de circonio dentro del reactor.

A bajos esfuerzos ( $\int \leq \int_{ced}$ ) la preirradiación, parece no influír en materiales trabajados en frío (13, 18). En materiales recocidos, sólo se observa que la deformación durante la primera etapa de la fluencia es ligeramente superior si el material no ha sido sometido a irradiación (13). Sin embargo, se han reportado algunos casos (13) en los cuales la preirradiación trae como consecuencia un aumento tanto en la rapidez de deformación durante el estado est<u>a</u> cionario como en la deformación durante la primera etapa de la fluencia, ya sea que se tanga un material trabajado en frío o un material recocido (Fig. 5).

A esfuerzos elevados (  $\sigma \sim \sigma_{ced}$  ), la preirradiación produ ce una disminución en la deformación y la rapidez de deformación dentro del reactor (13).

Para materiales recocidos ésto sucede aún cuando la dosis sea de  $5 \times 10^{22} \text{ mm}^2$  (18). Para materiales trabajados en frío, al aumentar la dosis de  $1\times 10^{25}$  a  $1\times 10^{29} \text{ mm}^2$ , se observa una disminución drástica, tanto en las deformaciones como en la rapidez de deformación (13) (Fig. 6).

### Influencia de la Temperatura

Se ha investigado la influencia de la temperatura en la termofluencia del circonio y sus aleaciones tanto dentro como fuera del reactor (9, 13, 14, 16 y 19).

Para un intervalo que va de 100°C a 600°C, en todos los casos se ha encontrado que la rapidez de deformación aumenta con la temperatura (Fig. 7). Si la estructura interna del material no cambia con la temperatura o la deformación, y si la rapidez de deformación es constante, la pendiente de la curva  $\log i v_0$  T<sup>-1</sup> se puede usar para encontrar la energía de activación del proceso de deformación, tal como se men cionó en el capítulo anterior. Esto vale en general para temperaturas del orden de la mitad de la temperatura de fusión (Tw/L). A temperaturas inferiores, la pendiente de la curva  $\log i v_0$  T<sup>-1</sup> cambia continuamente.

Durante pruebas dentro del reactor, se alcanzan estados estacionarios para cualquier temperatura, siempre que la dosis aplicada sea del orden de  $1\times10^{44}$  m<sup>-2</sup>, pero para diferentes flujos la rapidez de deformación durante el estado estacionario es diferente (Fig. 7). Dado que para pequeños intervalos de temperatura las porciones corres pondientes de las curvas  $\log \epsilon$   $v \in T^{-1}$  se pueden considerar aproximadamente como rectas, podemos usarlos en una relación empírica de la forma

 $E = \sigma^n \phi^p \exp(-Q/kT)$ 

para encontrar la energía de activación ( $\mathbf{Q}$ ) del proceso. Las energías de activación que se han encontrado para este caso varían con la temperatura de la siguiente manera:

	÷		<b>4</b>			
(°C)			(ca)	(calford)		
100	-	300	5 X10 <sup>3</sup>	- 10	X10 <sup>3</sup>	
350	-	415	40 X 10 <sup>3</sup>	- 60	X103	
Т	-	420°	70 X103	- 90	X103	

60.

Para energías de activación mayores (temperatura arriba de los -600°C) el flujo de neutrones parece no influír en la rapidez de defor mación. Por otro lado, al aumentar el esfuerzo para una misma temperatura, la rapidez de deformación aumenta (Fig. 7).

### Influencia del Esfuerzo

Los resultados más recientes en Zircaloy-2 y Zr-Nb (9, 10, 20, 21, 22, 23), sugieren que la dependencia entre el esfuerzo y la rapidez de deformación (para el estado estacionario) es como se muestra en la gráfica de la Fig. 8. En general podemos hablar de una dependencia, potencial entre la rapidez de deformación y el esfuerzo;  $c_{d}$  on donde n varía de acuerdo con el intervalo de esfuerzos aplicados o el tiempo de prueba para experimentos realizados fuera del reactor<sup>1</sup>.

Así tenemos que para esfuerzos menores que un tercio del esfuerzo de cedencia, el exponente  $\infty$  es del orden de 1; para esfuerzos entre 200 y 400 MN m<sup>-2</sup> vale entre 2 y 3 y aumenta rapidamente hasta alcanza r valores del orden de 100 para esfuerzos de 600 MN m<sup>-2</sup>. Para esfuerzos mayores no se han realizado muchas investigaciones, sin embargo parece ser que la dependencia entre la rapidez de deformación y el esfuerzo deja de ser potencial. Nichols (24) presentó un modelo de deformación basado en múltiples mecanismos, que operan dentro de diferentes intervalos de esfuerzo, con el fin de explicar la fluencia de las aleaciones del circonio dentro del reactor. Sobre ésto hablaremos con más detalle en el próximo capítulo.

La mayoría de los resultados que se tienen sobre dependencia esfuerzo - rapidez de deformación, son para temperaturas entre - $250^{\circ}$ C y  $350^{\circ}$ C ( Q entre 40% 60 kcn/mol ), en donde se observa que el exponente n está entre Y 4 para un intervalo de esfuerzos que va de 50 a 300

### Influencia del tamaño de Grano

En la Figura 9, se encuentran los principales resultados que se han obtenido en relación con la influencia del tamaño de grano sobre la rapidez de deformación para el estado estacionario durante la fluencia del Circonio y sus aleaciones (25, 26).

En ella podemos observar distintas curvas que corresponden a:

- a) Pruebas de laboratorio en Circonio recocido.
- b) Pruebas de laboratorio en Zircaloy-2 recocido.
- c) Pruebas dentro del reactor en Zircaloy-2 y Zr-2.5 wt % nb trabajados en frío.

En los casos a) y b), para temperaturas de 400°C y 300°C respectivamente, se observa un aumento continuo en la rapidez de deformación con el aumento del tamaño de grano. Si la temperatura se aumenta hasta 500°C en los dos casos se observa un minimo en la rapidez de deformación, el cual corres ponde a un tamaño de grano de aproximadamente 504m.

La existencia de estos mínimos, se asocia con la diferente distribución de impurezas en el material como resultado de los diferentes tratamientos empleados para obtener esos tamaños de grano.

Se piensa que las impurezas se concentran fundamentalmente en el interior de los granos, en vez de en sus fronteras, lo que da lugar a un endurecimiento como resultado de su interacción con las dislocaciones móviles. Faltan estudios sobre la distribución de impurezas, que confirmen estas ideas.

En el caso c), o sea para pruebas dentro del reactor y dentro de un intervalo de l a  $70_{N_{\rm M}}$  no se observa mucha variación en la rapidez

# de deformación.

## Electo de Aleación en la rapidez de deformación

Para investigar el efecto de aleación, sería necesario trabajar con aleaciones cuya preparación involucrara condiciones metalúrgicas similares. En la actualidad no se cuenta con información de este tipo. Lo que se sabe es que diferentes tratamientos termomecánicos dan lugar a diferentes propieda des mecánicas y en particular la rapidez de deformación de un material durante una prueba de termofluencia, resulta diferente.

