



00362
rej. 2

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

**FACULTAD DE CIENCIAS
DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO**

**ESTUDIO DE LA TRANSICION DUCTIL-FRAGIL EN LA FRACTURA
DEL ACERO AUSTENITICO 321 EN CONDICION
DE ALTA TEMPERATURA**

T E S I S

**QUE PARA OBTENER EL TITULO DE
MAESTRO EN CIENCIAS
(EN FISICA DE MATERIALES)**

PRESENTA

MIGUEL ANGEL NERI FLORES

DIRECTOR DE TESIS: DR. EDUARDO CARRILLO HOYO

MEXICO, D. F.

1987

**TESIS CON
FALLA DE ORIGEN**



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 está protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

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

INDICE

INTRODUCCION

I.- CONCEPTOS FUNDAMENTALES

1.1.- LA TRANSICION DUCTIL - FRAGIL EN LA FRACTURA DE METALES Y ALEACIONES.

1.1.1.- Ductilidad, fragilidad y la transición dúctil-frágil.

1.1.2.- El ensayo de tracción y la determinación de la transición dúctil-frágil.

1.1.3.- Variables que alteran la respuesta a la tracción y la ductilidad:

a.- Rapidez de deformación.

b.- Temperatura.

c.- Microestructura (Composición y tamaño de grano).

1.2.- ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS.

1.2.1.- Características generales.

1.2.2.- Aceros Inoxidables Austeníticos estabilizados con titanio, tipo AISI 321.

a.- Composición y usos.

b.- Condiciones de servicio.

c.- Recomendaciones de manejo para su mejor uso.

1.3.- FRACTURA.

1.3.1.- Fractura Dúctil.

1.3.2.- Fractura Frágil.

1.3.3.- La microscopía electrónica de barrido y el análisis fractográfico.

II.- DESARROLLO EXPERIMENTAL.

2.1.- CARACTERIZACION DEL MATERIAL (Composición, tamaño de grano y microestructura iniciales).

2.2.- PREPARACION DE LAS PROBETAS DE ENSAYO. (Maquinado y tratamiento térmico inicial).

2.3.- ENSAYOS MECANICOS.

2.3.1.- Equipo utilizado.

2.3.2.- Condiciones de ensayo. (Temperatura, rapidez de deformación y presión).

2.3.3.- Descripción del ensayo.

2.3.4.- Resultados obtenidos.

2.4.- OBSERVACIONES METALOGRAFICAS Y FRACTOGRAFICAS.

2.4.1.- Macrografías.

- a.- Fracturas dúctiles.
- b.- Fracturas fríasiles.

2.4.2.- Microscopía electrónica.

- a.- Superficies de fractura.
- b.- Zonas cercanas a la fractura.

III.- ANALISIS DE LOS MECANISMOS OPERANTES EN LA FRACTURA A ALTAS TEMPERATURAS (COALESCENCIA DE VACANCIAS Y CAVITACION EN LAS FRONTERAS DE GRANO) Y DE LOS RESULTADOS OBTENIDOS.

3.1.- LA AUTODIFUSION COMO MECANISMO RESPONSABLE DE LA DEFORMACION A ALTAS TEMPERATURAS.

3.2.- CAUSAS DE LA DISMINUCION DE LA DUCTILIDAD A LA RUPTURA EN CONDICIONES DE ALTA TEMPERATURA.

3.3.- COALESCENCIA DE VACANCIAS Y CAVITACION EN LAS FRONTERAS DE GRANO.

3.4.- ANALISIS DE LOS RESULTADOS OBTENIDOS.

CONCLUSIONES.

INDICE DE FIGURAS

Número	Descripción
1.0	Ductilidad como función de la temperatura y de la rapidez de deformación.
1.1	Curva de esfuerzo vs deformación ingenieriles.
1.2	Curva de esfuerzo vs. deformación ingenieriles comparada con la curva de esfuerzo vs. deformación reales.
1.3	Curva de termofluencia idealizada
1.4	Curvas de esfuerzo contra tiempo, a diferentes temperaturas.
1.5	Fractura de copa y cono, y de doble copa.
1.6	Mecanismo de fractura de doble copa.
1.7	Grietas formadas en puntos triples de fronteras de grano.
2.1	Granos equiaxiales en una matriz austenítica.
2.2	Matriz austenítica con carburos de Titanio.
2.3	Esquema de probeta plana para ensayos de tracción.
2.4	Esquema de mordazas utilizadas en los ensayos de tracción, a temperaturas elevadas.
2.5	Curva de propiedades tensiles del Inconel X - 750.
2.6	Esquema del sistema de vacío utilizado para realizar los ensayos de tracción.
2.7	Curva de rapidez de deformación vs. % de deformación a la ruptura.
2.8"A"	Curva de tiempo a la ruptura vs. % de deformación real a la ruptura.
2.8"B"	Curva de tiempo a la ruptura vs. esfuerzo máximo.
2.9	Curva de % de deformación a la ruptura vs. esfuerzo máximo.

- 2.10 Curva de rapidez de deformación vs. tiempo a la ruptura.
- 2.11 Fracturas dúctiles presentadas en los ensayos de tracción.
 - 2.11.1 Macrografía de fractura dúctil de la probeta 2"B".
 - 2.11.2 Macrografía de fractura dúctil de la probeta 8"B".
 - 2.11.3 Macrografía de fractura dúctil de la probeta 4"B".
 - 2.11.4 Macrografía de la fractura de la probeta 6"B".
- 2.12 Fracturas frágiles presentadas en los ensayos de tracción.
 - 2.12.1 Macrografía de fractura frágil de la probeta 1"C".
 - 2.12.2 Macrografía de fractura frágil de la probeta 2"C".
 - 2.12.3 Macrografía de fractura frágil de la probeta 4"C".
 - 2.12.4 Macrografía de fractura frágil de la probeta 5"C".
- 2.13 Fractura dúctil de probeta 2"B", 750x.
- 2.14 Fractura dúctil de probeta 2"B", 350x.
- 2.15 Fractura dúctil de probeta 8"B", 750x.
- 2.16 Fractura intergranular de probeta 5"C", 750x.
- 2.17 Separación de granos en la probeta 5"C", 350x.
- 2.18 Grieta intergranular en la probeta 5"C", 350x.
- 2.19 Grietas superficiales en la probeta 4"C", 350x.
- 2.20 Cavidades unidas por grietas en la probeta 4"C", 350x.
- 2.21 Grietas pequeñas y cerradas en la probeta 4"C", 150x.
- 2.22 Fractura intergranular en la probeta 4"C", 2000x.
- 2.23 Cavidades orientadas perpendicularmente al eje tensil en la probeta 5"C", 350x.
- 2.24 Cavidades cercanas a la superficie de fractura en la probeta 5"C", 750x.

- 2.25 Cavidades alejadas de la superficie de fractura en la probeta 5"C", 750x.
- 2.26 Cavidades nucleadas en precipitados, en la probeta 4"C", 1000x.
- 2.27 Cavidades nucleadas en carburos, en la probeta 4"C", 3500x.

- 3.1 Curva de temperatura vs. Ductilidad.
- 3.2 Curva comparativa de la rapidez de deformación difusional teorica (E dif.), contra la rapidez de la deformación experimental K' (ensayos realizados a velocidad de cabezal constante).
- 3.3 Curva comparativa de la rapidez de deformación difusional teorica (E dif.), contra la rapidez de deformación experimental K' (ensayos realizados a rapidez de deformación constante).

INTRODUCCION

Es común observar que a temperatura ambiente y menores, las características de fractura en aceros austeníticos exhiben una transición dúctil - frágil conforme se aumenta la rapidez de deformación (Figura 1.0).

Sin embargo, cuando el proceso ocurre en condiciones de temperatura elevada, la ductilidad en la fractura se reduce al disminuir la rapidez de deformación por debajo de un valor umbral. Si bien, persisten mecanismos difusivos que impiden una reducción drástica en el valor de la ductilidad a la fractura, ésta presenta características de fragilidad. Ante tal situación hemos designado la reducción en la ductilidad como transición dúctil-frágil. Actualmente se ha aceptado que la fractura con características frágiles en condiciones de temperatura elevada, ocurre por la acción del proceso de cavitación, consistente en la nucleación, crecimiento y aglutinación de cavidades en el interior del sólido.

A este respecto puede afirmarse que la literatura en este campo del comportamiento mecánico de metales puede agruparse en dos categorías:

1).- Los que consideran a la nucleación y no al crecimiento de cavidades como la responsable de la fractura cuando se está en condiciones de fluencia (1 - 4), y que en consecuencia analizan los sitios preferentes para la nucleación;

2).- Los que han estudiado posibles mecanismos de crecimiento de la cavidad (Miller y Landon) (5).

En particular, en el área de aceros austeníticos se ha reconocido la importancia de la cavitación intergranular en la fractura (6 - 7), así como la necesidad de establecer los mecanismos operantes en ella (8 - 9).

Para entender la importancia de la nucleación y el crecimiento de las cavidades en la fractura a alta temperatura, es necesario separar de manera clara y unívoca ambos procesos, lo que implica la resolución de pequeños hoyos o la determinación de la localización de cavidades incipientes, que desafortunadamente no es posible realizar objetivamente al nivel requerido por las teorías actuales.

El presente trabajo se propone establecer las condiciones de deformación para la transición dúctil-frágil del acero austenítico 321, en condiciones de alta temperatura (760°C) por ser un acero utilizado en soldaduras sujetas a condiciones corrosivas y temperaturas en el intervalo entre 425 y 870°C. También se desea identificar a los sitios preferentes para la nucleación de las cavidades y cuantificar el grado de deformación alcanzado en cada uno de los comportamientos que aparezcan. Como futura línea de investigación se propone incorporar la información aquí reunida para profundizar en las teorías de nucleación y crecimiento de cavidades.

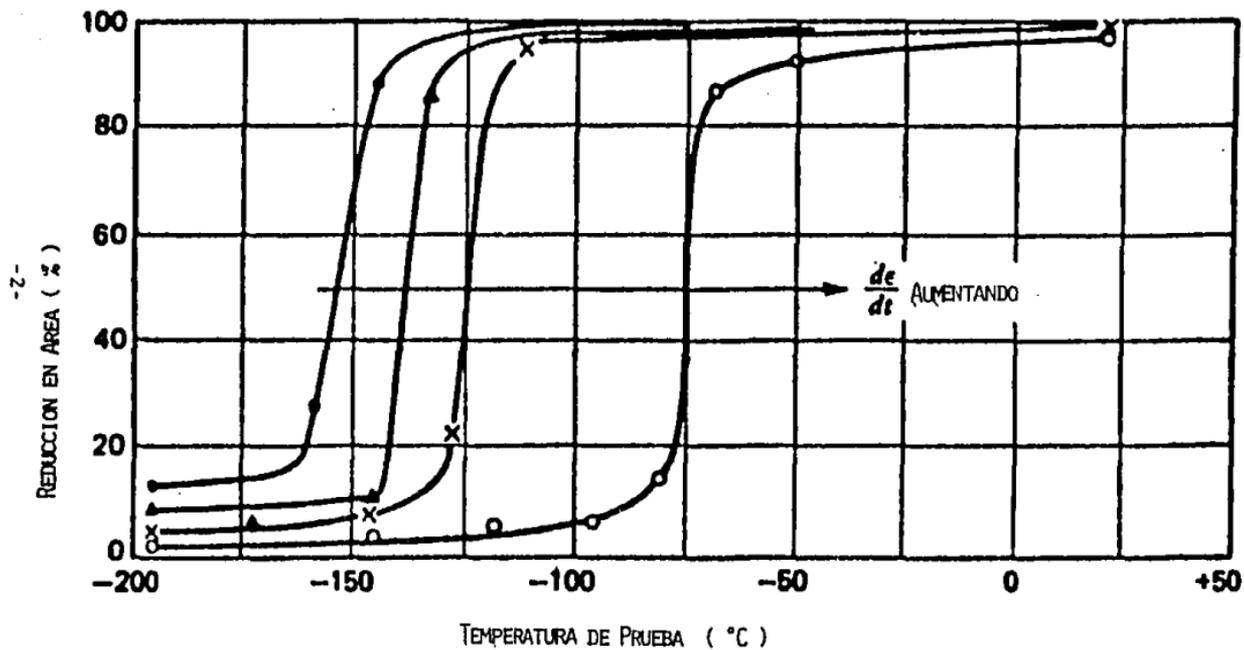


FIGURA 1.0 DUCTILIDAD COMO FUNCION DE LA TEMPERATURA Y DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACION.

1.1.- TRANSICION DUCTIL FRAGIL EN METALES Y ALEACIONES.

1.1.1.- Ductilidad, fragilidad y la transición dúctil frágil.

DUCTILIDAD.

La ductilidad es la habilidad de un material para deformarse plásticamente sin fracturarse. Usualmente se expresa por medio de la medición de la deformación a la fractura. Las mediciones más comunes de ductilidad en ingeniería, obtenidas de la prueba de tensión son: el alargamiento a la fractura, entre dos puntos marcados en la probeta de ensayo, y la reducción en área a la fractura (10).

En general las mediciones de ductilidad son de interés en tres diferentes áreas:

- a).- Para indicar la cantidad que un metal puede ser deformado sin fracturarse durante operaciones primarias y secundarias de trabajado o deformado, como el laminado, extruido, etc.
- b).- Para indicar al diseñador estructural la habilidad del metal para fluir plásticamente antes de la fractura.
- c).- Para servir como un indicador sensible a los cambios en los niveles de impurezas o de condiciones de proceso. De esta forma las mediciones de ductilidad pueden ser especificadas para asegurar en el material una cierta "calidad" teniendo en cuenta que no existe una relación directa entre el parámetro de ductilidad y el funcionamiento en servicio.

La ductilidad de un metal dado no es una propiedad única, sino que puede variar con el estado de esfuerzos (método de carga y forma de la probeta), temperatura, rapidez de deformación y medio ambiente.

TRANSICION DUCTIL-FRAGIL.

Los metales pueden exhibir un comportamiento a la fractura dúctil ó frágil, bajo ciertas condiciones de estado de esfuerzos temperatura y rapidez de deformación. Bajo unas condiciones pueden presentar una fractura completamente dúctil, mientras que en otras pueden presentar una fractura completamente frágil, i.e. prácticamente sin deformación plástica (Fig. 1.0).
Ciertos metales son tenaces a temperaturas elevadas, pero frágiles a bajas temperaturas. Se dice que estos metales y aleaciones presentan una transición dúctil-frágil en cuanto a su comportamiento a la fractura. Si un componente fabricado con uno de estos metales es usado por debajo, ó a la temperatura en que se vuelve frágil, el componente puede fallar en servicio inesperadamente (11).

El presente trabajo considera principalmente el efecto de la rapidez de deformación sobre la transición dúctil-frágil, conservando la temperatura constante y de valor lo suficientemente elevado como para esperar un comportamiento dúctil.

1.1.2.- El ensayo de tracción y la determinación de la transición Dúctil-Frágil.

Debido a que el presente estudio ha empleado el ensayo mecánico de tracción para caracterizar la transición dúctil-frágil en las características de fractura del acero AISI 321, conviene recordar y precisar algunos conceptos empleados en este tipo de ensayo mecánico.

La prueba de tensión se usa ampliamente para dar información básica de diseño en la resistencia mecánica, así como una prueba de control en la especificación del material.

En un ensayo de tracción se somete a la probeta a una fuerza tensil uniaxial, y se registra la variación en la longitud de la muestra en función de la fuerza aplicada.

Existen dos tipos fundamentales de ensayo de tracción:

1).- Estático, en el que se aplica una carga o fuerza constante, y se registran las variaciones en la rapidez de deformación en función de la deformación.

2).- Dinámico, en el que se establece una rapidez de deformación constante y se registra la variación en la carga aplicada en función de la elongación o deformación.

Las características mecánicas asociadas a un material en un ensayo de tracción, se definen en términos de un diagrama que relaciona el esfuerzo aplicado, con la deformación que se provoca. El esfuerzo pretende ser una medida de la carga o fuerza aplicada (F) sobre la probeta, pero normalizada por el área sobre la cual actúa dicha carga. Si se considera como área de normalización el valor inicial A_0 , el cociente define al llamado esfuerzo ingenieril "S", ($S = F/A_0$); si el área se refiere al valor instantáneo "A", el cociente define entonces al esfuerzo real ($\bar{\sigma}$) ($\bar{\sigma} = F/A$).

Una diferencia análoga existe entre la deformación ingenieril "e" [$e = (L - L_0)/L_0$] y la deformación real "E" ($dE = dl/l$).

Ambos conjuntos de variables se relacionan mediante las siguientes expresiones:

$$\bar{\sigma} = S(1+e) \dots \dots \dots (1)$$

$$E = \ln(1+e) \dots \dots \dots (2)$$

en las que se ha considerado que durante la deformación se mantiene constante el volumen de la probeta ($AL = A_0L_0$).

La figura 1.1 muestra una curva S-e en la que se definen diferentes características o propiedades mecánicas del material ensayado. Debido a que S y e se obtienen al dividir la carga y la elongación por factores constantes, es común utilizar una curva F-L la cual representa la misma forma que S-e tras una transformación de escalas.