Así por ejemplo, se observa que existe una diferencia entre el trabajado en frío y el recocido para Zircaloy-2, dada por un factor de 2 en la rapidez de deformación (10, 20). lo mismo sucede en Zr-Nb. Así pues, los resultados que se tienen para el efecto de aleación, son para materiales con tratamiento termoniccánico. En la Fig. 10 aparecen los principales resultados que han sido reportados. Cuatro tipos de materiales han sido investigados:

1) Circonio cristalino

2) Aleación de una fase Zircaloy-2

3) Aleación de dos fases Zr-Nb

4) Aleación con precipitados CX/EL/EM (Zr-Sn-Nb-Mo-Si)

Las cuales tienen la siguiente composición;

Com	posición	en	peso	%.
		-		

Material	0	Sn	Fe	Cr	Ni	Nb	Мо	Si
Zr	0.015		0.013	-	***	-	-	-
Zircaloy-2	0.110	1.43	0.128	0.108	0.065	-	-	
Zr-2.5%wt- Nb	0.114	•	-	-	-	2.54	-	-
СХ	0.118	3.18	-	· <b>-</b>	-	1.10	1.05	-
EL	0.112	3.81		•	-	0.60	0.70	-
EM	0.135	4.31	•		-	•	1.01	0.055

Para Zircaloy-2 y Zr-Nb, el esfuerzo aplicado fue de 138  $HN m^{-2}$ y el flujo de neutrones entre  $|X|0^{17}m^{-2}S^{-1}$  (E>IMEN). Los resultados en las aleaciones con precipitados, fueron normalizados a estos valores de esfuerzo y flujo, us ando para ello la dependencia lineal con el flujo y la dependencia potencial con el esfuerzo descritos en las secciones anteriores.

Las diferencias en la composición de las aleaciones con precipitados, parece no influir mucho en la rapidez de deformación.

La forma de las curvas de la Fig. 10 es parecida para todos los materiales. Los resultados para las aleaciones, parecen converger a valores en la rapidez de deformación, inferiores a  $10^{-6}$   $h^{-1}$  pero superiores a  $10^{-1}$   $h^{-1}$ .

Dentro de esas regiones de rapidez de deformación, el efecto del flujo de neutrones es alto y la energía de activación Q obtenida a partir de la pendiente de las curvas y de la expresión  $\in d e^{-Q'kT}$ tiene valores entre 5 - 10 keal/mol . A temperaturas elevada s, la Q toma valores de aproximadamente 50 ktal/mol ; una vez más se observa que la termofluencia dentro del reactor tiende a parecerse a la termofluencia fuera de él. La transición termofluencia dentro del reactor - termofluencia fuera del reactor, aparentemente sucede en las vecindades de una rapidez de deformación de 10<sup>-6</sup> k<sup>-1</sup>, sin importar la composición del material de que se trate.

Tipos de daño provocado por la Radiación en las Alcaciones de Circonio

La radiación induce cambios microestructurales en el circonio y sus aleaciones. Estos cambios han sido estudiados mediante micros copía electrónica de transmisión, pero solo se han podido establecer relaciones cualitativas entre la distribución de los diferentes tipos de defectos inducidos por la radiación y la Termofluencia dentro y fuera del reactor.

No se han podido establecer relaciones cuantitativas debido a las dificultades para caracterizar perfectamente los distintos tipos de daño, su dependencia con la dosis de neutrones y con la temperatura. Algunos resultados sugieren que cuando se observa un endurecimiento después de que una muestra de material ha sido irradiada, existen obstáculos submicroscópicos de diámetro menor que 20°Å, los cuales provocan dicho endurecimiento (27). Esencialmente se han observado puntos negros y dislocaciones de circuito, cuando los materiales han sido sometidos a dosis de -

Is 10<sup>14</sup> n m<sup>-1</sup>, aunque con materiales bombardeados con iones (Argón), se observa también este tipo de defectos. Los puntos negros no se sabe en realidad que son y los circuitos, se piensa que se forman debido a que una gran cantidad de vacancias o átomos intersticiales se colapsan en determinadas regiones del cristal.

Se han observado dislocaciones de circuito tanto de vacancias como de intersticiales, alineados a lo largo de la traza de los planos - $\left(20002\right)$  (28). Este tipo de defectos, también ha sido observado en planos prismáticos de circonio pero sin haber sido sometido a esfuerzo. Sin embargo, en algunos casos, se ha encontrado este tipo de defectos en planos basales de Zircaloy-2.

## Crecimiento por Radiación

El fenómeno conocido como crecimiento por radiación (en Inglés -Irradiation Growth), consiste en el cambio de las dimensiones de una muestra cuando se encuentra sometida a flujos de neutrones de  $1 \times 10^{17} \text{ m} \text{ m}^{-2} \text{ s}^{-1}$  (E >1MeV) y no existen esfuerzos exteriores aplicados.

Este fenómeno es considerable en las alcaciones de circonio, al grado de que para materiales traba jados en írio, la rapidez de crecimiento llega a ser de  $10^{-4}$   $10^{-1}$  bajo un flujo de neutrones de  $2 \times 10^{19}$  mm<sup>-2</sup> 5<sup>-1</sup> (30-34).

El crecimiento por radiación en las aleaciones de circonio es anisotrópico y depende de la textura y de la estructura desarrollada por deformación (en el trabajado en frío por ejemplo).

Además, en los materiales policristalinos, hay un cambio en las dimensiones debido a la relajación de esfuerzos residuales, inducida por la radiación (32).

El tratamiento termomecánico influye en la dependencia del crecimiento por radiación con la dosis aplicada.

Tanto para materiales recocidos como para materiales trabajados

en frío, la dependencia entre la deformación y la dosis tiene una forma potencial.

$$E = A (\phi t)^n$$

Pero para materiales trabajados en frío el exponente permanece constante durante la deformación, mientras que para materiales recocidos varía (Fig. 11). Hay que ha cer notar que para materiales trabajados en frío, el crecimiento se ha estudiado solamente en direcciones paralelas a la dirección del trabajado. Para una dosis dada  $(20 \times 10^{24} \times 10^{24})$  el crecimiento por radiación  $\in$  aumenta con el porcentaje de trabajado en frío, según observaciones hechas en Zirca loy-4 (37). Aparentemente existe una dependencia lineal entre la intensidad de flujo de neutrones y el crecimiento por radiación, al menos para -

flujos de  $1 a 20 \times 10^{17} mm^2 5^{-1}$ . Esto resulta de comparar los resultados de Adamson (37) y Fidleris (31).