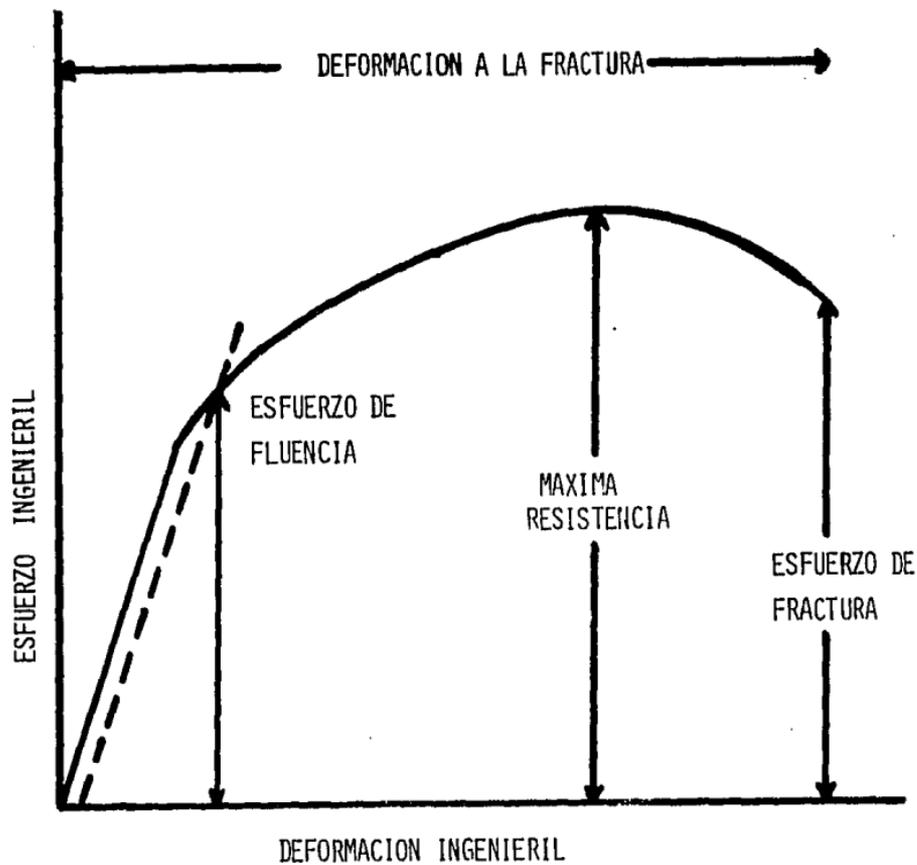


FIGURA 1.1 CURVA DE ESFUERZO VS. DEFORMACION INGENIERILES.

La figura 1.2 presenta una comparación entre los registros σ -E y S-e. Entre las diferencias más importantes tenemos que el esfuerzo real no muestra una disminución como la que muestra el esfuerzo ingenieril, ya que se está corrigiendo instantáneamente la inestabilidad asociada a la formación de un cuello en la probeta. La forma y magnitud de la curva Tensión-Deformación de un metal dependerá de su composición química, tratamiento térmico, historia mecánica previa a su deformación plástica, rapidez de deformación, temperatura de ensayo y estado de esfuerzos impuestos durante aquél. Los parámetros utilizados para describir la curva tensión-deformación de un metal son la resistencia a la tracción, el esfuerzo de fluencia o punto de fluencia, el porcentaje de elongación, y la reducción en área, los dos primeros son parámetros de resistencia y los dos últimos indican ductilidad (12).

La curva de tensión-deformación ingenieril no proporciona una indicación verdaderamente normalizada de las características de deformación del metal debido a que está basada en las dimensiones originales de la probeta.

Entre las variables de interés para el presente trabajo destaca la deformación a la fractura, pudiendo clasificarse a ésta como dúctil o frágil según exista, respectivamente, un porcentaje elevado o no en la deformación (aumento de longitud o reducción en el área de fractura). Existen otras características que ayudan a identificar el tipo de fractura, de las cuales nos ocuparemos más adelante.

1.1.3.- VARIABLES QUE ALTERAN LA RESPUESTA A LA TRACCION Y LA DUCTILIDAD.

RAPIDEZ DE DEFORMACION.

La rapidez de deformación altera, en general, las respuestas mecánicas del material. Un aumento en la rapidez de deformación incrementa la resistencia a la tracción y el esfuerzo de cedencia, y en el caso de bajas temperaturas, reduce el porcentaje de deformación a la fractura.

Independientemente de la variable empleada para definir la deformación (σ , E) la rapidez de deformación se expresa por lo general en unidades de seg^{-1} . La tabla 1.1 muestra el intervalo de rapidez de deformación que son de interés para múltiples usos y aplicaciones de materiales.

TABLA 1.1

Intervalo de rapidez de deformación.	Condición o tipo de prueba.
1×10^{-8} a 1×10^{-5} seg^{-1}	Ensayos de termofluencia con carga o esfuerzo constante.
1×10^{-5} a 1×10^{-1} seg^{-1}	Ensayos de tensión estática con máquinas hidráulicas o de tornillo.
1×10^{-1} a $1 \times 10^{+2}$ seg^{-1}	Ensayos dinámicos de tensión o de compresión.
$1 \times 10^{+2}$ a $1 \times 10^{+4}$ seg^{-1}	Ensayos de alta velocidad usando barras de impacto.
$1 \times 10^{+4}$ a $1 \times 10^{+8}$ seg^{-1}	Ensayo de hipervelocidad usando cargas de gas o explosivos.

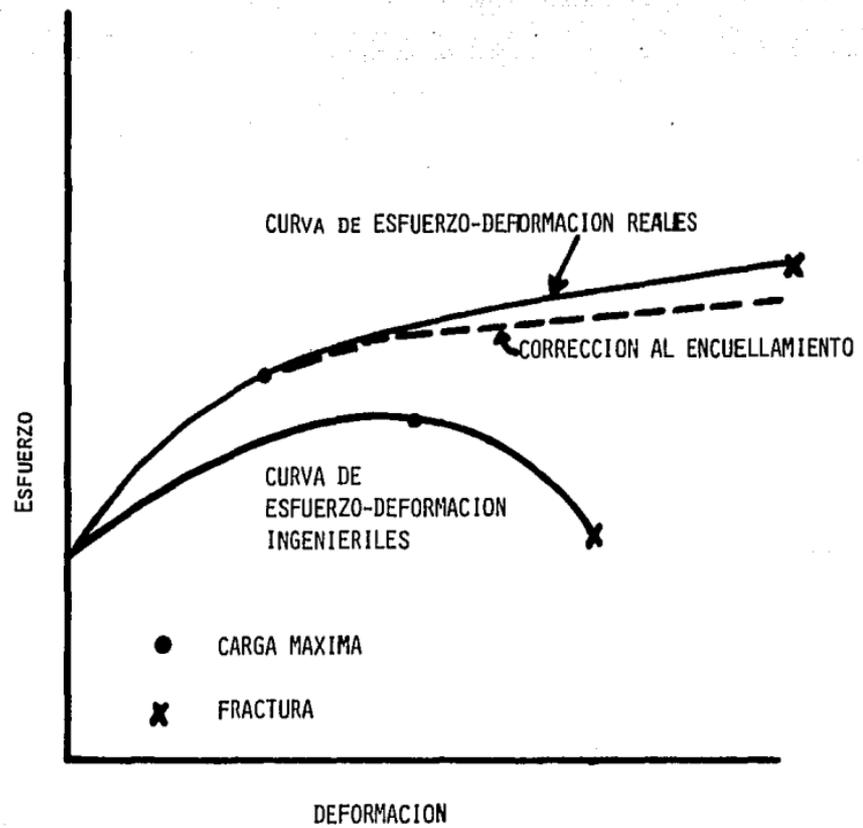


FIGURA 1.2 CURVA DE ESFUERZO-DEFORMACION INGENIERILES COMPRADA CON LA CURVA REAL.

Los ensayos de tracción realizados para el presente estudio fueron de tipo dinámico, bajo dos condiciones distintas:

- a.- Velocidad de cabezal constante.
- b.- Rapidez de deformación constante.

a.- Velocidad de cabezal constante.

Nadal (13) ha presentado un análisis matemático de las condiciones que existen durante el alargamiento de una probeta cilíndrica con un extremo fijo y con el otro extremo sujetado a un cabezal móvil de una máquina de pruebas. La velocidad del cabezal (v) está dada por: $v = dL/dt$. La rapidez de deformación (E) expresada en términos de la deformación ingenieril es:

$$\dot{e} = d(e)/dt = \frac{d(L-L_0)/L_0}{dt} = \frac{1}{L_0} \frac{dL}{dt} = \frac{v}{L_0} \dots \dots \dots (3)$$

Donde: e = Deformación Ingenieril.
L = Longitud instantánea.
L₀ = Longitud inicial.

b.- Rapidez de deformación constante.

De esta forma la rapidez de deformación ingenieril es proporcional a la velocidad del cabezal. En una máquina moderna de pruebas, en la cual la velocidad del cabezal se selecciona y controla adecuadamente, resulta sencillo realizar ensayos de tensión a rapidez de deformación (E') constante. La rapidez de deformación real (E') está dada por:

$$\dot{E}' = dE'/dt = \frac{d[\ln(L/L_0)]}{dt} = \frac{1}{L} \frac{dL}{dt} = \frac{v}{L} \dots \dots \dots (4)$$

Donde: E' = Deformación real.
L = Longitud instantánea.
L₀ = Longitud inicial.

Esta ecuación indica que para una velocidad de cabezal constante, la rapidez de deformación real disminuirá a medida que la probeta se alargue. Para mantener una rapidez de deformación constante la velocidad del cabezal debe incrementarse proporcionalmente al incremento de la longitud de la probeta.

La rapidez de deformación real está relacionada con la rapidez de deformación convencional mediante la siguiente ecuación:

$$\dot{E}' = v/L = \frac{L_0}{L} \frac{de}{dt} = \frac{1}{1+e} \frac{de}{dt} = \frac{\dot{e}}{1+e} \dots \dots \dots (5)$$

Donde: v = velocidad de cabezal
 $m \cdot m^{-1} \cdot s^{-1}$ = velocidad de deformación
 $m \cdot s^{-1}$ = velocidad de deformación real
 e = deformación Ingenieril

TEMPERATURA

La curva tensión - deformación, obtenida a partir de la prueba de tensión es fuertemente dependiente de la temperatura a la cual se realiza el ensayo. En general, la resistencia mecánica disminuye y la ductilidad se incrementa a medida que la temperatura se incrementa. Sin embargo, los cambios estructurales como la precipitación, el envejecimiento por deformación o la recristalización pueden ocurrir en ciertos intervalos de temperatura que pueden alterar éste comportamiento general. Los procesos térmicamente activados ayudan a la deformación y reducen la resistencia de los materiales a temperaturas elevadas.

Al incrementar la temperatura aumenta rápidamente la movilidad de los átomos y puede apreciarse que los procesos de deformación controlados por la difusión pueden tener un efecto significativo en las propiedades mecánicas a temperaturas elevadas.

También las altas temperaturas ocasionan una mayor movilidad de las dislocaciones por medio del mecanismo de ascenso, debido a que la concentración en equilibrio de vacancias se incrementa con la temperatura. Por todo lo anterior es de esperarse que operen nuevos mecanismos de deformación a temperaturas elevadas. A altas temperaturas y tiempos largos de ensayo, ocurren cambios estructurales, los cuales son dependientes del tiempo produciéndose la termofluencia o "Creep".

MICROESTRUCTURA (COMPOSICION Y TAMAÑO DE GRANO)

La microestructura de un material metálico esta determinada por su composición química y por el tamaño de grano presente.

COMPOSICION Y FASES PRESENTES

En el caso de los aceros, los elementos aleantes modifican sus propiedades mecánicas, al hacer que operen diferentes mecanismos de endurecimiento, como son el mecanismo de endurecimiento por solución sólida, endurecimiento por precipitación, etc.

Es importante también la presencia de elementos de aleación que se segregan en las fronteras de grano, impidiendo los mecanismos de deformación por deslizamiento entre fronteras, concentrando esfuerzos mecánicos que pueden dar lugar a la formación de cavidades.

TAMAÑO DE GRANO

Cuando un monocristal es deformado en tensión, es libre de deformarse en un sistema de deslizamiento simple, y de cambiar su orientación por medio de una rotación de la red cristalina a medida que toma lugar el alargamiento. Sin embargo los granos individuales en una probeta policristalina no están sujetos a un sistema de esfuerzo uniaxial simple, cuando ésta es deformada en una prueba de tensión. En un policristal la continuidad debe mantenerse de tal forma que los límites entre los cristales que se están deformando permanezcan intactos. Además cada grano trata de deformarse en forma homogénea de acuerdo a la deformación de la probeta como un todo, las barreras impuestas por la continuidad del material causan diferencias considerables en la deformación entre los granos vecinos, y la deformación dentro de cada grano.

A medida que se reduce el tamaño de grano es mayor el efecto de las fronteras de grano, por lo que el endurecimiento por deformación de un metal con tamaño de grano fino será mayor que el de un agregado policristalino con tamaño de grano "grueso".

La evidencia directa del endurecimiento mecánico debido a las fronteras de grano, proviene de experimentos realizados en bicristales(14), en los que se varió la diferencia de orientación entre una frontera de grano longitudinal. El esfuerzo de fluencia de los bicristales se incrementaba linealmente al aumentar la desorientación en el límite de grano, y al extrapolar el ángulo de desorientación hasta cero, se obtenía un valor cercano al del esfuerzo de fluencia de un monocristal. Estos resultados implican que una frontera de grano "simple" tiene una resistencia inherente pequeña, y que el endurecimiento debido a las fronteras de grano proviene de la interferencia mutua al deslizamiento dentro de las mismas.

Hall y Petch(15) establecieron una relación empírica entre el esfuerzo de fluencia tensil y el tamaño de grano, dada por la siguiente ecuación:

$$\sigma_0 = \sigma_i + K'D^{-1/2} \dots \dots \dots (6)$$

Donde:

σ_0 = Esfuerzo de fluencia

σ_i = Esfuerzo de fricción opuesto al movimiento de las dislocaciones.

K' = Constante

D = Tamaño de grano.

De aquí que al aumentar el tamaño de grano, disminuya el esfuerzo de fluencia del material.

1.2.- ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS.

1.2.1.- CARACTERISTICAS GENERALES.

Los aceros inoxidable austeniticos, son aceros fabricados con altos contenidos de Cromo (16-26%) y Niquel (6-22%), y como en los aceros ferriticos, el carbono se encuentra presente como elemento residual, controlado al limite más bajo posible. Estos aceros no se endurecen por tratamiento térmico, pero pueden ser trabajados en frio para dar altos niveles de resistencia.

Resistencia a la corrosión (16).- Los aceros austeniticos tienen considerablemente mejor resistencia a la corrosión que los aceros martensiticos y ferriticos, y se caracterizan por su excelente resistencia mecánica y resistencia a la oxidación a elevadas temperaturas.

Los aceros inoxidable austeniticos son considerados los más resistentes a las atmósferas industriales y a los medios ácidos. Sus superficies abrillantadas por pulido, permanecen brillantes en la mayoría de las condiciones ambientales. A medida que las condiciones son más severas se requiere de un mayor contenido de elementos aleantes.

Corrosión por picadura.- La adición de Molibdeno (mayor del 2%), promueve la resistencia a la picadura. Los aceros del tipo AISI 316 son los más conocidos con adiciones de molibdeno. Para medios más agresivos al picado, se requiere de mayores contenidos de Niquel y Molibdeno.

Otra variable que debe considerarse cuando se habla de picaduras, es la limpieza del acero, a menor contenido de inclusiones y precipitados mejor es la resistencia a las picaduras.

Corrosión intergranular.- La mayor desventaja al utilizar aceros inoxidable austeniticos es, que bajo temperaturas entre 450 y 700 °C, el acero se vuelve más susceptible a la corrosión intergranular. El grado de susceptibilidad a la corrosión después de calentar el acero en este rango es función del tiempo, temperatura y composición. Disminuyendo el contenido de carbono por debajo del valor de saturación de la solución sólida, la sensibilización se reduce drásticamente (17). En los aceros AISI, se identifica a los aceros con menor contenido de carbono con el subfijo "L", por ejemplo, el acero AISI 304L contiene menor cantidad de carbono que el del tipo AISI 304.

El efecto nocivo del carbono generalmente es explicado por la teoría de la disminución del Cromo. La sensibilización se caracteriza por la formación y precipitación de carburos ricos en Cromo, del tipo M₂₃C₆, a lo largo de las fronteras de grano. Las áreas inmediatamente adyacentes a los precipitados son disminuidas en su contenido de Cromo y vuelven al acero más susceptible a la corrosión.

Además de los aceros de bajo carbón, existe la serie de los aceros estabilizados, los cuales contienen Nb ó Ti para mejorar la resistencia a la sensibilización. Los elementos estabilizadores se combinan con el carbón que hay en exceso en la solución sólida, para prevenir la precipitación del carburo del tipo M₂₃C₆.

Corrosión bajo esfuerzos.- Muchos aceros inoxidables austeníticos son susceptibles al agrietamiento por corrosión bajo esfuerzo en soluciones que contengan cloruros, especialmente con un PH de 2 a 10 y temperaturas mayores de 303°C. También se sabe que las soluciones cáusticas concentradas causan agrietamiento por corrosión bajo esfuerzo. A través de la selección adecuada de tratamiento térmico, composición, etc., se pueden utilizar algunos aceros inoxidables específicos, en condiciones de agrietamiento por corrosión bajo esfuerzo como el AISI 304.

Corrosión catastrófica.- El comportamiento de algunos aceros inoxidables en pruebas de corrosión por picadura, es una buena indicación del comportamiento del acero bajo corrosión catastrófica. Esta se refiere al ataque acelerado que ocurre entre superficies unidas ligeramente. La causa del ataque es el gradiente de concentración en la solución que se encuentra entre las áreas expuestas de las caras unidas ligeramente y de las áreas superficiales más accesibles. Alejar al acero con Molibdeno, Cromo y Niquel, es una acción preventiva y correctiva contra la corrosión catastrófica.

Corrosión galvánica.- Los aceros inoxidables austeníticos pueden ser activos ó pasivos en un medio acuoso. Cuando son pasivos los aceros inoxidables son relativamente nobles. De esta forma todos los metales más activos se comportarán en ese ambiente como un ánodo cuando se haga un contacto galvánico. Por el contrario, cuando los aceros inoxidables son activos se comportan de manera similar al hierro y ellos serán el ánodo en la celda galvánica, si el otro metal es más noble. Los aceros inoxidables austeníticos, en comparación con los martensíticos y ferríticos, generalmente son más pasivos en medios ácidos acuosos.