Sin embargo, no se ha realizado todavía una investigación formal

## en este sentido.

Se ha investigado poco la dependencia con la temperatura del crecimiento por radiación, pero parece ser que al aumentar la temperatura la deformación aumenta.

#### Figuras

- Curvas de termofluencia para aleaciones de Circonio donde se observan tres regiones de comportamiento; según la temperatura a que sean sometidas.
- 2. Forma de las curvas de termofluencia para aleaciones de Circonio, cuando la temperatura es de 280°C ( $\in \mathcal{L}$   $\mathcal{L}^{n_{e}}$ ).
- 3. Influencia de la radiación de neutrones sobre las tres regiones de la Figura 1.
- 4. Influencia de la intensidad de flujo de neutrones sobre las curvas de termofluencia para aleaciones de Circonio con diferente tratamiento termomecánico.
- 5. Algunos otros efectos del flujo de neutrones sobre la termofluencia de aleaciones de Circonio.
- 6. Influencia de la dosis de neutrones sobre la termofluencia de aleaciones de Circonio con diferente tratamiento termomecánico.
- 7. Influencia de la temperatura sobre la termofluencia de aleaciones de Circonio, dentro y fuera del reactor.
- 8. Influencia del esfuerzo sobre la termofluencia de aleaciones de Circonio dentro y fuera del reactor.
- Influencia del tamaño de grano sobre la termofluencia de aleaciones de Circonio dentro del reactor para diferentes esfuerzos y temperaturas.
- 10. Efecto de aleación en la rapidez de deformación de la termo fluencia estacionaria para diferentes temperaturas.

 Dependencia entre la dosis de neutrones y la deformación producida por radiación para aleaciones de Circonio con di ferente tratamiento termomecánico.















Fig. 7





Tamaño promedio de granolmicrones)



Fig. 10



# BIBLIOGRAFIA

(1)	Fidleris, V., ASTM Spec. Tech. Publ. No. 458 (1969) 1.
(2)	Holicky, M.J., SCHROEDER, J., J. Nucl. Mater. 33 -
	(1969) 52; 39 (1971) 27; 44 (1972) 31.
(3)	Lustman, B., Kerze, F., The Metallury of Zirconium,
	McGraw-Hill, New York (1955).
(4)	Proc. Symp. Applications-Related Phenomena in Zirconium
	and its Alloys, Philadelphia, 1968, ASTM Spec. Tech
	Publ. No. 458 (1969).
(5)	Glen, J.W., Philos. Mag. 1 (1956) 400.
(6)	Ibrahim, E.F., Rep. AECL-2528 (1965).
(7)	Warda, R.D., Fidleris, V., TEGHTSOONIAN, E., Metall.
	Trans. 4 (1973) 1201.
(8)	Holt Evans; The Role of Zirconium Alloy Metallurgy in the
	fabrication of candu fuel AECL.
(9)	Wood, D.S., Watkins, B., J. Nucl. Mater. 41 (1971) 327.
(10)	Coleman, C.E., Causey, A.R., Fidleris, V., J. Nucl
	Mater.; Rep. AECL-5042 (1975).
(11)	Coleman, C.E., J. Nucl. Mater. 42 (1972) 180.
(12)	Ross-Ross, P.A., Hunt, C.E.L., J. Nucl. Mater. 26 -
	. <b>(1968) 2.</b>
(13)	Fidleris, V., J. Nucl. Mater. 26 (1968) 51.
(14)	Wood, D.S., ASTMSy mp. Effects of Radiation on Structural
	Materials, Los Angeles, 1972.
(15)	Frenkel, J.M., Weisz, M., BNES Conf., London 1973.
(16)	Gilbert, E.R., J. Nucl. Mater. 26 (1968) 105.

Fidleris, V., J. Nucl. Mater. 36 (1970) 343.

(17)

- (18) Piercy, G.R., J. Nucl. Mater. 26 (1968) 18.
- Holmes, J.J., Williams, J.A., Nyman, D.H., Tobin
  J.C. Am.Soc. Testing Mater., Sepc. Tech. Publ. No.
  380 (1965) 385.
- (20) Ross-Ross, P.A. Fidleris, V., Fraser, D.E., Can. Metal. Quart. 11 (1972) 101.
- (21) Ibrahim, E.F., J. Nucl. Mater. 46 (1973) 169.
- (22) Ibrahim, E.F. Am. Soc. Testing Mater. Spec. Tech.Publ. No. 551 (1974) 249.
- (23) Causey A, R., J. Nucl. Mater. 54 (1974) 64.
- (24) Nichols, F.A. J. Nucl. Mater. 30 (1969) 249.
- (25) Causey, A.R., Am. Soc. Testing Mater. Spec. Tech.
  Publ. No. 551 (1974) 263.
- (26) Teghtsoonian, E. Warda, R.D., private communication
- (27) Williams, C.D. Ells, C.E., Philos. Mag. 18 (1968) 763.
- (28) Northwood, D.O., Gilbert, R.W., J. Nucl. Mater. 51 (1974) 271.
- (30) Kelly, P.M., Conf. Physical Metallurgy of Reactor Fuel Elements, Berkeley, 1973.
- (31) Adamson, R.B., Disc. Proc. BNES Conf., London, 1972,p. 305.
- (32) Fidleris, V., J. Nucl. Mater. 46 (1973) 356.
- (33) Buckley, S.N., (LITTLER W.J., Ed.), Butterworths, London (1962) 413.
- Hesketh, R. V., Harbottle, J. E. Waterman, N. A., Lobb.
  R.C., Radiation Damage in Reactor Materials (Proc. Symp.
  Vienna, 1969) 1, IAEA, Vienna (1969) 365.
- (35) Kreyns, P.H., quoted Duncombe, E., Mayer, J.E.,Coffman, W.A., Rep. WAPD-TM-583 (1966) 77.
- (36) Daniel, R.C., Nucl. Technol. 14 (1972) 171.

# CAPITULO IV

# RESULTADOS TEORICOS SOBRE TERMOFLUENCIA EN ALEACIO-NES DE CIRCONIO

70.

### Introducción

Se han propuesto muchos modelos teóricos para tratar de explicar la termofluencia de materiales sometidos a 'radiación. Muchos son modelos simples que se basan en un sólo mecanismo de deformación, otros son más complejos y proponen la participación de varios mecanismos de deformación durante la termofluencia bajo radiación; pero ninguno es general es decir, ninguno explica completamente el fenómeno.

De los trabajos teóricos analizados, sólo hemos incluído en este capítulo los realizados por Hesketh, Piercy y Nichols, por considerar que son los más interesantes en cuanto a las ideas que presentan.