Estando recocidos, estos aceros no son magnéticos pero llegan a hacerse parcialmente magnéticos después de trabajarse en frío. Los aceros austeníticos son notables por su excepcional tenacidad y ductilidad y son particularmente apropiados para operaciones difíciles de formado en frío.

Estos aceros pueden ser trabajados en caliente por forjado o laminado sin mucha dificultad y también, como los aceros ferríticos, pueden ser enfriados al aire después del trabajo en caliente sin el peligro de que se agrieten. Para la maquinabilidad de los aceros austeníticos generalmente se requieren cortes más gruesos y velocidades más bajas que los empleados en los aceros martensíticos y ferríticos.

Este grupo de aceros puede soldarse fácilmente, obteniéndose soldaduras fuertes y tenaces; sin embargo, al calentar el área soldada no se puede evitar que pase por las temperaturas críticas en las cuales precipitan los carburos de Cromo. De ahí que en estos casos es necesario recocer, después de efectuar la soldadura. Cuando no es práctico el recocido después de la soldadura, deberán usarse aceros estabilizados como los son el 321 y 347 ya que son menos susceptibles a la corrosión intergranular.

1.2.2.- ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS ESTABILIZADOS CON TITANIO.

A).- COMPOSICION Y USOS.

Los aceros inoxidable austeníticos del tipo AISI 321 tienen la siguiente composición nominal (% en peso) (15):

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Ni	%Ti
0.08	1.0	2.0	0.045	0.03	17-19	9-12	5 x %C
max	max	max	max	max			

USOS

El acero 321 es utilizado para soldaduras sujetas a condiciones corrosivas severas, y para servicio entre 425°C y 870°C. También se usa para múltiples de escape en aeronáutica, cascos de caldera, equipos de proceso y juntas de expansión.

B).- CONDICIONES DE SERVICIO.

Los materiales metálicos son usados para aplicaciones a temperaturas elevadas, sin embargo bajo tal condición son tres los principales problemas que debe enfrentar el diseño de piezas ó estructuras metálicas:

a).- Termofluencia.- En condiciones de carga estática, es posible observar, bajo condición de alta temperatura ($T > 0.5 T_{\text{fusión}}$), que un material presenta deformación dependiente del tiempo aún cuando el esfuerzo aplicado se encuentre por debajo del esfuerzo de cedencia definido a esa misma temperatura.

Este tipo de comportamiento ha recibido el nombre de termofluencia ó fluencia lenta (creep) y la deformación exhibe las características de un proceso térmicamente activado, ya que los obstáculos que impiden el deslizamiento de dislocaciones pueden ser superados gracias a la participación de los procesos difusivos.

Se han desarrollado programas de pruebas para evaluar el comportamiento en servicio durante un largo tiempo, esto ha ocasionado un cambio de actitud hacia la termofluencia, no para prevenirla, pero sí para diseñarla. Si se continúa la prueba de termofluencia bajo una carga tensil, habrá una falla conocida como ruptura por esfuerzo ó ruptura por termofluencia. Las variables importantes en ella son la temperatura y el esfuerzo. La mayoría de las veces los programas de pruebas se realizan de la siguiente manera:

- Calentando la probeta a la temperatura deseada
- Aplicando la carga requerida
- Midiendo periódicamente el alargamiento

Usualmente las pruebas se corren a carga (fuerza) constante en vez de esfuerzo constante, por lo que debe realizarse una compensación en el cambio de esfuerzo, al ir cambiando las dimensiones de la probeta. La información obtenida de dichas pruebas se ilustra esquemáticamente por la curva idealizada de termofluencia mostrada en la figura 1.3.

Al incrementar la temperatura y el esfuerzo, se produce un incremento en la termofluencia o en la velocidad de alargamiento, y una disminución en el tiempo a la fractura. La curva puede ser dividida en tres etapas que son:

- 1.- Etapa primaria, caracterizada por una disminución en la velocidad de termofluencia.
- 2.- Etapa secundaria, caracterizada por una velocidad de termofluencia constante, y en la cual se tiene el valor mínimo.
- 3.- Etapa terciaria, caracterizada por un incremento en la velocidad de termofluencia y por aproximarse a la ruptura.

La mayoría del tiempo de exposición de una parte estructural se encuentra en el intervalo de la termofluencia secundaria o mínima, excepto para aplicaciones que involucren un tiempo muy corto de vida en servicio. Para fines prácticos, frecuentemente son ignoradas la termofluencia primaria y terciaria, por lo que la información obtenida de cada prueba son la velocidad mínima de termofluencia y el tiempo a la fractura.

Una evaluación completa del material involucra varias pruebas a diferentes temperaturas y niveles de esfuerzo. Los datos obtenidos de dichas pruebas son usados para fines de diseño usando procedimientos de interpolación y de extrapolación. Por ejemplo la información requerida para el diseño de un calentador de gas, con un tiempo estimado de vida de 20 años en servicio, obviamente no puede obtenerse de una prueba en tiempo real. La presentación en una escala logarítmica del esfuerzo contra el tiempo a la fractura a temperatura constante, o el esfuerzo contra la velocidad de termofluencia mínima, muestra frecuentemente un comportamiento rectilíneo. Este comportamiento se ilustra en la figura 1.4 para varios aceros inoxidables austeníticos, lo cual permite que pueda haber interpolación y extrapolación de datos fácilmente.

b).- Oxidación.- A mayor temperatura mayor es la solubilidad del oxígeno en el metal y mayor también es la rapidez de reacción. La incorporación del oxígeno en el acero, a través de la oxidación del hierro y del carbono, fragilizan al mismo por lo que se deben añadir elementos con menor energía de formación de óxidos Cr, Mn, Ti, Nb, Al, capaces de formar rápidamente una capa de óxido protectora, que impida la oxidación del hierro.

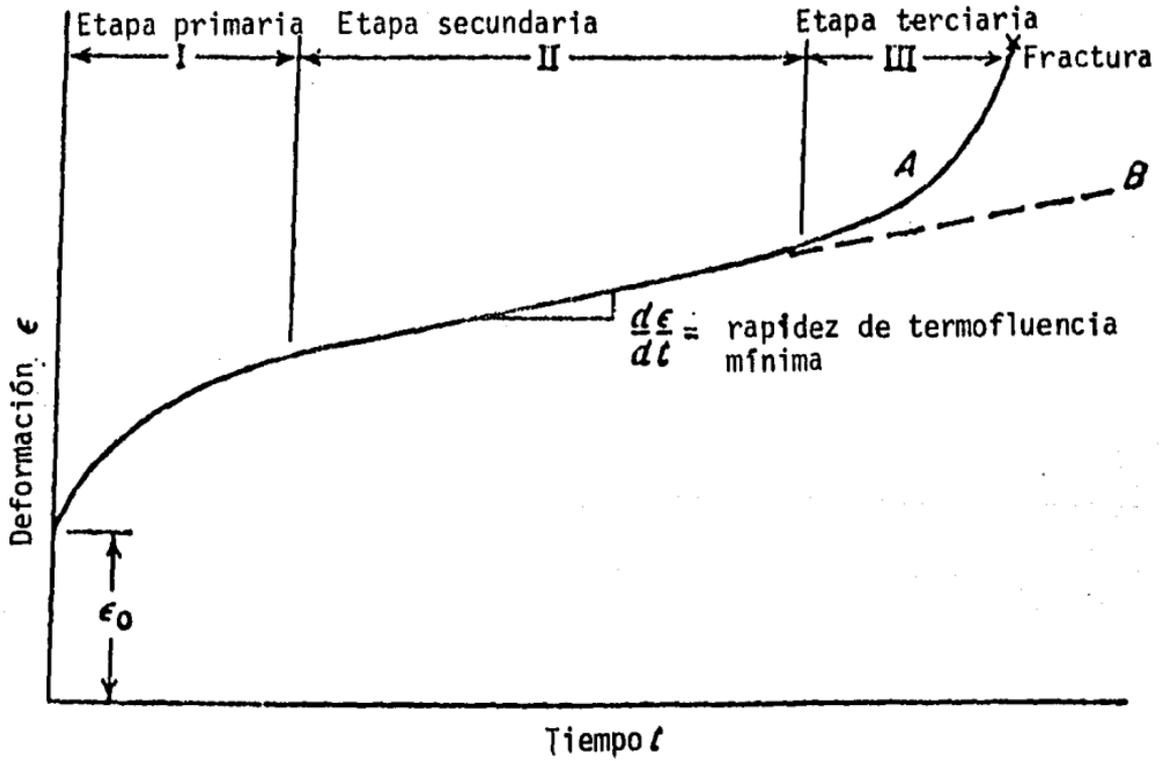


FIGURA 1.3 CURVA DE TERMOFLUENCIA IDEALIZADA.

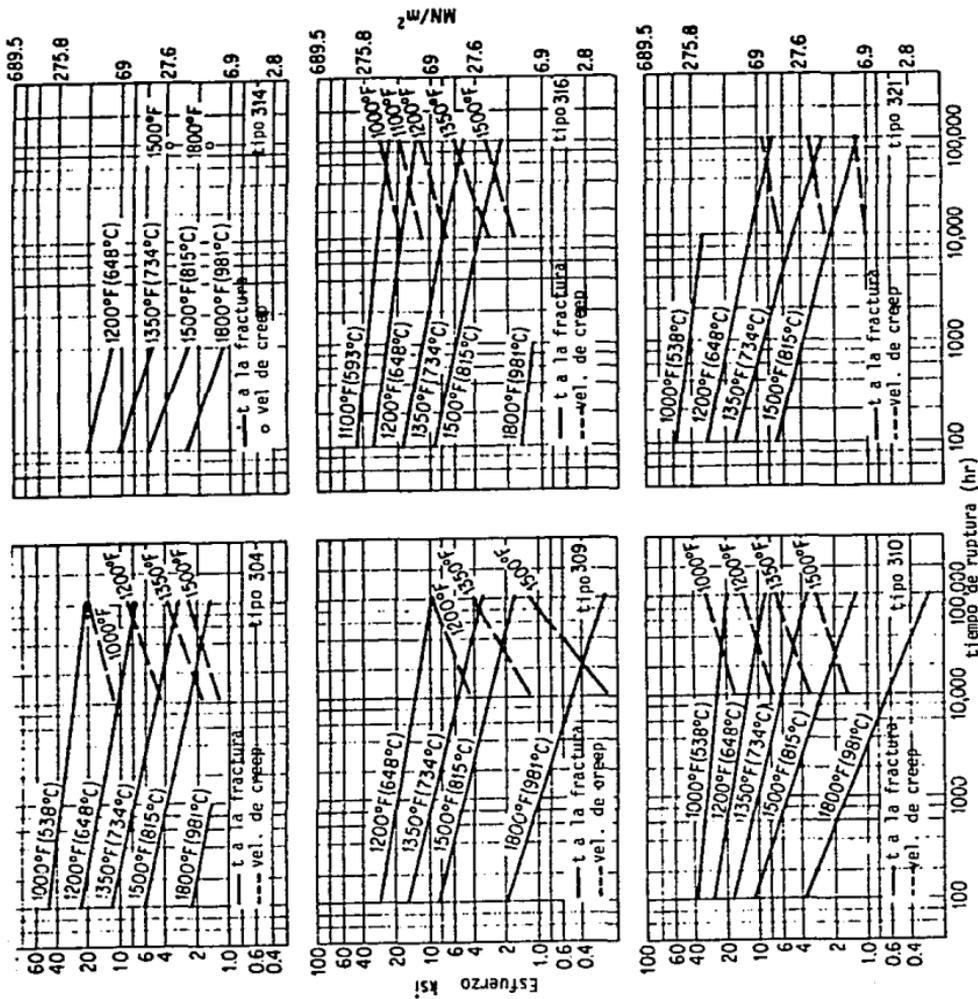


FIGURA 1.4 CURVAS DE ESFUERZO CONTRA TIEMPO A DIFERENTES TEMPERATURAS EN TERMOFLUENCIA.

Para largos tiempos de operación, los aceros inoxidable austeníticos presentan la mejor combinación de resistencia mecánica y de resistencia a la oxidación para temperaturas mayores que 538°C. Para temperaturas y tiempos menores, los aceros de grado "alta resistencia", como los martensíticos y los endurecibles por precipitación, pueden presentar mayores ventajas, pero al incrementar los requerimientos de temperatura y tiempo en servicio, los procesos de endurecimiento tales como el trabajado en frío, transformación martensítica y endurecimiento por precipitación, van perdiendo efectividad. Por esto el endurecimiento por solución sólida y por dispersión de partículas, llega a ser el mecanismo que desarrolla la resistencia mecánica a altas temperaturas. Es ésta la razón por la que los aceros son usados en condición de recocido, estructuralmente estables.

c).- Variaciones en sus propiedades elásticas.- Conforme la temperatura aumenta, disminuye el módulo de corte del material, reduciendo el límite de cedencia del acero.

Sin embargo podemos considerar a éste efecto como secundario ante la influencia de los elementos de aleación para la estabilización austenítica, reducción en la probabilidad de oxidación y alteración estructural por la formación de carburos en el metal.

C).- RECOMENDACIONES DE MANEJO PARA SU MEJOR USO.

Los aceros inoxidable del tipo 321 y 347 contienen Ti ó Nb, los cuales forman carburos de Titanio TiC ó carburo de Niobio NbC respectivamente. Cuando los aceros son empleados principalmente como grados "estabilizados" para prevenir una corrosión intergranular subsecuente, se les debe dar un tratamiento térmico de estabilización, en el cual precipitan el TiC ó NbC en forma inócua, reduciendo el contenido de carbón en la matriz y en esta forma se les protege contra la precipitación del carburo M₂₃C₆. Estos tratamientos de estabilizado se llevan a cabo entre 842 y 898°C durante varias horas. La importancia del tratamiento de estabilizado depende del servicio a que se someta el acero, y se aplica más comunmente a los aceros del tipo 321 que a los del tipo 347.

Alternativamente los aceros pueden ser recocidos para disolver la mayor cantidad de carburos TiC ó NbC que sea posible, y entonces ponerlos en servicio en alguna temperatura dentro del intervalo de precipitación. La subsecuente precipitación intergranular de los carburos tipo "MC" durante la termofluencia incrementa la resistencia del acero. El carburo tipo MC puede precipitar en dislocaciones, fallas de apilamiento en las fronteras de grano y dentro de la matriz.

Para obtener una máxima resistencia por efecto de la precipitación del carburo MC, la temperatura de recocido debe ser muy alta para disolver la máxima cantidad de carburos de titanio ó Niobio. El uso de temperaturas de recocido extremadamente altas puede tener otras consecuencias, por lo que las temperaturas usadas representan un compromiso. Especialmente los aceros de grado "H" tratados térmicamente sufren un aumento adicional en la resistencia, ocasionado por las temperaturas de recocido arriba de lo normal. Para los aceros tipo 321 y 347 estas temperaturas van de 1050°C a 1149°C máximo.

La solubilidad del carbón es considerablemente reducida por la presencia de Titanio. La completa disolución del carburo TiC depende del contenido de carbón del acero y de la temperatura específica de recocido. También se ha observado que la precipitación del carburo TiC reducirá drásticamente el contenido de carbón de la matriz.

Basándose en la consideración de los pesos atómicos del Titanio y del carbón, la cantidad de Titanio considerada necesaria para una estabilización efectiva, es de cuatro veces la concentración de carbono. Sin embargo esta consideración no es correcta, ya que el carburo de Titanio y el Nitruro de Titanio son idénticos estructuralmente. Ambos son cúbicos centrados en las caras con el carbono ó el nitrógeno ocupando posiciones octaédricas en la red. El nitrógeno puede reemplazar al carbono en el carburo y viceversa. Por esto el compuesto es llamado carbonitruro de Titanio, Ti(CN).

Así para determinar la cantidad necesaria de Titanio para una estabilización efectiva, debe tomarse en cuenta la presencia del nitrógeno y el efecto del tratamiento térmico. Generalmente esta cantidad de titanio es de ocho a diez veces el contenido en peso del carbón.

1.3.- FRACTURA.

La fractura es la separación ó fragmentación de un cuerpo sólido en dos ó mas partes, la cuál ocurre bajo la acción de un esfuerzo. Es un proceso que consta de dos etapas:

- 1.- Etapa de Nucleación
- 2.- Etapa de propagación de la grieta

En la etapa de nucleación la grieta comienza a formarse por diferentes mecanismos, los cuales van a operar dependiendo del material, la temperatura, el estado de esfuerzos y de la velocidad de carga.

En la etapa de propagación, la grieta se propaga y crece hasta el momento de la fractura.

Basándonos en su apariencia macroscópica, las fracturas se clasifican en transgranulares e intergranulares. En las primeras la grieta sigue una trayectoria que pasa através de los granos, mientras que la segunda sigue una trayectoria a lo largo de los límites de grano.

Existen muchos tipos diferentes de fractura, los cuales pueden clasificarse de acuerdo a los mecanismos de fractura y a las características microscópicas asociadas con cada uno de ellos. De aquí que puedan clasificarse en 4 categorías:

- a.- Coalescencia de microcavidades o ruptura por hoquedades (dimples).
- b.- Clivaje transgranular.
- c.- Fatiga.
- d.- Ruptura por pérdida de cohesión.

- a.- Coalescencia de microcavidades.