El modelo de Hesketh es una generalización del modelo conocido como "Yielding Creep" utilizado por primera vez por Cottrell -

 Mantuvimos el nombre en Inglés por no haber encontrado una traducción adecuada. para explicar la termofluencia bajo radiación de uranio alfa, el modelo de Piercy está basado en el movimiento de dislocaciones controlado por difusión, y el de Nichols, es un modelo basado en varios mecanismos que operan según el esfuerzo aplicado.

De los tres, aparentemente sólo el modelo de Nichols, explica ad<u>e</u> cuadamente los resultados experimentales, sin embargo es un modelo semiempírico e incompleto.

El hecho de que no exista un modelo que explique completamente la termofluencia de las al eaciones de Circonio dentro del reactor, se debe por un lado a la falta de información experimental bien documentada, y por otro lado, a que el fenómeno de termofluencia no está muy bien entendido, ya que los modelos teóricos que se han desarrollado consideran situaciones idealizadas para explicarlo.

# Algunos resultados experimentales que han sido explicados en base a la formación de circuitos de dislocaciones

La radiación puede causar un aumento o una disminución en la rapidez de deformación durante el fenómeno de termofluencia dentro del reactor. Esto ha sido observado en Zircaloy-2 y Zr-Nb; por ejem plo, Herding y Gilbert (1) encontraron que cuando el reactor está en operación la rapidez de deformación en estado estacionario es mayor que cuando el reactor está apagado, salvo en cierto intervalo de temperaturas en el que la situación se invierte tal como se muestra en la Figura 1. Resultados parecidos han sido obtenidos para varios otros esfuerzos además del most rado en la Figura.

Gilbert (2) y Piercy (3) han propuesto que el ablandamiento se debe a que la radiación induce la formación de nuevas dislocaciones de circuito en el interior de los granos debido al colapso de cúmulos de vacancias o intersticiales producidas por el flujo de neutrones. Estas dislocaciones pueden contribuir a la deformación al deslizarse ba jo la acción de un esfuerzo aplicado, aunque también podrían actuar como obstáculos para el movimiento de otras dislocaciones de mane ra que una gran cantidad de este tipo de defectos traería como consecuencia el endurecimiento del material. Piercy y Gilbert no mencionan en que condiciones las dislocaciones de circuito actúan preferentemente a favor o en contra de la deformación.

## Crecimiento por Radiación

En el capítulo anterior, presentamos algunos resultados experimen tales sobre el fenómeno llamado crecimiento por radiación. A con tinuación presentaremos algunas ideas desarrolladas por algunos investigadores para tratar de explicar el fenómeno.

Experimentalmente se ha establecido que la deformación durante el crecimiento por radiación, depende de la dosis de neutrones de la si guiente manera:

É	:	А	(φ	$t)^n$

donde:

N	-	constar	ite	ornes		
φ		£1030	de	neut	rones	
A		XG				

donde G coeficiente de crecimiento y  $\chi$  una constante que depende del material. Teóricamente el crecimiento por radiación se atribuye a que, en determinados planos de la red se forman disloca ciones de circuito a causa del colapso de cúmulos de vacancias o intersticiales inducidas por radiación. Esto introduce una deformación local perpendicular al plano; y si todos los circuitos en un grano están paralelos, habrá una deformación neta llamada crecimiento por radiación en ese grano. La componente de esta deformación paralela al eje de esfuerzo contribuirá directamente a la termofluen cia de un monocristal. Para el caso de un policristal con textura se puede pensar lo mismo. El hecho de que las dislocaciones de circuito se formen preferentemente en ciertos planos de la red se puede deber a las diferencias en la energía de falla de apilamiento, módulo elástico o esfuerzos locales en esos planos. Piercy (3) hizo un análisis teórico sobre la formación de esas dislocaciones, llegando a la conclusión de que energéticamente es más favorable su formación en planos del tipo  $\{11\bar{2}0\}$ . Este resultado concuerda con observaciones experimentales hechas por Hesketh (4) en donde también se han observado dislocaciones de circuito en planos

{ 10 10} ...

En sus trabajos sobre crecimiento por radiación, Hesketh concluye que al aumentar la temperatura el coeficiente de crecimiento disminuye y en consecuencia la dosis de neutrones deja de influír en la deformación.

Modelo de Hesketh para explicar la Termofluencia bajo radiación Para un monocristal, el único efecto que tiene el crecimiento por -

radiación es el cambio en las dimensiones. En un policristal, sin embargo, las fronteras de grano impiden un cambio independiente en la forma y en las dimensiones de granos adyacentes, da<u>n</u> do lugar a un esfuerzo interno que produce deformaciones elásticas e incluso puede llegar a causar deformaciones plásticas cuando el esfuerzo es alto, a este modelo se le conoce como "Yielding -Creep". Roberts y Cottrell (5) fueron los que propusieron por primera vez un modelo de este tipo Figura 3, para explicar la te<u>r</u> mofluencia del uranio alfa durante radiación de neutrones. Sus resultados teóricos concuerdan satisfactoriamente con resultados experimentales.

Hesketh (6) propuso una teoría generalizada sobre "Yielding Creep" para tratar de explicar la termofluencia de las aleaciones de circonio bajo fiujos de neutrones. Basándose en los trabajos de – Blackburn (7) y Bishop (8) para explicar la termofluencia de uranio alfa cuando se ha aplicado un esfuerzo grande o uno pequeño re<u>s</u> pectivamente, Hesketh concluyó que el esfuerzo aplicado, la temp<u>e</u> ratura y el flujo de neutrones son variables interdependientes y por lo tanto es difícil establecer una ecuación simple que involucre a estas variables.

Esencialmente en su modelo Hesketh considera que la rapidez de

Es durante la termofluencia bajo radiación, es deformación el resultado de multiplicar la rapidez de deformación 🛭 💪 🛓 normal por un factor de aceleración + que depende del flujo de neutrones y la temperatura y es directamente proporcional a la razón  $(I_{\mathcal{T}})^{\mathsf{M}}$  en donde: I es el esfuerzo interno,  $\mathcal{T}$  el esfuerzo aplicado y M=(n-m) ; la n corresponde al exponen te del esfuerzo aplicado para la ecuación de la rapidez de deformación durante la termofluencia normal y la mes el exponente del esfuerzo para la termofluencia bajo radiación. Cuando el esfuerzo externo es muy grande en comparación con el esfuerzo interno, 🐂 tiende a un valor parecido al de 🥆 y en ese caso 🕴 tiende a 1, por consiguiente la rapidez de deformación bajo flujo de neutrotiende a la rapidez de termofluencia normal. Hesketh nes Ed ha calculado esfuerzos internos para Zircaloy-2 y Zr-Nb a partir) de resultados obtenidos por Fidleris (9) y Williams (10). En ambos ca sos su teoría predice correctamente el comportamiento del factor de aceleración en función de la razón  $I_{ff}$ , como se muestra en la Figura 4. Finalmente, Hesketh concluye que a temperaturas elevadas, la dosis de neutrones deja de influir en el fenómeno como sucede en el caso del crecimiento por radiación.