En los materiales metálicos cuya fractura ocurre bajo carga simple, la superficie de fractura muestra numerosas depresiones en la microestructura. Estos rasgos de la superficie son conocidos como hoyuelos ó "dimples" en la terminología de fractura, por lo que el nombre de ruptura por "dimples" se le da a la fractura que ocurre de este modo. Los hoyuelos se forman por un proceso de nucleación de microcavidades en, ó alrededor de sitios donde la deformación plástica local es alta. Las inhomogeneidades microscópicas como los precipitados, inclusiones, límites de grano, etc., actúan como sitios preferenciales en la nucleación de microcavidades. Al aumentar la deformación, las microcavidades crecen, coalescen y se rompen para producir hoquedades en las superficies fracturadas.

El tipo de carga y la cantidad de microcavidades nucleadas determinan la forma y el tamaño de los "dimples", respectivamente. Cuando hay nucleación abundante, el crecimiento de las microcavidades es limitado y se observa una alta densidad de hoyuelos de tamaño pequeño en las superficies de

fractura. Por el contrario, si sólo son nucleadas pocas microcavidades, estas pueden crecer a tamaños más grandes antes de coalescer y producir dimples aislados de mayor tamaño. Bajo una carga tensil uniaxial en un material dúctil se produce una fractura de hoyuelos equiaxiales.

b.- Fractura por clivaje transgranular.

Esta fractura exhibe poca o nula deformación plástica y ocurre a lo largo de planos cristalográficos de bajos índices. Este tipo de fractura es común en materiales con estructura cubica centrada en el cuerpo y estructura hexagonal compacta.

El tipo de fractura por clivaje se favorece bajo condiciones de esfuerzo triaxial alto, velocidades de deformación altas, y bajas temperaturas.

c.- Fractura por fatiga.

La fatiga resulta de mantener a un material bajo condiciones de carga cíclica; Ella no es por si misma un mecanismo de fractura, ya que involucra varios mecanismos en la iniciación y propagación de grietas.

El mecanismo que esté operando en un caso particular está determinado por la orientación cristalográfica y homogeneidad del material, por la frecuencia de ciclaje, el nivel de esfuerzo alternado, el medio ambiente y el espesor de la pieza de que se trate.

d.- Fractura decohesiva.

Se conoce como fractura decohesiva a la separación de las superficies de fractura a lo largo de trayectorias "débiles". Los factores que promueven este tipo de fractura son dos:

1.- Variables morfológicas como la precipitación en los límites de grano, la formación de fases de baja resistencia y los defectos estructurales a lo largo de los límites de grano.

2.- Factores ambientales, los cuales promueven la interacción material-medio ambiente como el agrietamiento por corrosión bajo esfuerzo y la fragilización por hidrógeno.

El ejemplo más común de ruptura decohesiva es la fractura intergranular debido a que en los límites de grano abundan inhomogeneidades del material. La fractura intergranular se manifiesta por la presencia de facetas de grano separadas.

Las fracturas pueden clasificarse también en dúctiles y frágiles. Las primeras se caracterizan por una apreciable deformación plástica que sufre el material y las superficies de fractura antes o durante la propagación de la grieta. En cambio en las fracturas frágiles no hay una deformación plástica importante. También existen fracturas combinadas en las que en algunas zonas de la superficie de fractura pueden ser dúctiles mientras que otras zonas pueden presentar fractura frágil.

Un ejemplo de fractura dúctil es aquel que ocurre por coalescencia de microcavidades, mientras que una frágil puede ser una fractura por clivaje o por ruptura decohesiva.

1.3.1.- Fractura dúctil.

La fractura dúctil es caracterizada por una deformación plástica apreciable antes y durante la propagación de la grieta.

Existen tres tipos de fractura dúctil en el ensayo de tensión:

- a.- Fractura por copa y cono.
- b.- Fractura por doble copa.
- c.- Ruptura dúctil

a.- Fractura de copa y cono.

El tipo de fractura que ocurre más frecuentemente en los ensayos de tracción es la de tipo copa y cono, ilustrada en la Figura 1.5, la cual ocurre como resultado de la nucleación de microcavidades, seguida por la formación de una grieta central, la cual actúa como una muesca interior que tiende a concentrar la deformación en sus puntas en bandas delgadas de deformación cortante elevada. Bajo la acción combinada de los esfuerzos tensiles y de las deformaciones cortantes resultantes, son nucleados "planos" de cavidades en estas bandas, las cuales crecen y se alargan hasta que ocurre su coalescencia, produciéndose la fractura local del plano de cavidades.

b.- Fractura de doble copa.

La formación de la doble copa no involucra un proceso de encuellamiento como en el caso de la fractura por copa y cono, ya que ocurre por un mecanismo llamado "corte dúctil". En este mecanismo se propone que durante el crecimiento de la grieta, un grano que se encuentra frente a la punta de la grieta, se desliza aparte como un monocristal, lo que ocasiona que su grano vecino también se deslice creando una nueva superficie de fractura por deslizamiento. Las dos mitades de la grieta inicial continúan separándose a medida que la punta de la grieta se aproxima a la superficie opuesta. La fractura ocurre cuando la superficie opuesta es alcanzada, como se ilustra en la Figura 1.4.

c.- Ruptura Dúctil.

El tercer modo de fractura dúctil de los metales en el ensayo de tracción de probetas sin muescas, es el llamado ruptura dúctil, ó simplemente ruptura, en la cual la reducción en área es del 100%. Debido a que el metal se separa en dos partes, por la deformación plástica localizada creciente, se concibe que el metal ha sufrido una ruptura y no una fractura, como en el caso de otras formas de separación del metal en donde han sido creadas nuevas superficies de fractura.

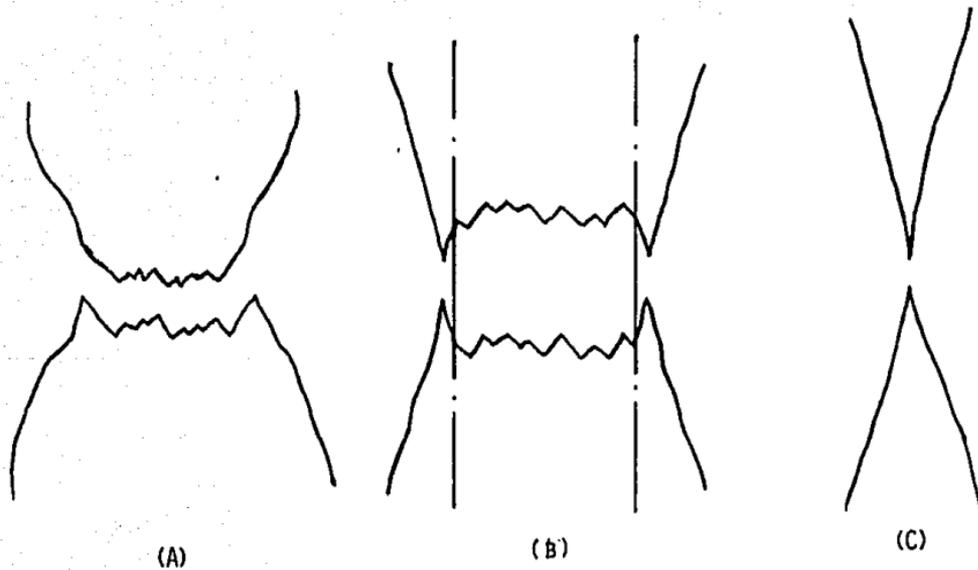


FIGURA 1.5 FRACTURAS DUCTILES EN METALES

A).- FRACTURA DE COPA Y CONO

B).- FRACTURA DE DOBLE COPA

C).- RUPTURA DUCTIL.

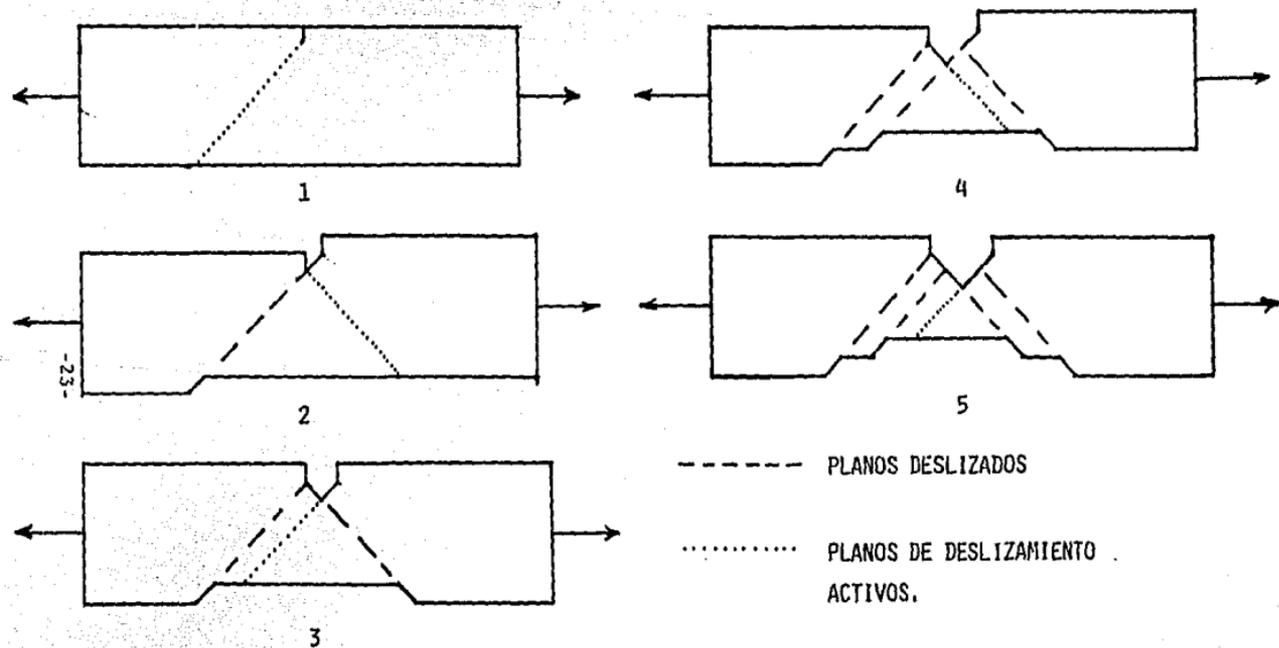


FIGURA 1.6 MECANISMO DE FRACTURA DE DOBLE COPA.

1.3.2.- Fractura Fráqil.

La fractura frágil en los metales es caracterizada por una alta velocidad de propagación de la grieta, sin una deformación apreciable macroscópicamente, y una micro deformación muy pequeña. Uno de los tipos de fractura frágil es la intergranular, en la cual la trayectoria de la fractura corre a lo largo de los límites de grano.

Fractura intergranular en termofluencia.

En los metales policristalinos en condiciones de baja temperatura y velocidades de termofluencia altas, se favorece la fractura transgranular, en cambio a bajas velocidades de termofluencia y temperaturas elevadas se favorece la fractura intergranular.

Cuando ocurre un cambio de fractura transgranular a intergranular en termofluencia, se observa una disminución en la ductilidad. Las aleaciones son más susceptibles a la ruptura intergranular mientras que los metales como el plomo y el aluminio exhiben solamente fractura transgranular.

Tipos de grietas intergranulares.

Existen dos tipos de grietas en la fractura que ocurre en condiciones de termofluencia, la diferencia que existe entre ellas está en su localización y en su modo de formación.

Las del primer tipo aparecen en puntos triples, donde se encuentran tres límites de grano, ilustrados en la Figura 1.7.

Estas grietas son llamadas de borde, tipo "w", de punto triple ó de esquina de grano, y se forman como consecuencia del deslizamiento en una ó dos fronteras de grano.

Las grietas del segundo tipo aparecen a lo largo de las fronteras de grano alejadas de los puntos triples, originadas por la cavitación. La manera en que se forman cierto tipo de cavidades de frontera de grano aún no es muy clara. Estudios recientes sobre la forma de estas cavidades indican que son de forma esférica ó elíptica (18 - 19).

El proceso de formación de las cavidades y su posterior crecimiento ha sido llamado "Cavitación".

1.3.3.- La microscopia electrónica de barrido, y el análisis fractográfico.

Antes de que aparecieran los microscopios electrónicos de barrido y de transmisión, los análisis fractográficos se realizaban por medio de la examinación visual y de la microscopia óptica. En la década pasada surge el SEM, como la alternativa más eficiente y versátil, para la caracterización de casi toda clase de fracturas.

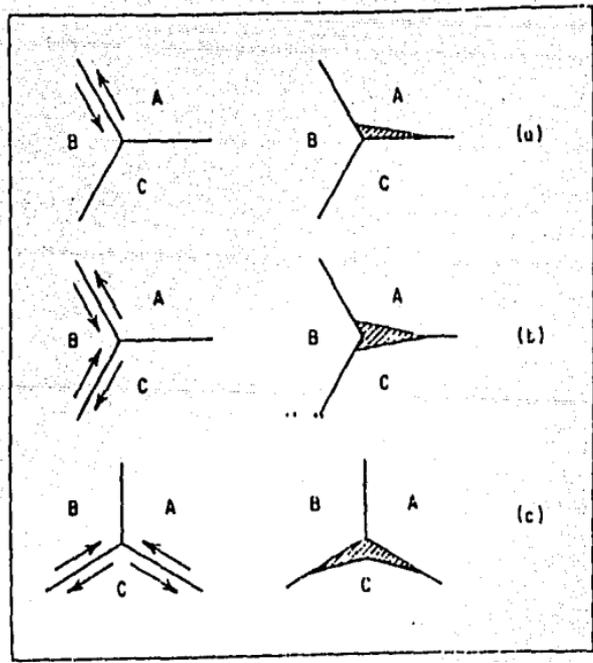


FIGURA 1.7 FORMACION DE GRIETAS EN PUNTOS TRIPLES DE FRONTERAS DE GRANO.

La microscopía electrónica de barrido (SEM) ofrece muchas ventajas sobre otras técnicas como por ejemplo la microscopía electrónica de transmisión (TEM). Cuando se trabaja SEM puede hacerse dentro de un amplio intervalo de aumentos, desde 5 hasta 50000x, mientras que en el TEM el menor aumento es de 200x. En el TEM solamente puede examinarse un área de 3 mm cuadrados, mientras en el SEM pueden examinarse áreas de hasta una pulgada cuadrada.

Además, en el SEM las superficies fracturadas pueden examinarse sin realizar preparación alguna de la muestra. La calidad de una macrofractografía de baja amplificación realizada en un SEM, es superior a la de una macrofractografía óptica, debido a que en el SEM la profundidad de campo es mayor, con lo que se obtiene un efecto tridimensional en las observaciones realizadas. En el SEM se permiten realizar cambios rápidos en los aumentos y se facilita la observación a muy altos aumentos de los detalles finos de interés en la superficie de fractura.

Un analista fractográfico requiere deducir, a partir de la apariencia externa de una superficie de fractura, las condiciones bajo las cuales pudo haber ocurrido una falla. Estos resultados le permiten descubrir posibles desviaciones de especificaciones del material o de diseño, y explicar las causas y mecanismos de falla (20).

La apariencia de una fractura está determinada por la combinación de varios factores:

- Tipo de carga aplicada
- Características de diseño
- Temperatura y ambiente
- Defectos, estructura interna y propiedades del material.

La naturaleza de la carga determina básicamente el modo de fractura. Por ejemplo, las fracturas que provienen de cargas de tensión, fatiga, impacto, compresión, doblez, torsión y corte, tienen varias características asociadas con el método de deformación.

Las características de diseño como las entallas, superficies de fricción, cambios de sección, áreas de concentración de esfuerzos, agujeros, etc., también pueden contribuir a que el material falle, especialmente en fracturas de fatiga. Otros factores que promueven la fractura son la corrosión química y la corrosión bajo esfuerzos, operación bajo temperaturas extremas y ciclados térmicos. Estos factores pueden provocar modificaciones metalúrgicas en la microestructura, formación de grietas, fragilidad por revenido, pérdida de resistencia a la fatiga, etc.

Los defectos inherentes al material, invariablemente lo debilitan. La orientación, forma y tamaño del defecto son factores importantes en este debilitamiento del material.

La estructura interna de los materiales metálicos es un acomodo de granos orientados al azar. La disposición entre los granos puede modificarse por medio de un trabajado mecánico o por tratamiento térmico y de esta forma cambiar las propiedades mecánicas del material.

Los métodos convencionales de determinación de propiedades, como los anteriormente mencionados, proveen información suficiente para predecir el comportamiento en servicio de una pieza que se encuentre trabajando en condiciones rutinarias. Sin embargo es frecuente que las propiedades del material influyan en la apariencia de la fractura, sin ser responsables de la misma.

Debido a la imposibilidad práctica de duplicar exactamente la historia mecánica y condiciones ambientales de fallas en servicio para pruebas de laboratorio, los analistas de fallas normalmente confían en aproximaciones pragmáticas, relacionando características macroscópicas y microscópicas de la fractura con las propiedades del material examinado.

En la vida real, las fracturas pueden ser muy diversas y cada fractura puede considerarse única, debido a que éstas resultan de operaciones simultáneas de varios mecanismos de fractura.

Para el presente trabajo, se pretende establecer si existen cambios en las características de la fractura de probetas de acero 321 y en tal caso proponer algún(los) mecanismo(s) responsable(s).

II.- DESAROLLO EXPERIMENTAL.

2.1.- CARACTERIZACION DEL MATERIAL.

El material utilizado en el presente trabajo fué un acero inoxidable austenítico AISI 321, de importación, en forma de placa de 3 / 16 " de espesor.

La caracterización del material comprende los siguientes puntos:

- a).- Composición Química.
- b).- Tamaño y forma de grano.
- c).- Microestructura.

a).- Composición química (% en peso).

%C	%P	%S	%Mn	%Si	%Cr	%Cu	%Ni	%Mo	%V	%Ti
0.065	0.027	0.003	1.26	0.70	17.67	0.17	9.19	0.20	0.06	0.26

Esta se determinó utilizando un espectrómetro de emisión.