Por último, a continuación presentaremos dos críticas al modelo de

Hesketh hechas por Nichols (11) y Piercy (3).

Nichols hace notar que el modelo de Hesketh produce una interdependencia compleja entre la temperatura, el esfuerzo y la dosis, y si bien es cierto que concuerda con ciertos resultados experimentales, existen otros, por ejemplo los obtenidos por Ross-Ross y Hunt (12) en Zircaloy-2, los cuales no son explicados por este modelo, por lo tanto, no se puede pensar que sea un modelo general, que explica la termofluencia de las aleaciones de Circonio bajo radiación. Como veremos más adelante, Nichols propone que el "Yielding Creep" contribuye a la rapidez de deformación, pero predomina s obre otros m<u>e</u> canismos de deformación sólo cuando se tienen esfuerzos bajos.

77.

Por otro lado, Piercy hace una crítica de este modelo en base a que el esfuerzo interno se relaja durante la termofluencia y por lo tanto, no toma valores tan altos como los encontrados por Hesketh, en consecuencia los valores del factor de aceleración cambian. En su trabajo Piercy además, hace un análisis de los factores que influyen en la termofluencia bajo radiación, ll egando a establecer un modelo basado en el movimiento no conservativo de codos en dislocaciones de tornillo.

# Model os basados en la Difusión de Vacancias e Intersticiales

Piercy (3) y Nichols (11, 13, 14) han propue sto modelos basados en
la difusión de intersticiales y vacancias producidas por radiación. Hesketh (15) ha criticado estos modelos.

Hesketh, analiza el efecto de radiación de neutrones en procesos de termofluencia los cuales están controlados por difusión. En su análisis considera tres casos: La difusión simple de intersticia les y vacancias, la presencia de sumideros fijos entre dislocaciones y por último, un flujo de neutrones suficientemente intenso para que la recombinación de intersticiales y vacancias sea importan te. Hesketh hace la integración de la ecuación de difusión considerando que existe un esfuerzo aplicado uniforme, que los sumid<u>e</u> ros para vacancias e intersticiales son eficientes en un 100% y que la concentración de defectos permanece en equilibrio; bajo estas consideraciones el resultado de la integración lo lleva a la conclusión de que el flujo instantáneo de neutrones no influye en la rapidez de deformación durante la termofluencia.

Piercy propone un modelo basado en el movimiento no conservativo de codos en dislocaciones de tornillo. Como vimos en el capítulo II el ascenso de las porciones de borde está controlado por la difusión de vacancias o intersticiales. En su tratamiento, Piercy propone que existirá un efecto de radiación si y sólo si la concentra ción de sumideros es diferente para vacancias y para intersticiales.

Como la radiación produce igual número de vacancias e intersticiales, a menos que la concentración de sumideros no difiera, serán absorbidos en promedio igual número de cada uno y por lo tanto, las dislocaciones no se moverán.

Físicamente un codo que absorbe vacancias es menos móvil que uno que los emite, según Barrett y Nix (16); para aumentar la v<u>e</u> locidad de las dislocaciones es necesario que se absorban más v<u>a</u> cancias que intersticiales. Esto se garantiza si la cantidad de sumideros para intersticial es es un poco mayor ( $\leq 0.05 \gamma_0$ ). Piercy asegura que con su modelo se explican las altas energías de activación medidas por Holmes para pruebas de termofluencia bajo radiación, así como los transitorios que se observan cuando se apaga el reactor o cuando se somete a termofluencia a una mue<u>s</u> tra que ha sido anteriormente probada. Piercy al igual que Hesketh, considera que su modelo es general y explica la termofluencia bajo radiación bajo diferentes condiciones de prueba (esfuerzo, temperatura y flujo de neutrones).

Nichols argumenta que el modelo de Piercy no es correcto, al menos si se piensa en él para explicar la termofluencia bajo radiación para cualquier esfuerzo aplicado.

Nichols indica que a altos esfuerzos, el modelo de Piercy conduce -

a un valor límite en la velocidad de las dislocaciones, lo cual está en contradicción con los resultados experimentales.

## Un Modelo Multimecanístico

Nichols presenta un modelo multimecanístico para explicar la termofluencia de las aleaciones de circonio dentro del reactor. Dependiendo del esfuerzo aplicado, Nichols propone un mecanismo de deformación específico. Su modelo es incompleto, en el sentido de que sólo considera temperaturas del orden de 300°C y flujos de neutrones de  $\emptyset = 2 \times 10^{17} \text{ mm}^2 \text{ s}^3$ , aunque estas son condiciones interesantes dentro del reactor porque en general, opera bajo esos flujos y temperaturas.

En orden de incremento del esfuerzo, tendremos los siguientes mecanismos de deformación:

- 1) Crecimiento por radiación ( $\sigma = o$ ).
- 2) Alineación preferencial de dislocaciones de circuito formadas por intersticiales o vacancias ( $\dot{\epsilon}_{\bullet}$   $\downarrow$   $\Box$  ).
- 3) Deslizamiento de dislocaciones sin radiación o endurecimiento.
- 4) Ascenso de dislocaciones de borde estimulado por radiación sobre obstáculos producidos por radiación ( $\epsilon_{\phi} < \sigma_{\gamma} = \epsilon_{\phi} + \sigma_{\gamma}^{*}$ dependiendo del esfuerzo aplicado).

Estos últimos mecanismos operan a csíuerzos superiores a 70 MN wi

 $70 \text{ MN m}^2$  pero inferiores de  $250 \text{ MN m}^2$ ; los dos primeros operan bajo esfuerzos aplicados entre  $10 \text{ MN m}^2$ 

70 MN m 2

Y

5) Corte de obstáculos producidos por radiación mediante disloca ciones ( $\epsilon_{\phi} \leftarrow \sigma^{\mu \circ}$ ). Este último mecanismo opera a esfuerzos superiores que  $250 \text{ MN m}^{-2}$ .

En la Figura 5 hemos representado esquemáticamente estas regiones; en la Figura 6 aparecen algunos resultados experimentales obtenidos por Gilbert y Mastel (17). Resultados parecidos a los de la Figura 6, han sido obtenídos por Ibrahim y Fidleris (14).

A esfuerzos bajos y elevados. Nichols propone que la rapidez de de formación total durante la termofluencia dentro del reactor está dada por la siguiente expresión:

 $\dot{\mathbf{E}} = \dot{\mathbf{E}}_{t} + (\mathbf{A} + \mathbf{B}\mathbf{C})\phi$ 

En donde  $\epsilon_{\mathbf{k}}$  es la rapidez de deformación de la termofluencia normal, llamada termofluencia térmica,  $\mathbf{A} \phi$  es un término que se refiere al crecimiento por radiación y  $\mathbf{P} \mathbf{C} \phi$  se refiere al -"YieldingCreep" provocado por la alineación de las dislocaciones de circuito cuando se aplica un esfuerzo.