Comparando la composición nominal para un acero AISI 321, especificada en la sección 1.2.2 del presente trabajo, se deduce que el acero utilizado es del tipo AISI 321.

b).- Tamaño y forma de grano.- Su medición se realizó siguiendo el método de intersección contenido en la norma ANSI/ASTM E 112-77, obteniéndose un valor del tamaño de grano promedio de 7.5 ASTM el cual abarca un rango de 22.2 a 23.8 μm .

En cuanto a la forma del grano se observó que era equiaxial, como puede constatarse en la Figura 2.1.

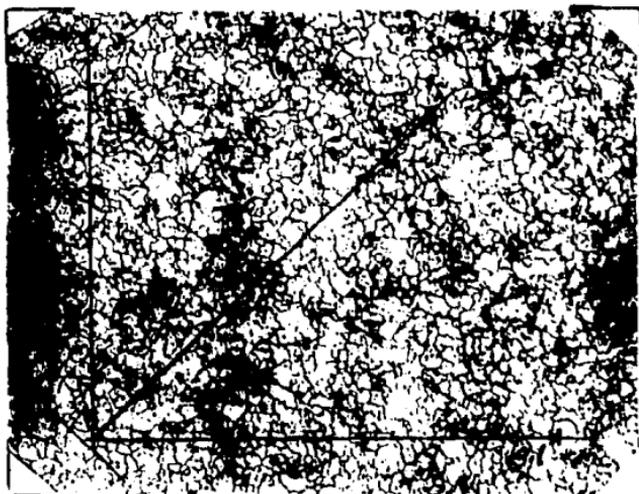


Figura 2.1 (100 X)

c).- Microestructura.- La Figura 2.2 muestra la microestructura del acero utilizado, correspondiente a una matriz Austenítica, con algunos carburos de Titanio, precipitados en los límites de grano.



Figura 2.2 (1000 X)

2.2.- PREPARACION DE LAS PROBETAS DE ENSAYO (Maquinado y tratamiento térmico).

Maquinado

Debido al tipo de mordazas de la máquina de ensayos mecánicos, se utilizó la norma ANSI/ASTM A-370 para tracción de probetas planas en condición de temperaturas altas ó ambiente.

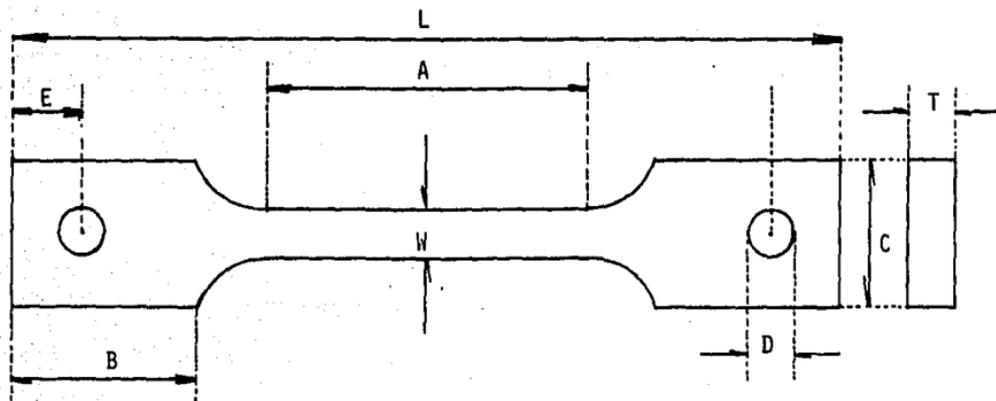
El maquinado se realizó en la UAM-Azcapotzalco y la geometría de las probetas se ilustra en la figura 2.3.

Tratamiento Térmico

Se les dió a todas las probetas un tratamiento térmico de relevado de esfuerzos para liberar aquellos posibles esfuerzos acumulados durante el proceso de laminado y de maquinado, y partir de una condición normalizada en todas las probetas.

La temperatura a la que se llevó el material fué de 750 °C y se mantuvo durante 8 horas, para posteriormente enfriar al aire. Se escogió este tiempo y temperatura de tal forma que no hubiera recristalización, ni se alterara el tamaño de grano promedio.

Una vez efectuado el tratamiento térmico a todas las probetas se procedió a darles un acabado superficial con una lija del grado 800. Esto se realizó con el fin de eliminar discontinuidades que estuvieran en la zona útil de la probeta y pudieran actuar como posibles concentradores de esfuerzos, y pudiera ocasionar, que los valores obtenidos no fueran representativos.



A= 1.5 "

B= 7/8 "

C= 3/4 "

D= 1/4 "

E= 3/8 "

W= 1/4 "

L= 3.75 "

T= 3/16 "

FIGURA 2.3 PROBETA PARA ENSAYOS DE TENSION A TEMPERATURAS

ELEVADAS.

2.3.- ENSAYOS MECANICOS.

2.3.1.- Equipo utilizado

Los ensayos de tracción se realizaron con la máquina INSTRON mod. 1125, que permite la realización de ensayos en dos tipos de régimen de deformación: velocidad de cabezal constante y rapidez de deformación constante, tanto a temperatura ambiente como a temperaturas elevadas.

2.3.2.- Condiciones de ensayo (Temperatura, rapidez de deformación y presión).

Temperatura

El máximo valor de la temperatura de ensayo utilizada en este trabajo fue de 760°C. Este límite lo impuso el tratamiento de endurecimiento por precipitación de los pernos de las mordazas de sujeción de la muestra.

No obstante consideramos que 760°C es un valor representativo de condiciones térmicas extremas de trabajo para tubos de caldera de acero AISI 321.

Rapideces de deformación.

El intervalo de velocidades de cabezal abarca desde .05 hasta 500 mm/min el cual puede ampliarse hasta 0.00005 mm/min debido a que la máquina cuenta con un regulador proporcional de velocidad que va del 00.1 % hasta 99.9 %.

Dentro de este intervalo tan amplio de velocidades, se ensayaron probetas desde una velocidad de 100 mm/min hasta 0.05 mm/min para detectar si había una transición dúctil-frágil.

La apariencia de la fractura cambiaba notablemente de dúctil a altas velocidades de ensayo hacia una fractura frágil a medida que disminuía la velocidad. Se detectó que la transición aparecía entre 50 y 0.5mm/min, por lo que se procedió a realizar el resto de los ensayos dentro de este intervalo de velocidades. Para ampliar la información que se obtuviera de los ensayos, se trabajó en un intervalo de velocidades de 5 a 0.005 mm/min, equivalentes a rapideces de deformación de 1.82×10^{-3} a 2.02×10^{-6} (1 / seg).

En un principio los ensayos se realizaron a rapidez de deformación constante, con la ayuda de una computadora Hewlet Packard la cual con un programa regulaba la velocidad del cabezal de tal forma que la rapidez de deformación se mantuviera constante, posteriormente se presentaron problemas con la interfase que recibía los datos directamente de la máquina INSTRON, y hubo necesidad de transformar los resultados de ensayos con velocidad de cabezal constante (K), a sus "equivalentes" de rapidez de deformación constante (E) mediante la ecuación (7), la cual se deduce en el apéndice I. Posteriormente se realizó el desarrollo de una ecuación que relacionara la velocidad de cabezal K, con la rapidez de deformación K'. En dicha ecuación se consideró que conociendo el

valor experimental de la velocidad de cabezal, se calculara el valor de K', tal que en ambas expresiones se tuviera la misma deformación ingenieril, para un mismo tiempo de ruptura.

La ecuación obtenida fué:

$$K' = \frac{\ln(Kt/l_0) + 1}{t_f} \dots \dots \dots (7)$$

Donde: l_0 = Longitud inicial
 t = Tiempo
 t_f = Tiempo a la fractura
 K = Velocidad de cabezal
 K' = Rapidez de deformación promedio

Presión de ensayo.

Los ensayos de tracción se tuvieron que realizar a una presión de 1×10^{-4} Torr, ya que las mordazas utilizadas eran de una aleación de Molibdeno-Titanio(0.5%) las cuales en un intervalo de temperatura de 500 a 980°C se oxidan excesivamente. Por encima de 500°C a la presión atmosférica, la capa exterior de óxido, MoO₃, sobre el molibdeno, comienza a volatilizarse, y a 770 °C la velocidad de evaporación iguala a la velocidad de formación del óxido. Como no se forma ningún óxido intermedio protector, la velocidad es lineal. Por encima del punto de fusión del MoO₃, a 815°C, la oxidación llega a ser catastrófica, goteando el MoO₃ fundido desde las superficies expuestas hasta que se alcanza una temperatura de 980°C, a la cual la evaporación es tan rápida que el óxido líquido no existe en contacto con la superficie del metal (21).

Para evitar esto se requiere de un vacío de al menos 1×10^{-3} Torr, con un orden de magnitud por debajo de este valor se asegura que no exista oxígeno y por lo tanto tampoco oxidación. Este vacío se consiguió usando una bomba mecánica y una bomba de difusión, conectadas a una cámara de vacío para altas temperaturas. Para evitar que los gases formados a la temperatura de ensayo fueran arrastrados al interior de la bomba de difusión, y de esta forma perjudicar las condiciones de vacío, se construyó una trampa fría para condensar los gases y así evitar que fueran arrastrados.

2.3.3.- Descripción de los ensayos.

Los ensayos de tracción uniaxial a temperaturas elevadas se realizaron siguiendo la siguiente secuencia:

- a).- Montaje de la probeta en las mordazas para altas temperaturas.
- b).- Montaje de probetas y mordazas dentro de la cámara de ensayos para altas temperaturas.

- c).- Montaje de la cámara para ensayos a temperaturas elevadas en el horno de resistencia, y montaje de ambos en la máquina de tracción.
- d).- Conexión de la cámara de ensayos con el sistema de bombas de vacío.
- e).- Obtención del vacío de 1×10^{-1} Torr, en la cámara de ensayos.
- f).- Obtención del vacío de 1×10^{-4} Torr, en la cámara de ensayo, con bomba de difusión.
- g).- Calentamiento de la cámara de ensayos en el horno eléctrico.
- h).- Calibración de la máquina de tracción INSTRON, con ayuda de la computadora H.P. 9825 A y de un programa elaborado en el Área de Ciencia de los materiales de la Universidad Autónoma Metropolitana Unidad Azcapotzalco.
- i).- Corrida del ensayo a la velocidad seleccionada.
- j).- Registro de datos obtenidos.
- k).- Desmontaje del equipo utilizado.
- l).- Preparación del equipo para el siguiente ensayo.

- a).- Montaje de la probeta en las mordazas para ensayos a temperaturas elevadas.

Las probetas pulidas con lija de grado 800 se limpiaron con agua y jabón neutro y se secaron con alcohol para eliminar cualquier rastro de grasa que pudieran tener, la cual sería perjudicial para la obtención de un alto vacío en la cámara de ensayos. Una vez limpias se montaron en las mordazas para probetas planas, para ensayos a temperaturas elevadas, cuidando de no dejar rastros de grasa en todo el dispositivo. Una vez montadas las probetas se colocó el termopar lo más cercano a la zona útil de las mismas para medir la temperatura durante el ensayo, cuidando que el termopar quedara bien sujeto tanto a las mordazas como a las probetas, evitando que pudiera romperse durante el ensayo.

- b).- Montaje de probeta y mordazas dentro de la cámara de ensayos.

Se introdujo el sistema de probeta y mordazas en la cámara de ensayos para temperaturas elevadas, cuidando que la cámara quedara cerrada herméticamente ajustando las piezas que sostenían las mordazas con los sellos de la cámara, a los que se les untó grasa de vacío para que sellaran perfectamente con las piezas de las mordazas y evitar así cualquier peligro de fugas. Además, se cuidó que las piezas que embonaban en los sellos estuvieran libres de rayaduras o de cualquier clase de discontinuidad, con el fin de evitar fugas al conectar el sistema de vacío.

El tipo de mordazas utilizadas se ilustra en la Figura 2.4. Un problema importante se presentó con el sistema de mordazas utilizadas, referente a los pernos de sujeción entre la probeta y las mordazas, teniendo que sustituirse por otros más resistentes. Se investigó que tipo de material soportaría trabajar a temperaturas elevadas conservando su elevada resistencia a la tracción y su límite elástico, y se llegó a la conclusión que el Inconel X-750, tratado térmicamente podría trabajar bajo esas condiciones.

Los pernos de Inconel X-750 se maquinaron por electroerosión, en el Instituto de Física de la UNAH; una vez elaborados se procedió a darles los siguientes tratamientos Térmicos:

Tratamiento de solubilización a 1148°C durante 2 horas, y enfriamiento al aire.

Tratamiento de estabilización a 843°C durante 24 horas, y enfriamiento al aire.

Tratamiento de estabilización a 705°C durante 20 horas, y enfriamiento al aire.

Esta serie de tratamientos es aplicable a barras, y forjas para servicio a temperaturas elevadas, y se obtiene con ellos una máxima resistencia a la termofluencia, a la relajación y a la ruptura, aún por encima de los 593°C (22).

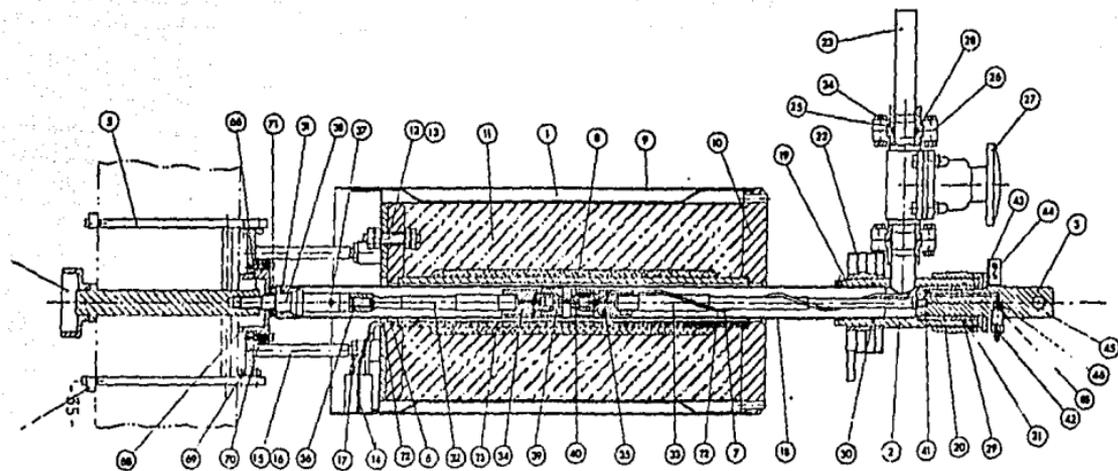
En la Figura 2.5 se ilustran las propiedades tensiles, a diferentes temperaturas de operación, de una barra de Inconel X-750 con los tratamientos anteriormente mencionados. De ella podemos deducir que el material tendrá un esfuerzo de fluencia de aproximadamente 65000 psi (45.74Kg/mm²), a una temperatura de 760°C, razón que influyó para que la temperatura de los ensayos fuera de 760°C o menor, evitando así que los pernos se cizallaran durante el ensayo.

c).- Montaje de la cámara de ensayos a temperaturas elevadas en el horno de resistencia, y montaje de ambos en la máquina de tracción.

Una vez colocadas la probeta y las mordazas dentro de la cámara de ensayos, se procedió a montarlas dentro del horno de resistencia que se instaló previamente en la máquina para ensayos de tracción. El conjunto ya instalado dentro del horno se ilustra también en la Figura 2.4.

Al colocar la cámara dentro del horno y sujetarla al cabezal móvil de la máquina, se cuidó que las piezas embonaran bien y sin dificultad alguna para que la cámara de ensayos quedara cerrada herméticamente y sin fugas. También se cuidó que las partes móviles de las mordazas corrieran libremente dentro de la cámara sin ocasionar fugas en el sistema de vacío.

Posteriormente, la parte superior de las mordazas se ajustó con el collar de bronce de la cámara, para que al romperse la probeta, las superficies fracturadas no se frotaran una contra otra evitando alteraciones en su aspecto, para poder realizar



Instalación de horno y cápsula de vacío.