Nichols no explica como llega a esta última relación.

A bajos esfuerzos, el término de la derecha predomina sobre la termofluencia térmica, mientras que a esfuerzos altos la termofluencia térmica es muy superior y el flujo de neutrones práctic<u>a</u> mente no influye en la rapidez de deformación total. Cuando los esfuerzos son muy altos, las dislocaciones son capaces de cortar los obstáculos (producidos por la radiación) que les impiden moverse.

Finalmente, a esfuerzos intermedics, Nichols propone como meca nismo que controla la termofluencia, el ascenso de dislocaciones de borde sobre obstáculos producidos por la radiación; ya que en un estudio realizado por él mismo sobre el efecto que tiene la radiación en los procesos de deformación controlados por difusión, llega a la conclusión de que es posible tener un aumento en la rapidez de deformación durante la termofluencia bajo radiación si el ascenso de la dislocación es seguido por el deslizamiento de la misma y si existe una diferencia neta en el flujo de intersticiales y vacancias hacia la dislocación. Esta diferencia es provocada al igual que en el modelo de Piercy por una diferencia en la cantidad de sumideros que absorben vacancias e intersticiales.

La ecuación que establece para la rapidez de deformación en esta región es la siguiente:

 $E_{\phi} = (A + B \sigma) \phi + \frac{c \pi \sigma^4 \lambda^2 D^4}{(8 \sqrt{c}) h \eta^3 \kappa \tau}$ 

El segundo término es el resultado de hacer correcciones en el coeficiente de difusión D para un modelo de ascenso de dislocaciones formulado por Lenel y Ansell (18).

 $D^*$  en este caso es el coeficiente de difusión bajo radiación y depende linealmente del flujo de neutrones .

El significado de los otros parámetros es el siguiente:

<b>`</b>	-	espacio promedio entre	barreras
Λ.,	-	altura de las barreras	
ષ	-	módulo de corte	
Γ.	-	temperatura absoluta	
ĸ	-	constante de Boltzman	

Sobre la primera parte de la región correspondiente a esfuerzos intermedios Nichols sólo dice que el material se comporta como si en su interior no hubiera obstáculos y se produjera una deformación debida exclusivamente al deslizamiento de dislocaciones. No da una explicación para este comportamiento, así como tampoco dice porque el exponente en el esfuerzo cambia de 1 a 4 en el modelo de ascenso de dislocaciones.

#### Figuras

1.

2:

3.

4.

6.

Resultados experimentales sob re endurecimiento y habla<u>n</u> damiento obtenidos para Zirca loy-2 trabajado en frío.

- Figura que representa la alineación de dislocaciones de circuito en el interior de granos hexagonales.
- Repres entación de la interacción de esfuerzos internos que se crean durante el crecimiento por radiación y que sirven para explicar el "Yielding Creep".
- Resultados experimentales y curvas teóricas sobre la dependencia del factor de aceleración  $\frac{4}{5}$  del modelo de Hesketh con respecto a la razón  $\frac{6}{7}$ .
- Gráfica teórica log € vs log € propuesta por -Nichols en su modelo Multimecanístico.

Resultados experim entales que concuerdan con la gráfica de Nichols.



Linealoy 2 r.e.g. BATADO EN FRIO

On TROMAGE



DIELECACIONES DE CROUITO

Ft.g.2

Fig.2





Fig 6

## BIBLIOGRAFIA

- (1) Gilbert E. y Herding E., Comparation of In Reactor Greep and Postirradiation Greep Tests., A mer. Soc. Test. Mat. Spec. Tech. Publ. No. 475 p. p. 17-37 (1969).
- Gilbert E., In-Reactor Creep of Reactor Materials, React. Tech. Vol. 14 No. 3, 281 (1971).
- Piercy G., Mechanisms For the In-Reactor Creep of Zirconium Alloys, Jour Nucl. Mat. 26 (1968) 18-50.
- (4) Hesketh R. y Harbottle E., Irradiation Growth and Creep in Zircaloy-2, IAEA - SM - 120/D-3.
- (5) Roberts C. y Cottrell A.H., Creep of Alfa-Uranium during irradiation with Neutron.
- (6) Hesketh R., Aplication of the General Sed Theory of Yielding Creep to Irradiation Creep in Zirconium Alloys, Jour Nucl. Mat. 26 (1968) 77-86.
- Blackburn S., Effect of Irradiation Growth of Alpha Uranium During Irradiation with Neutrons, Phil. Mag. 6 (1956).
- Bishop W., The Effect of Neutron Irradiation and Thermal Cycling on Permanent Deformation in Uranium Under Load, Report Series No. 27 p. p. 17-23 Inst. of Met. (1962).
- (9) Fidleris V., Uniaxial In-Reactor Creep of Zirconium Alloys, Jour. Nucl. Mat. 26-77 (1968).

(10)	Williams C., J. Electrotech, Tech. 4 (1966) 258.
(11)	Nichols F., Theory of the Creep of Zircaloy During -
	Neutron Irradiation, Jour. Nucl. Mat. 30 (1969) 249-270.
(12)	Ross-Ross Hunt., Nichols A., Duffin J.
(13)	The Effect of Irradiation on Diffusion-Controlled Creep,
	Jour Nucl. Mat. 45 (1972) 302-316.
(14)	Nichols A., On the Mechanisms of Irradiation Creep in
	Zirconium Alloys, Jour Nucl. Mat. (1970).
(15)	Hesketh V., Diffusion Greep Under Neutron Irradiation,
	Jour. Nucl. Mat. 29 (1969).
(16)	Barrett y Nix, A Model for Steady State Creep Based on
	the motion of Jogged Screw Dislocutions, Act. Met. Vol.
	13 December (1965).
(17)	Gilbert R., Mastel B., Trans. Am. Nucl. Soc. 12 (1969)
	132.

 (18) Lenel V. y Ansell S., In Powder Metallurgy (Interscience New York 1961).

## CONCLUSIONES

De este trabajo podemos concluír:

Siendo el Circonio y sus aleaciones, materiales básicos en la con<u>s</u> trucción de algunas partes de los reactores nucleares, es de importancia vital conocer su comportamiento en las condiciones no<u>r</u> males de operación de un reactor. En particular es importante conocer su comportamiento, ante la termofluencia bajo radiación. La termofluencia es un fenómeno muy complejo, para el cual no existe un model o teórico general que lo explique adecua damente. Lo más que se ha hecho en este sentido, es establecer algunos modelos que explican la termofluencia de al gunos materiales de manera aproximada; de todos éstos, el mejor caracterizado es el modelo de termofluencia difusiva de Nabarro-Herring.