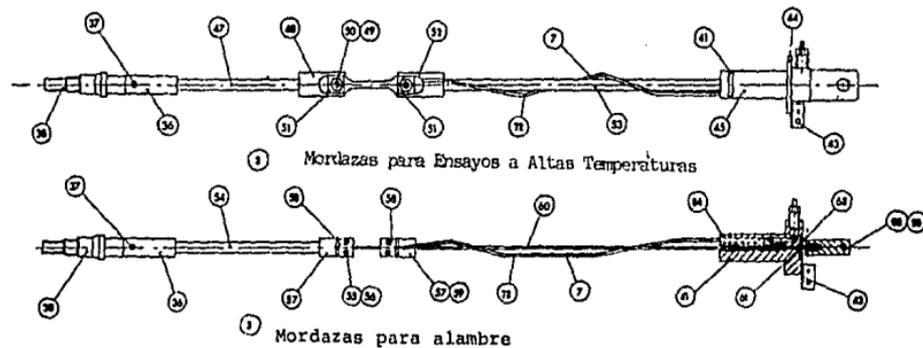


FIGURA 2.4 ESQUEMA DE MORDAZAS UTILIZADAS (ENSAYOS A TEMPERATURAS ELEVADAS)

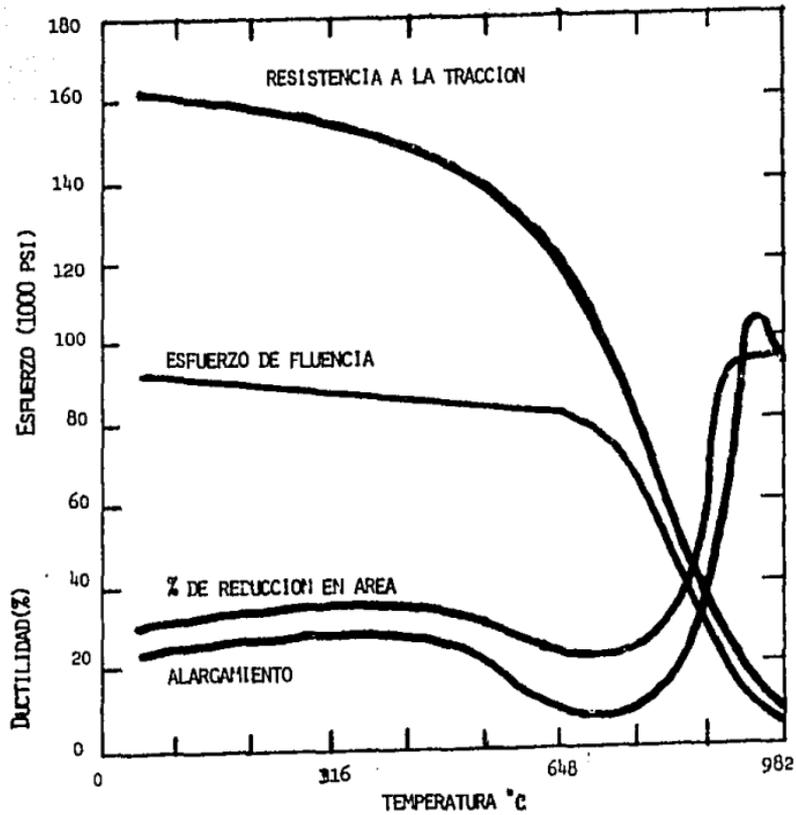


FIGURA 2.5 PROPIEDADES TENSILES DEL INCONEL X-750 A TEMPERATURAS ELEVADAS.

posteriormente sobre ellas el análisis fractográfico. Por último, se subió el cabezal móvil de la máquina de tracción y se ajustó hasta quedar a la altura del sostén de la mordaza superior.

d).- Conexión de la cámara de ensayos con el sistema de vacío. Esta etapa se realiza conectando la cámara de ensayos con el sistema de vacío. Entre estos dos dispositivos se encuentra construida una trampa fría para retener los gases que pudieran generarse a la temperatura de ensayo, de esta forma se evita que los gases sean arrastrados al interior de las bombas y se asegura que el vacío generado por ellas se conserve durante todo el ensayo. Dado que el tiempo de los ensayos es largo, se necesita estar cambiando constantemente el hielo de la trampa, para conservarla fría.

e).- Obtención del vacío de 1×10^{-1} Torr, en la cámara de ensayos.

Primeramente se encendió la bomba mecánica y se hizo vacío solo en el sistema de conexiones, hasta donde estaba una válvula de paso, que da acceso a la cámara de ensayos. Esto se hizo con el fin de detectar posibles fugas en el sistema de conexiones. Posteriormente se abrió la llave de acceso a la cámara de ensayos y se esperó un tiempo para evacuar el aire contenido en la cámara, en seguida se observó la lectura del medidor de vacío si era la misma lectura que se tenía antes de abrir la llave de acceso a la cámara, se consideró que no existían fugas.

f).- Obtención del vacío de 1×10^{-4} Torr, en la cámara de ensayos, con bomba de difusión.

Una vez obtenido el vacío de 1×10^{-1} Torr, en la cámara de ensayos, se cierra la llave de acceso a la cámara y se abre la válvula que conecta a la bomba mecánica, con la de difusión. De esta forma se evacua el aire que estuviera en la cámara de calentamiento de la bomba de difusión, ya que si no se evacuara podría oxidar el aceite de la bomba de difusión y ocasionar que ésta no trabajara adecuadamente. Cuando se tiene el vacío de apoyo en la cámara de calentamiento de la bomba de difusión, se procede al calentamiento de la misma, el tiempo de calentamiento es de aproximadamente media hora. En seguida se enciende el medidor de vacío Penning y si la lectura es de 1×10^{-3} torr teniendo cerrada la llave de alto vacío, ilustrada en la Figura 2.6, se procede a igualar presiones tanto en la cámara de calentamiento como en la cámara de ensayos, y se abre la válvula de alto vacío de cierre rápido. Al hacer esto la lectura del medidor Pennig va disminuyendo rápidamente hasta llegar a un vacío de 1×10^{-4} Torr. Posteriormente si no existen fugas de ninguna clase la lectura puede disminuir hasta 1×10^{-5} Torr al transcurrir el tiempo del ensayo.

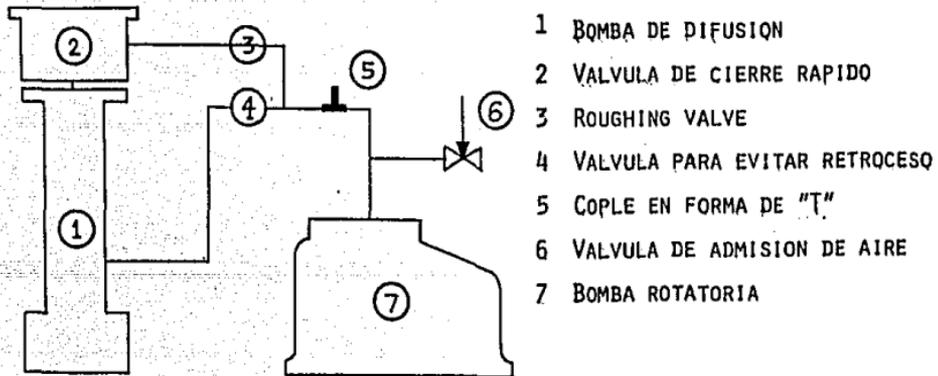


FIGURA 2.6 ESQUEMA DEL SISTEMA DE BOMBAS DE VACIO UTILIZADAS
PARA REALIZAR LOS ENSAYOS DE TRACCION AL VACIO.

En caso de que al abrir la válvula de cierre rápido no se tenga el vacío indicado anteriormente, es señal de que existen fugas. Para detectar las mismas se utiliza acetona, rociandola en las uniones de la tubería o en los lugares donde se sospeche que esté alguna fuga. Si la lectura del medidor disminuye drásticamente, esto indica que la acetona penetró al sistema de vacío, y por lo tanto hay una fuga en ese lugar. Para corregir la fuga se utilizó como sellador teflón diluido en acetona, éste líquido se aplicó directamente en el lugar donde se detectó la fuga hasta observar que la lectura del medidor se normalizaba.

Por lo general, donde ocurría el mayor número de fugas era en la salida del termopar de la cámara de ensayos, ya que las fugas ocurrían a lo largo de los tubos bifilares de alumina que enfundaban a los alambres del termopar, porque eran de diferentes diámetros.

Una vez alcanzado el vacío de 1×10^{-4} Torr a temperatura ambiente, se procedió a calentar el horno de resistencia, y al mismo tiempo se suministró hielo a la trampa de gases.

g).- Calentamiento de la cámara de ensayos en el horno eléctrico. Una vez obtenido el vacío necesario, se procede a calentar en el horno eléctrico la cámara de ensayos. Cuando la temperatura de la cámara alcanzó los 400°C, se conectó el sistema de enfriamiento de aire para proteger a los sellos de la parte superior e inferior de la cámara de ensayos. Se continuó calentando hasta llegar a la temperatura de ensayo que fué de 760°C, y se mantuvo durante 15 min para que se estabilizara la temperatura, en seguida se colocó el perno superior del sistema de mordazas y se procedió a calibrar la máquina de tracción. El perno superior se colocó al último debido a que al calentarse el sistema formado por las mordazas y la probeta, se dilata por efecto del calor absorbido por el sistema; de esta forma si se colocara el perno superior de sujeción antes de encender el horno, el sistema mencionado no tendría libertad para expandirse térmicamente y causaría deformaciones en la probeta.

h).- Calibración de la máquina de tracción INSTRON 1125, con ayuda de la computadora HP 9825 y un programa elaborado en el área de Ciencia de los materiales de la Universidad Autónoma Metropolitana, Unidad Azcapotzalco.

La calibración se realizó una vez que se alcanzaron las condiciones de ensayo requeridas, principalmente la temperatura, ya que la dilatación térmica de la probeta y de las mordazas podía afectar la calibración en cero.

Para realizar la calibración se insertó el cassette a la computadora y se calibró con una exactitud de 0.0000 hasta que cesó de hacer un "Beep", teniendo la celda de medición en su máxima sensibilidad, esto para reducir los errores de medición en la carga registrada por la máquina.

i).- Corrida del ensayo a la velocidad seleccionada.

Con ayuda de otro programa se corre el ensayo, una vez que se han obtenido las condiciones necesarias para su realización, y se ha calibrado la máquina de tracción.

El primer paso es seleccionar si el ensayo se realiza a rapidez de deformación constante, o a velocidad de cabezal constante.

Posteriormente se alimentan los datos de las condiciones del ensayo y se corre el programa, al igual que el ensayo.

En el apéndice # 2 se detalla la calibración de la máquina y la corrida del programa.

j).- Registro de datos obtenidos.

Cuando el ensayo se corre a rapidez de deformación constante, con otro programa, se archivan los datos obtenidos de carga y alargamiento en el cassette utilizado. Posteriormente el programa convierte estos datos en esfuerzo y deformación ingenieriles (S-E) y estos a su vez en esfuerzo y deformación reales (σ - ϵ).

Estas parejas de datos se pueden archivar también en el cassette, para posteriormente graficarlos.

Si el ensayo se realiza a velocidad de cabezal constante, solamente se obtiene una gráfica de carga contra alargamiento, de la cuál se calculan los esfuerzos y deformaciones ingenieriles y reales.

k).- Desmontaje del equipo utilizado.

Una vez concluido el ensayo, se procede a apagar el horno, cerrar la llave de alto vacío de la bomba y de la cámara, apagar el medidor de vacío y el switch de calentamiento de la bomba de difusión. Posteriormente se retira el hielo de la trampa fría y se sube el collar de bronce de la parte superior de la cámara de ensayos para evitar que las superficies fracturadas estén en contacto y puedan dañarse, después se retira el perno que sujeta la parte superior de las mordazas y se desconecta la cámara de ensayos del sistema de vacío. En seguida se desatornilla del cabezal móvil la parte inferior de las mordazas, se desconecta el sistema de enfriamiento de los "O" rings y se recorre el horno sobre sus rieles hacia atrás, para sacar la cámara de ensayos del horno. Esta se deja enfriar lentamente al aire y posteriormente se extraen de su interior las mordazas y la probeta fracturada evitando dañarlas.

l).- Montaje de la probeta en las mordazas para ensayos posteriores.

Una vez frío todo el sistema se procede a limpiar las mordazas, y a montar las probetas siguiendo los pasos ya descritos anteriormente.

2.3.4.- Resultados obtenidos.

Cuando los ensayos se realizaban a rapidez de deformación constante, se obtenían una curva de carga contra alargamiento, una de esfuerzo contra deformación Ingenieril, y una curva de esfuerzo contra deformación reales. Además se medía el tiempo a la fractura y las deformaciones a la fractura ingenieril y real, estimando así la ductilidad del material.

Cuando los ensayos se realizaron con velocidad de cabezal constante, solamente se obtenía la curva de carga contra alargamiento y de ella se calculó el % de deformación a la fractura.

En las Tablas 2.1 y 2.2 se tiene un resumen de los datos obtenidos en los ensayos mecánicos, tanto a rapidez de deformación constante, como a velocidad de cabezal constante.

Con el fin de homologar los resultados, se realizó el desarrollo de una ecuación que relacionara la velocidad de cabezal K, con la rapidez de deformación K', (Sección 2.3.1).

A partir de los datos obtenidos (Tablas 2.1 y 2.2), se construyeron 5 gráficas:

- 1.- Rapidez de deformación VS. deformación a la fractura (Figura 2.7).
- 2.- Deformación a la fractura VS. tiempo a la fractura (Figura 2.8"A").
- 3.- Tiempo a la ruptura VS. esfuerzo máximo (Figura 2.8"B").
- 4.- Deformación a la fractura VS. esfuerzo máximo (Figura 2.9).
- 5.- Rapidez de deformación VS. tiempo a la ruptura (Figura 2.10).

En la Figura 2.7 se muestra un cambio importante en el % de deformación a la fractura, al variar la rapidez de deformación del ensayo.

Para rapidez de deformación altas, la disminución de la rapidez de deformación aumenta el % de deformación a la fractura, y a partir de un cierto valor (1.79×10^{-2}), el comportamiento cambia; así, al disminuir la rapidez de deformación disminuye el % de deformación a la fractura, indicando con ello la presencia de una transición en el comportamiento de la ductilidad del material.

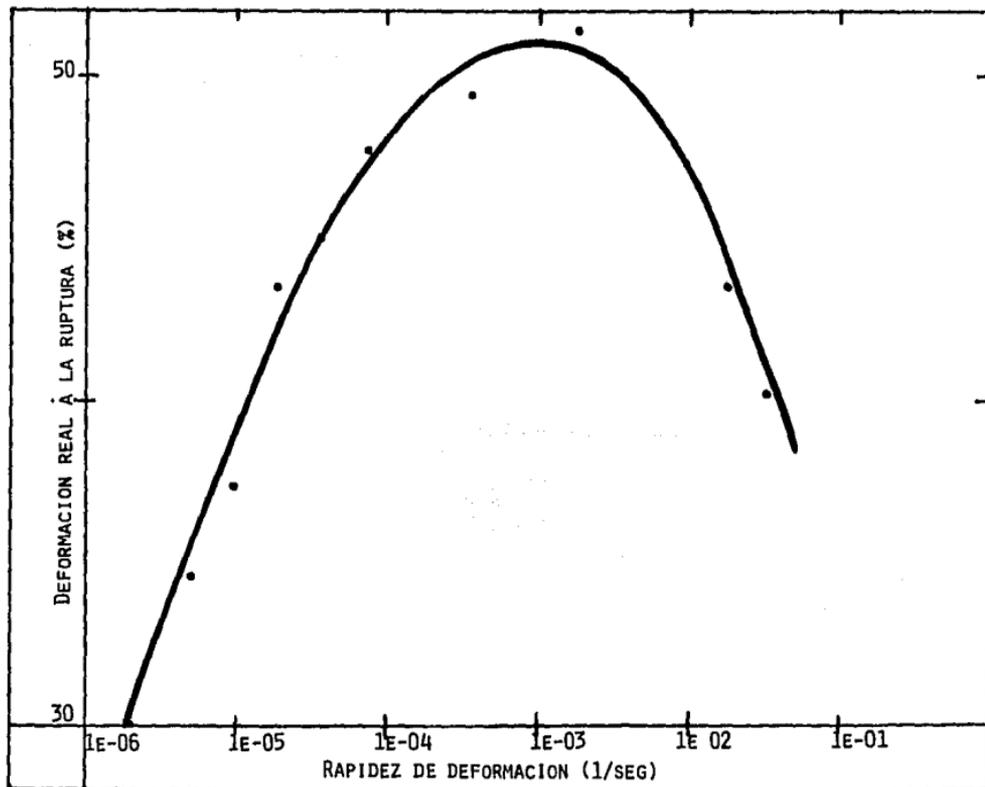


FIGURA 2.7 CURVA DE RAPIDEZ DE DEFORMACION VS. % DE DEFORMACION REAL A LA RUPTURA.

T = 760°C

Ensayos realizados a rapidez de deformación constante.

# Probeta	Vel.Cabezal (mm/min)	vel. deformación (1/seg)	"t" ruptura (minutos)	"E"ruptura (%real)
3 - "A"	100	3.32×10^{-2}	0.324	40.25
2 - "A"	50	1.79×10^{-2}	0.4433	43.56
5 - "A"	0.5	1.70×10^{-4}	57.6	38.48
1 - "A"	0.2	7.55×10^{-5}	88	39.6
4 - "A"	0.05	1.73×10^{-5}	540	36.55

Ensayos realizados a velocidad de cabezal constante.

2 - "B"	5	1.82×10^{-3}	4.65	51.36
8 - "B"	1	3.64×10^{-4}	23	49.42
4 - "B"	0.2	7.27×10^{-5}	108.83	47.73
6 - "B"	0.1	3.68×10^{-5}	204.75	45.09
1 - "C"	0.05	1.89×10^{-5}	383.1	43.54
2 - "C"	0.025	9.69×10^{-6}	644.72	37.4
4 - "C"	0.0125	4.95×10^{-6}	1165.7	34.59
5 - "C"	0.0050	2.02×10^{-6}	2492	30.08

TABLA 2.1.

T = 760°C

Ensayos realizados a rapidez de deformación constante.

# Probeta	l inicial (mm)	alarg. ruptura (mm)	"E"ruptura (%ingenieril)	Esf. Máx. (Kg/mm ²)
3 - "A"	35.7	17.692	49.55	24.06
2 - "A"	36.1	19.707	54.59	26.1
5 - "A"	36	16.899	46.94	13.25
1 - "A"	35.9	17.444	48.59	13.35
4 - "A"	35.8	15.8	44.13	-----

Ensayos realizados a velocidad de cabezal constante.

2 - "B"	35	23.5	67.14	18.92
8 - "B"	35.2	22.5	63.92	14.31
4 - "B"	35.8	21.9	61.17	12.02
6 - "B"	35.8	20.4	56.98	10.05
1 - "C"	35.0	19.1	54.57	9.65
2 - "C"	35.4	16.06	45.36	8.66
4 - "C"	35.2	14.55	41.33	8.00
5 - "C"	35.3	12.39	35.09	7.55

TABLA 2.2.

En la Figura 2.8"A", se observa que al aumentar el tiempo a la fractura, el % de deformación real a la fractura disminuye, ya que cuando los tiempos de ruptura son largos, las rapidezces de deformación son más lentas y en estas condiciones la ductilidad disminuye.

En la Figura 2.8"B", se observa que al aumentar el tiempo a la fractura el esfuerzo máximo utilizado para deformar al material disminuye. Es decir se requiere de un mayor esfuerzo para deformar al material a altas rapidezces de deformación (tiempos de ruptura cortos), que a bajas rapidezces de deformación (tiempos de ruptura largos).

En la Figura 2.9 se observa que al aumentar el % de deformación a la fractura, el esfuerzo máximo tiende a permanecer casi constante, pero a partir de un cierto valor de deformación (aprox.45%), el esfuerzo tiende a aumentar marcadamente junto con el % de deformación a la fractura.

En la Figura 2.10, observamos que a partir de un cierto valor de la rapidez de deformación cualquier disminución de ella aumenta el tiempo a la fractura considerablemente, mientras que a rapidezces de deformación mayores el tiempo a la fractura tiende a ser muy corto.

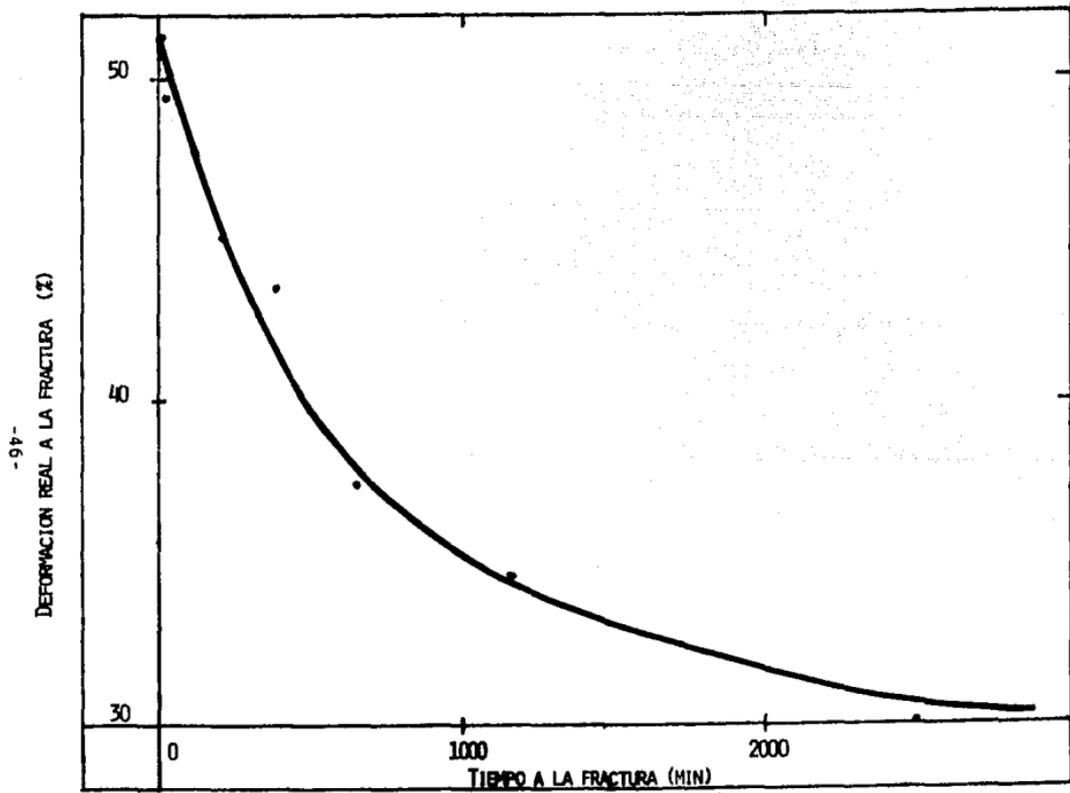


FIGURA 2.8ªA CURVA DE TIEMPO A LA FRACTURA VS. % DE DEFORMACION REAL A LA FRACTURA.

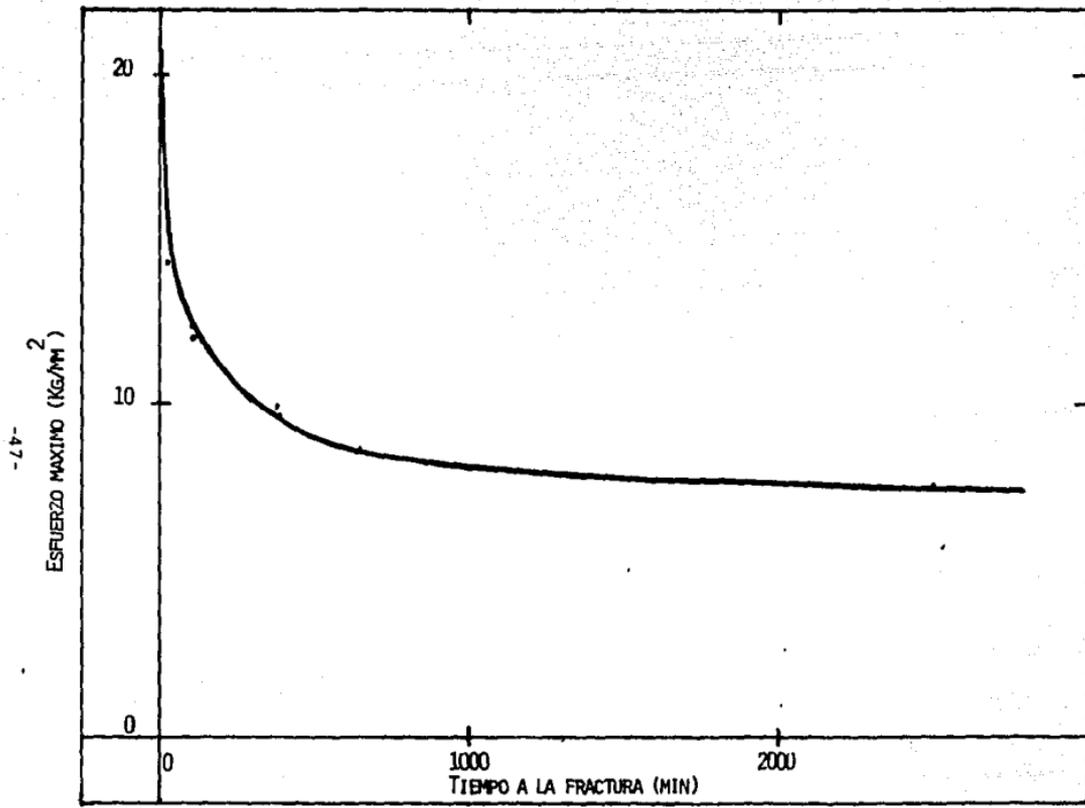


FIGURA 2.8 "B" CURVA DE TIEMPO A LA FRACTURA VS. ESFUERZO MAXIMO.

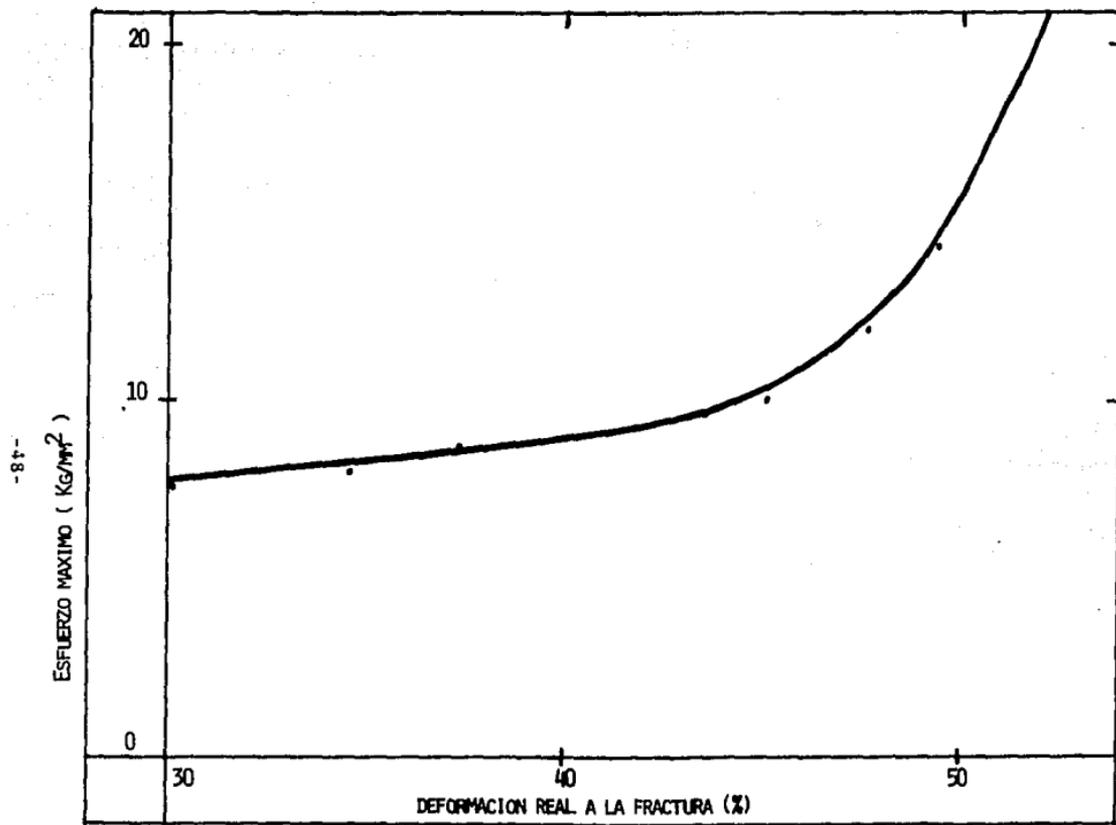


FIGURA 2,9 CURVA DE % DE DEFORMACION REAL A LA FRACTURA VS, ESFUERZO MAXIMO.

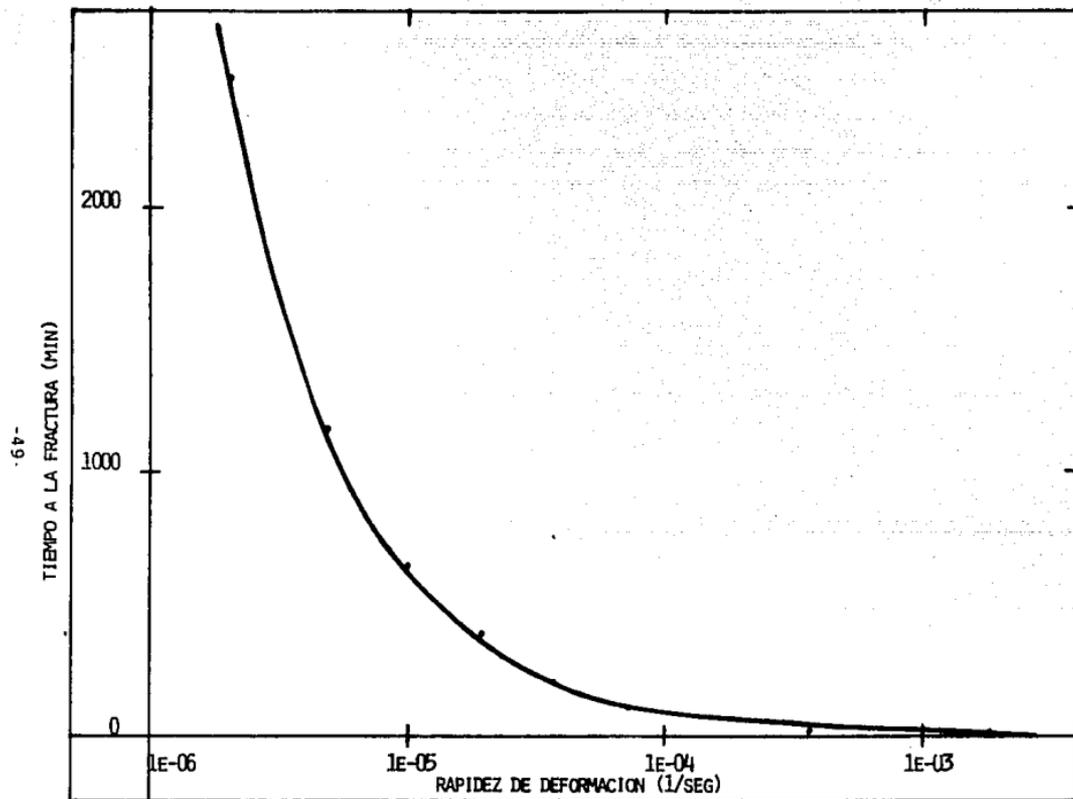


FIGURA 2.10 CURVA DE RAPIDEZ DE DEFORMACION VS. TIEMPO A LA FRACTURA

2.4.- OBSERVACIONES METALOGRAFICAS Y FRACTOGRAFICAS.

En esta sección se realizaron observaciones de las probetas fracturadas, mediante macrografías y microscopía electrónica de barrido.

2.4.1.- MACROGRAFIAS.

Se tomaron fotografías de las probetas fracturadas, y se clasificaron en :

- a.- Fracturas dúctiles.
- b.- Fracturas frágiles.

a.- Fracturas Dúctiles.

Las probetas que presentaron fracturas dúctiles, fueron las que se ensayaron a rapidezces de deformación altas, como la 2"B", 8"B", 4"B", y 6"B", aunque en esta última probeta se aprecian algunas grietas superficiales muy pequeñas, lo que indica que la fractura no es completamente dúctil, sino que comienza a fragilizarse. Puede observarse también que el "cuello" ya no es tan pronunciado como en las probetas con fractura dúctil.

En las Figuras 2.11.1, 2.11.2, 2.11.3, y 2.11.4 se ilustran las probetas 2"B", 8"B", 4"B" y 6"B" respectivamente.

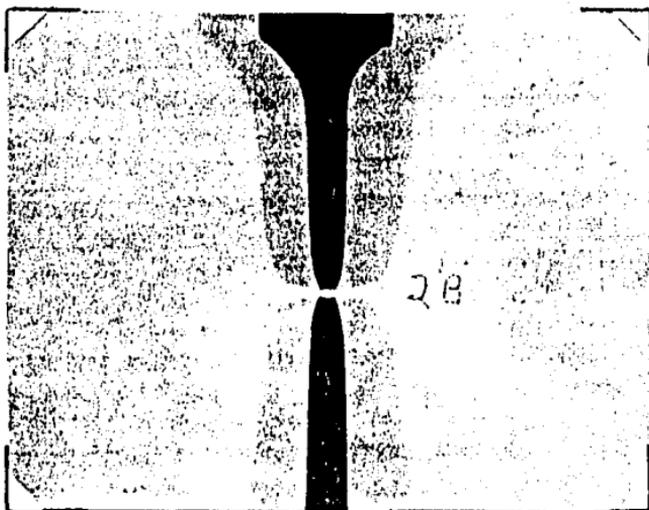


Figura 2.11.1

Probeta 2"B". Se observa un encuellamiento en la zona de la fractura característico de una fractura Dúctil, del tipo de copa y cono.

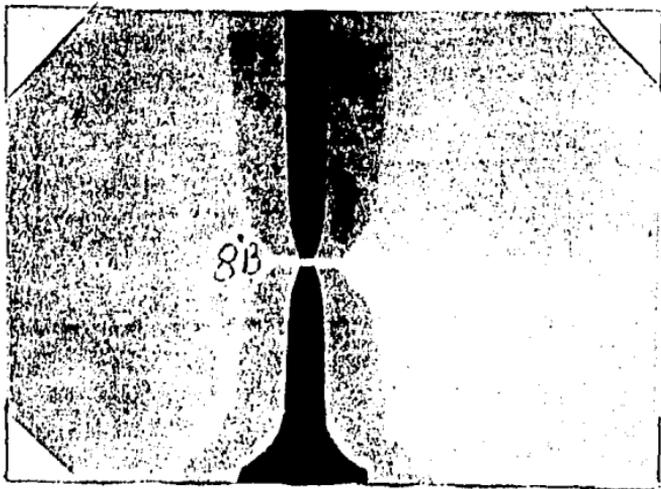


Figura 2.11.2

Probeta 8"B", presenta un encuellamiento en la zona de la fractura, el cuál es característico de una fractura Dúctil.

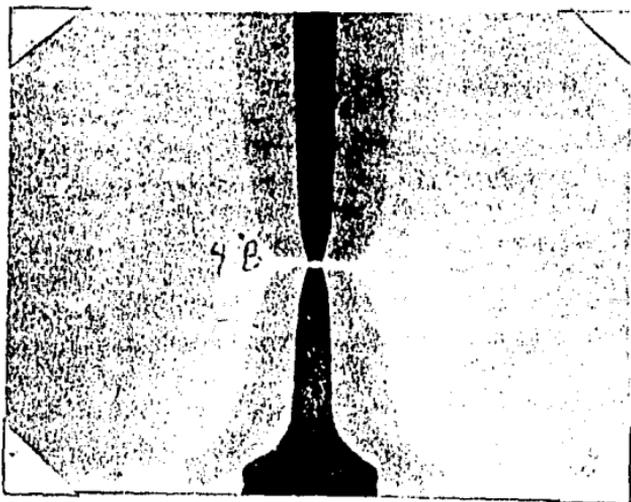


figura 2.11.3

Probeta 4"B", presenta un encuellamiento en la zona de fractura, característico de una fractura dúctil. Se comienzan a notar grietas superficiales muy pequeñas.



Figura 2.11.4

Probeta 6"B", se aprecia un encuellamiento típico de una fractura dúctil, pero ya no es tan marcado como en las probetas anteriores, además de que aparecen grietas superficiales en la zona de fractura.

b.- Fracturas frágiles.

Las probetas que presentaron fractura frágil fueron la 1"C, 2"C, 4"C, y 5"C", todas ellas ensayadas a velocidades de deformación bajas (1.89×10^{-5} a 2.02×10^{-6} [1/seg]). En todas estas probetas se aprecian grietas superficiales además de una disminución gradual de la zona de encuellamiento a medida que disminuye la velocidad de deformación.