Las ideas de Ashby y Langdon son interesantes porque con sus m<u>a</u> pas teóricos se pueden hacer predicciones sobre el comportamie<u>n</u> to mecánico de algunos materiales en diferentes condiciones de esfuerzos y temperaturas aplicadas. En principio se podría construir uno de estos mapas para cualquier metal o aleación y en pa<u>r</u>

ticular, para las aleaciones estudiadas en este trabajo.

De los resultados experimentales sobre termofluencia bajo radiación de las aleaciones de Circonio, podemos decir que:

a) La radiación provoca que las curvas de termofluencia de las aleaciones de Circonio a temperaturas bajas se parezcan a las cur vas de termofluencia a temperaturas elevadas.

 b) La radiación no afecta la termofluencia a temperaturas elevadas.

c) En general el flujo de neutrones aumenta la rapidez de deformación mientras más intenso sea, pero mientras mayor sea el tiem po de exposición, el material tiende a endurecerse.

d) El esfuerzo y la temperatura, influyen en la termofluencia bajo radiación de manera análoga, que en la termofluencia normal; sólo que, a temperaturas y esfuerzos elevados, la radiación no influye en la termofluencia bajo radiación, con lo que ésta última tiende a parecerse a la termofluencia normal.

e) El tamaño de grano, sólo parece influir en materiales recocidos y aparentemente, no influye en materia les trabajados en frío.
f) El crecimiento por radiación, es un fenómeno que está presente en las aleaciones de Circonio sometidas a flujos de neutrones; la

dependencia entre la deformación y la dosis aplicada es de tipo potencial.

De los modelos teóricos presentados en el capítulo cuatro, sólo el de Nichols parece explicar satisfactoriamente los resultados experimentales para diferentes intervalos de esfuerzos. Sin embargo, falta contrastar este modelo con resultados experimentales obtenidos dentro de otras temperaturas diferentes a 300°C.

Hasta la fecha no se ha hecho una comparación entre los resultados que predicen los modelos teóricos y los últimos resultados experimentales.

# APENDICE 1\*

 Toda la información contenida en este Apéndice fue obtenida de la publicación;

Centrales de Energía Nuclear

Ed. Munchener Ruckverischerungs

(1970)

APLICACIO	DN DE LA ENERGIA I	NUCLEAR	TABLA	١
DENOMINACION	EMPLEO	WOTIVO DE EMPLEO	PRINCIPIO	
Boinba atómica Fisión Bomba atómica Fución pora explosión	Defensa Movimiento de tierros	Bomba A = 10° tm TNT Sobrepresión Depresión Calor Radioactividad	$\frac{235}{92} \cdot \frac{1}{0} = 200}{92} \cdot \frac{148}{35} \cdot \frac{85}{35} \cdot \frac{148}{35} \cdot \frac{85}{10} \cdot \frac{2}{10} = 3.34}{20 + \frac{2}{10} = 3.34}$	i Me√ • 3 x <sup>1</sup> n 0 1 Mey •
Reactor nuclear Bataria de isótopos para la producción de electricidad	Central de energía nuclear Viajes especia- les Oceanografía	l Kwh-nuclear = 0,02 DM Largo duración	$\frac{1241}{94} P_{U} \cdot \frac{1}{0}$ $\frac{144}{54} \times e \cdot \frac{95}{40} Z_{1}$ $\frac{143}{92U} \cdot \frac{94}{0} n =$ $\frac{143}{54} \times e \cdot \frac{94}{38} S_{1}$	200 k'eV + + 3 x <sup>1</sup> n 200 MeV + + 2 x <sup>1</sup> n
Reactor nuclear para Accionamiento	Barcos Submarinos Cohetes	Alcance casi ilimitado bajo el agua en el espacio	$\begin{array}{c} 239 \text{ Pu} + \frac{1}{6} \text{ n} = \\ 94 \text{ Pu} + \frac{1}{6} \text{ n} = \\ 140 \text{ s} \text{ s} 7 \text{ s} 7 \text{ s} 7 \text{ s} \\ 57 \text{ s} 3 \text{ s} 7 \text{ s} 5 \\ 233 \text{ s} 1 \text{ s} 3 \text{ s} 7 \text{ s} \\ 92 \text{ u} + \text{ s} \text{ n} = \\ 137 \text{ s} 37 \text{ s} 5 \text{ s} 7 \text{ s} 2 \end{array}$	$200 MeV + \frac{1}{0}$ $200 MeV + \frac{1}{0}$
Reactor nuclear Fuenta de radia- ciones Radionúclidos pero radiación	Mudicina Biología Quíntica Técnica	Elevada dosis de nautronas irradiados y radio no exis- tente en cantidades sufi- cientes Yodo radioactivo Jod-131 Glándula tiroides/diagno- stico Fósfoto radioactivo - 32; Médula/terapia (levcemia) Preducción de saltos mutantes Nuevos productos	$\frac{235}{92}U + \frac{1}{0}n = 2$ $\frac{144}{56}Ba + \frac{90}{36}Kr$ $\frac{60}{27}C_0 + 1.17 Me$ $\frac{32}{15}Ph + 1.71 M$ $\frac{14.3}{14}d + \frac{32}{14}Si$ $\frac{131}{14}r = 0.35 Me^{3}$	00 MeV + + 2 X 1 V-Gaña/5 IeV - Bi (a) /- Gaña/8
		Técnico de medición		

]

CONCERCO DE OFFICIENCIA, EF	sus 1720	TABLA	2
Productor amelication para la producci	En professionales	(c)	
Remarks contrastible $U = 235$	U - 233	Po + 237	Pa - 24;
Clanicato reproductor U - 234	Th- 232	5 - 233	Pu - 240
Moderador ri <sub>n</sub> O Be	D20 30 C	ZrH. <sub>2</sub> C	liqu, erg. ninguno
Portador de calor H <sub>2</sub> O I Nyuido orgúnico	$h_2O$ hirv. $CO_2$	D₂O He	D <sub>2</sub> O hirv. Na

Tipos de constates empleados para la producción de electricidad en condiciones competitivos: Estudo 1970

Tipo	FWR 1)	B.VR 2)	HWR 3)	AGR 4)
Elemente combustible	U - 235	U - 235	U - 205	U - 235
Elemento reproductor	U - 238	U - 238	U - 238	U - 208
Enriquecimiente U-225 %	3,0	2,6	not.	2,2
Queniado MWd/Kg	31	27	8	18
Potencia tarmica media MW /1 U	34	32	23	18
Potencia modia del coro 1821,/m <sup>3</sup>	85	50	13	3
Moderador	H <sub>2</sub> 0	H <sub>2</sub> O	0,0	c
Portador de calor: Mareriai	H <sub>2</sub> O	H20 hirv.	020	cc <sub>2</sub>
Portador de calor: pres, abs,	157	70	115	45
Parlador de calor: temp. <sup>O</sup> C	317	295	305	650
Vapor: pres. abs.	51	70	44	163
Vapur: temp, °C	265	285	255	538
Rendimiento nato %	33	34	29	-41

PWR Control nuclear con reactor de ugua a presión
 BWR Central nuclear con reactor de agua hirviente
 HWR Central nuclear con reactor de agua sesada
 AGR Cantral nuclear con reactor de gas-grafito

## Central Nuclear con Reactor de Agua a Presión (PWR)

## Descripción Técnica

Se puede decir que la central de energía nuclear de agua a presión con circuito doble es la más extendida y ensayada en el mundo ent<u>e</u> ro. En este tipo de central se emplea como moderador agua normal que hace simultáneamente el oficio de refrigerante. El reactor consiste en una vasija a prueba de presión dentro de la cual se encuentra el combustible nuclear en forma de dióxido de uranio enriquecido al 3% del isótopo U-235. El calor producido por la desintegración nuclear es evacuado por el refrigerarte - agua a presión - a una tem peratura aproximada de 317°C y una presión de 157 atmósferas. El medio refrigerante es conducido al generador de vapor donde el agua - medio de trabajo del circuito secundario - es convertida en vapor saturado (265°C y 51 atm) el cual acciona un generador eléctrico a través de una turbina de vapor. El rendimiento de este tipo de instalación es aproximadamente del 33%.

#### Ventajas

Estas centrales disponen de elevadas densidades de potencia térmica (aproximadamente 85 MW /m<sup>3</sup> en el coro\*y 34 MW /Tm de

\* Núcleo del reactor.

## Ventajas

Estas central es disponen de elevadas densidades de potencia térmica (aproximadamente 85 MW  $/m^3$  en el coro y 34 MW /Tm de uranio) y además de una regulación sencilla.

Desventajas

El generador de vapor es delicado y propenso a averías.



#### Central Nuclear con Reactor de Agua Hirviente (BWR)

### Descripción Técnica

Desde el punto de vista técnico, las centrales de energía nuclear con reactor de agua hirviente son muy seductoras, puesto que su principio constructivo es muy sencillo. En éstas, el agua normal sirve simultáneamente de moderador, medio refrigerante y medio de trabajo. Como combustible nuclear es empleado dióxido de ur<u>a</u> nio enriquecido al 2, 6% del isótopo U-235. Con el calor producido en el reactor por la desintegración nuclear se produce directa mente vapor de agua saturado, teniendo lugar todo el proceso dentro de la vasija a presión del reactor. El medio de trabajo - vapor saturado a 285°C y 70 atm - es conducido a una turbina, la cual acci<u>o</u> na un generador. El rendimiento de este tipo de instalaciones es aproximadamente del 34%.

#### Ventajas

Este tipo de centrales es de una construcción relativamente sencilla no necesitando ningún generador especial de vapor.

## Desventajas

Las desventajas de este sistema estriban en que su regulación es realmente complicada a causa de la existencia en el coro de una mezcla de dos componentes, a saber: agua y vapor. La potencia térmica específica de estos reactores oscila alrededor de 50 MW / m<sup>3</sup> en el coro y 22MW / Tm de uranio, siendo claramente inferio res a las potencias específicas de los reactores de agua a presión.



### Central Nuclear con Reactor de Agua Pesada (HWR)

## Descripción Técnica

Las centrales nucleares de agua pesada con dos circuitos se encuen tran actualmente en un estadio que promete mejoras técnicas. En estos tipos se emplean agua pesada como moderador y elemento refrigerante al mismo tiempo. (No mencionaremos aquellas variantes de HWR en donde el medio refrigerante está compuesto por dióxi do de carbono o agua normal hirviente, ya que no prometen ninguna ventaja económica). Como combustible nuclear es empleado dióxido de uranio en condiciones naturales; esto es, con una proporción en 1J-235 de 0,71%. El calor producido por la desintegración nuclear es evacuado por el refrigerante - agua pesada a la presión de 115 atm y con temperatura de 305°C - siendo éste conducido al generador de vapor en donde se produce el medio de trabajo propiamente dicho; esto es, vapor saturado a 235°C y 44 atm que a través de una turbina acciona un generador. El rendimiento de esta instalación es aproxima damente del 29%.

## Ventajas

Las centrales nucleares con reactor de agua pesada son las únicas instalaciones que pueden funcionar en condiciones rentables con ur<u>a</u> nio natural. Su explotación es, por lo tanto, independiente del com bustible enriquecido, el cual sólo se obtiene de los E.U.A.

## Desventajas

Estas instalaciones exigen el empleo de gran cantidad de agua pesada (aprox. una tonelada de  $D_2$  O por cada 5 MW , costando -1 Kg. de agua pesada cerca de 200 DM). Este tipo de instalación se rá por lo tanto poco atractivo para aquellos países con nivel elevado de descuento bancario. La potencia específica del coro es alrededor de 13 MW  $/m^3$ .



# DETALLES DEL REACTOR NUCLEAR HWR

DE DOUGLAS POINT CANADA

## Figs. 4 y $4^1$

14

- 1) Núcleo (Zona activa o coro).
- 2) Tanque de Almacenamiento.
- 3) Dispositivo para incertar el combustible.
- 4) Tubos alimentadores del refrigerante.
- 5) Ducto caliente.
- 6) Ducto frío.
- 8) Intercambiadores de calor.
- 9) Bombas primarias.
- 10) Ducto del vapor.
- 11) Blindaje térmico.
- 12) Bombas del Moderador.
- 13) Intercambiador de calor del Moderador.
- 14) Tanque de almacenamiento del moderador y el Helio.
- 15) Tanque blindado.
- 16) Tanque de agua para caso de accidente.
- 17) Rociadores de agua en caso de accidente.
- 18) Conductos de extracción de agua. 19)
- 20) Compuerta principal de aire.
- 21) Compuerta de emergencia de aire.



PLANTA B-B

FIG. 4 PLANTAS Y CORTES DEL EDIFICIO DE UN REACTOR DE AGUA PESADA

新したであるまで

¢,



PLANTA A.A

FIG. 4

# Figs. 5 y 6

- Fig. 5
- 1) Núcleo.
- 2) Barras de Control.
- 4) Tubos alimentadores.
- 5) Dispositivo de incerción de combustible.
- 8) Ducto frío.
- 9) Ducto caliente.
- 10) Intercambiadores de calor.
- 11) Tanque de vapor.
- 12) Bombas primarias.
- 13) Salida del vapor.

# Fig. 6

- 1) Coraza del Núcleo.
- 5) Tubos de la coraza.
- 6) Tubos del Refrigerante.
- 8) Tubos alimentadores.
- 11) Combustible.

- 12) Barras para aumentar la potencia.
- 13) Barras absorbedoras.

こんでいまう に 日日 満た くろいを

おものないない おうないのか

- 18) Salida del Moderador.
- 19) Entrada del Moderador.