También se observan desgarraduras del material en la zona de la fractura, debidas a que la fractura es originada por la unión de grietas pequeñas, las cuales al enlazarse forman una grieta más grande que se une con otra grieta de mayor tamaño hasta alcanzar un tamaño crítico en el que la grieta se propaga catastróficamente lo que causa que el material se fracture.

Por esta razón no se forma una grieta única sino que se crean varias grietas que se propagan, y al propagarse intergranularmente ocasionan que el material presente "desgarraduras".

En las figuras 2.12.1, 2.12.2, 2.12.3, y 2.12.4 se ilustran las fracturas de las probetas 1"C, 2"C, 3"C y 4"C respectivamente.

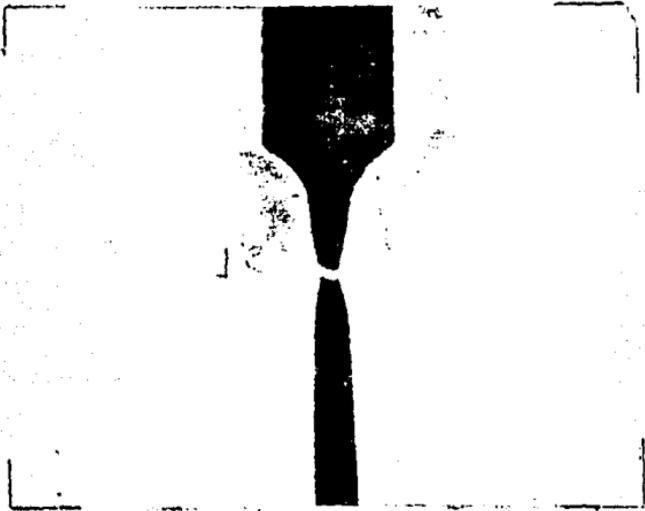


Figura 2.12.1

Probeta 1"C", se aprecian grietas superficiales cercanas a la superficie de fractura, además de que el encuellamiento es menos pronunciado en dicha zona.



Figura 2.12.2

Probeta 2"C", se aprecian grietas de mayor tamaño a comparación de las probetas anteriores, además de desprendimientos de material o "desgarraduras" ocasionadas por las grietas superficiales. La zona del "cuello" es menos pronunciada que en las probetas anteriores.



Figura 2.12.3

Probeta 4"C", se aprecia una gran cantidad de grietas observables a simple vista cercanas a la superficie de fractura. Además el encuellamiento va siendo menos notorio a medida que se disminuye la velocidad de deformación.



Figura 2.12.4

Probeta 5"C", se aprecian grietas superficiales en gran cantidad y una desgarradura de mayor tamaño cercana a la superficie de fractura, esta probeta fué la que presentó mayor fragilidad, pues se ensayó a la velocidad de deformación más lenta.

2.4.2.- MICROSCOPIA ELECTRONICA.

Utilizando un microscopio electrónico de barrido, marca JEOL modelo 100, propiedad del Instituto de Física de la U.N.A.M., se realizó el análisis fractográfico de las probetas ensayadas. Dentro de éste estudio se siguieron los siguientes pasos:

1.- Preparación de probetas fracturadas.

2.- Observación de las diferentes zonas de las probetas fracturadas.

PREPARACION DE PROBETAS FRACTURADAS

En ésta etapa se procedió a limpiar cuidadosamente todas las probetas fracturadas utilizando una tina de limpieza ultrasónica, la cuál contenía acetona, para desengrasar y remover cualquier material extraño de las superficies a examinar. Esto se realizó con el fin de retener todos los rasgos originales de la fractura, y para eliminar cualquier traza de grasa que pudiera contaminar el sistema de alto vacío de la cámara del microscopio de barrido. No se realizó ni desmagnetización de las probetas, ni ataque de las superficies de fractura por no ser necesario.

OBSERVACION DE LAS DIFERENTES ZONAS DE LAS PROBETAS FRACTURADAS.

Una vez preparadas las probetas, se procedió a montarlas en el microscopio de barrido para su observación a diferentes aumentos. Todas las fracturas frágiles (Figuras 2.12) presentaban grietas superficiales e internas, mientras que las fracturas dúctiles (Figuras 2.11) presentaban la formación de un "cuello" de deformación localizada en la zona de fractura. Las observaciones se realizaron desde 15x hasta 3500x en las diferentes probetas.

Cabe destacar que se localizaron grietas formadas por la coalescencia de cavidades, las cuales existían en mayor cantidad a rapidez de deformación bajas, y estas grietas eran más abiertas y más grandes a medida que la rapidez de deformación era más lenta, y a medida que las observaciones se realizaban más cercanas a la superficie de fractura.

Las fotografías se clasificaron según la zona de donde fueron tomadas.

- a).- Superficies de fractura; tipos de fractura observados.
- b).- Zonas cercanas a la fractura; grietas internas y superficiales, cavidades y precipitados.

a).- Superficies de fractura; tipos de fractura observados.

Se encontraron dos tipos diferentes de fractura:

- 1).- Fractura Dúctil, caracterizada por la coalescencia de "hoyuelos" ó "dimples"
- 2).- Fractura intergranular Frágil, caracterizada porque la fractura ocurre entre los límites de grano.

a.1.- Las fracturas dúctiles se ilustran en las Figuras 2.13, 2.14 y 2.15.

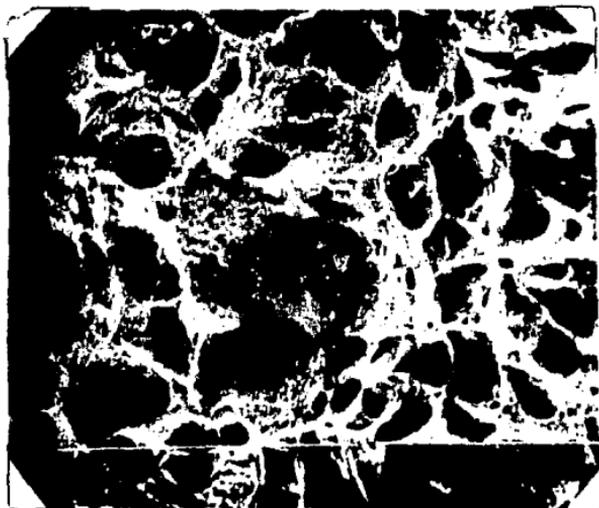


Figura 2.13

Superficie de fractura de la probeta 2 "B", tomada a 750x, en la zona cercana al borde de la fractura. En ella se observan hoyuelos de diferentes tamaños, los pequeños coalescen para formar hoyuelos de mayor tamaño. También se observan regiones deformadas lo cual indica que antes de ocurrir la fractura hubo deformación plástica, característica de una fractura Dúctil.

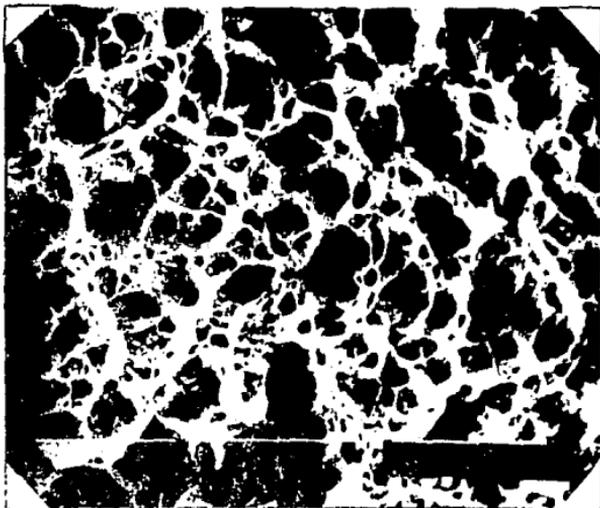


Figura 2.14

Superficie de fractura de la probeta 2"B", 350x, zona cercana al borde del cuello. Se observan hoyuelos de diferentes tamaños los cuales están rodeados de una "copa" ó de un "cono", característicos de una fractura dúctil.

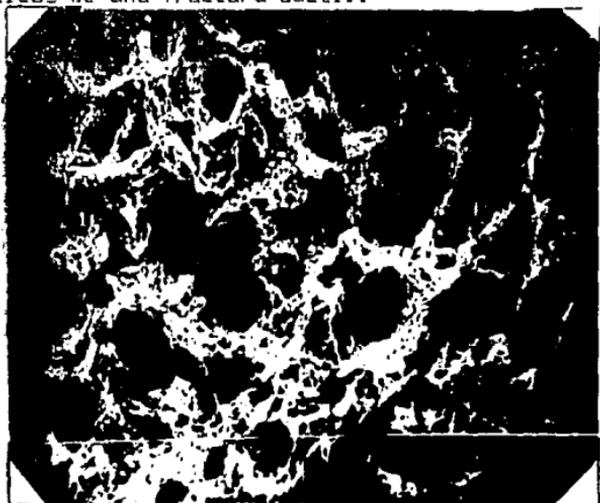


Figura 2.15

Superficie de fractura de la probeta 8 "B", 750x. Se observan hoyuelos más grandes y sin copa cónica en comparación con los que aparecen en la probeta 2"B", lo cual indica que la fractura es menos dúctil en comparación con la de la probeta 2"B". Comparando el % de deformación real a la fractura entre las probetas 8"B" y 2"B", deducimos que la probeta 2"B" es un poco más dúctil.

a.2.- Fracturas intergranulares.

Las fracturas intergranulares se aprecian en las figuras 2.16, 2.17 y 2.18, éstas se caracterizan por la separación de los granos a través de sus fronteras.

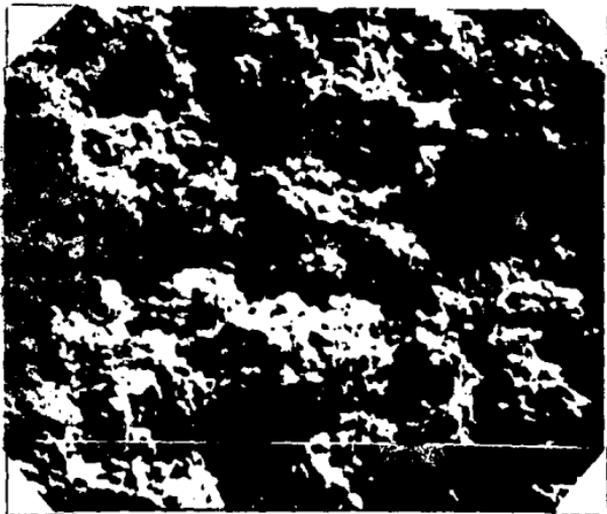


Figura 2.16

Superficie de fractura, probeta 5 "C", 750x. Se observan grietas que corren por las fronteras de grano, y regiones de granos separados (zona central superior) formando salientes y huecos en el material. Esta fractura intergranular es considerada frágil, ya que hay poca deformación plástica antes de ocurrir la fractura.

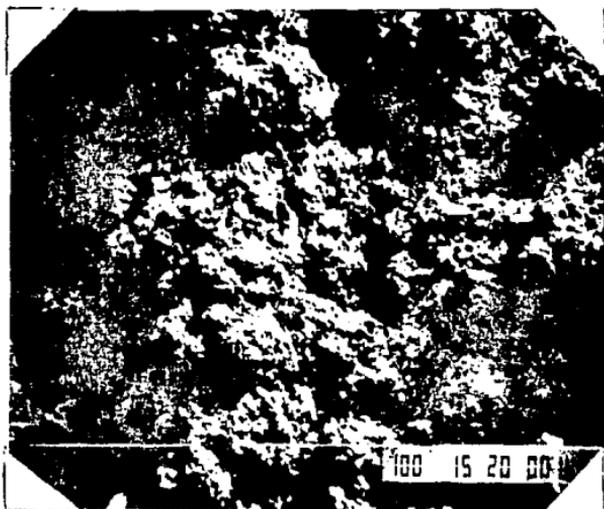


Figura 2.17

Probeta 5"C", 350x; se observa una fractura intergranular en la que se aprecia la separación de granos a través de sus fronteras.

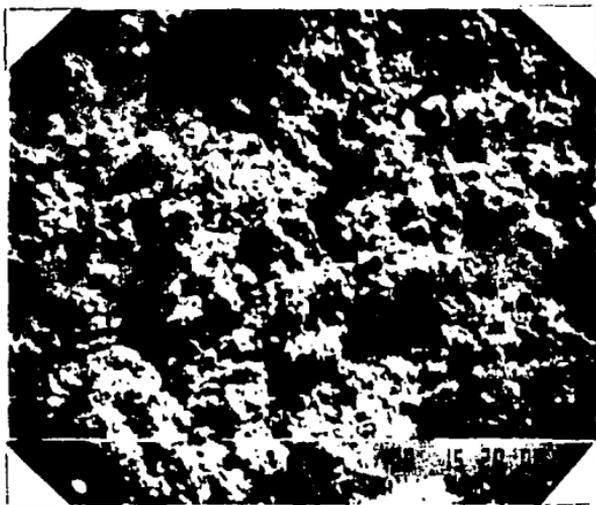


Figura 2.18

Probeta 5"C", 350x; se observa una fractura intergranular así como una grieta que corre por las fronteras de grano (Región superior derecha).

b).- Zonas cercanas a la fractura.

En las siguientes fotografías se observaron grietas internas y superficiales, desgarraduras o grietas propagadas, cavidades y precipitados como los carburos de titanio.

GRIETAS SUPERFICIALES

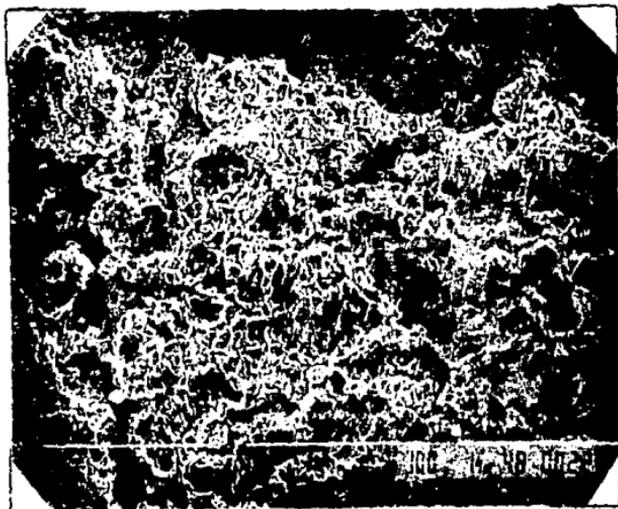


Figura 2.19

Probeta 4"C", 350x; se observa un conjunto de grietas superficiales propagadas de diferentes tamaños, las grietas pequeñas crecen y se enlazan entre sí hasta formar grietas de mayor tamaño, las cuales originan desgarraduras en el material, como la que se observa en la región superior central, localizada a 0.5 mm de la superficie de fractura. Además se observa que las grietas pequeñas corren a lo largo de las fronteras de grano, causando separaciones entre los granos vecinos. En la región izquierda se aprecian zonas desprendidas completamente de la superficie del material.

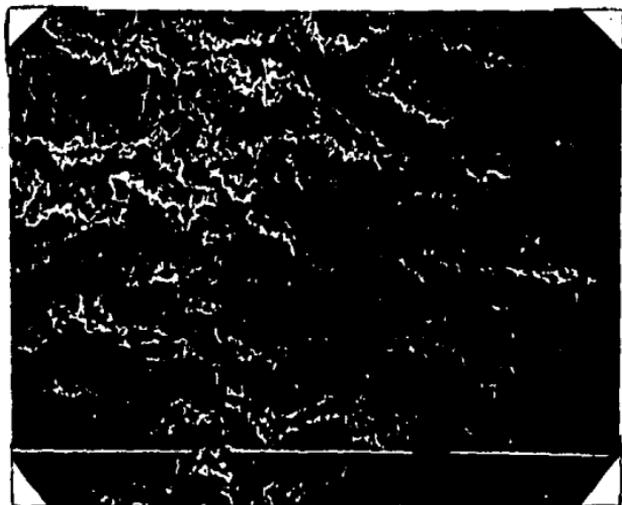


Figura 2.20

Probeta 4"C", 350x; Se observan pequeñas cavidades (zona central inferior) unidas por medio de grietas pequeñas, las cuales al unirse forman grietas de mayor tamaño, hasta formar desgarraduras en el material como la que se observa en la región superior izquierda. Esta fotografía fué tomada a una distancia de 3.5 mm de la superficie de fractura de la probeta. En comparación con la fotografía 2.19 las grietas son más pequeñas y cerradas, es decir que a medida que nos alejamos de la superficie de fractura las grietas son más pequeñas y cerradas.

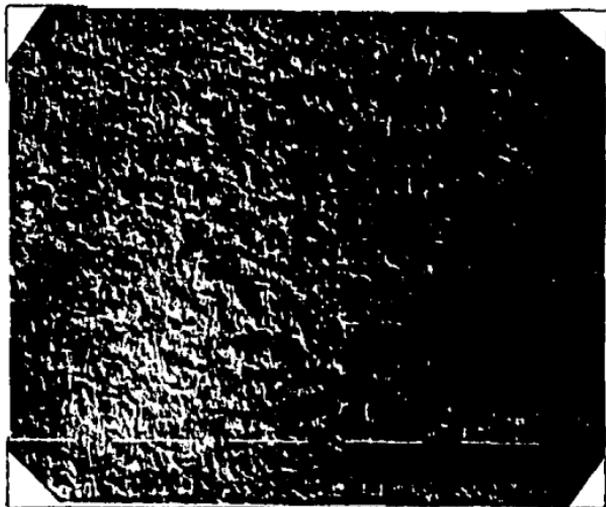


Figura 2.21

Probeta 4"C", 150x; las grietas que se observan fueron tomadas a 7 mm de distancia de la superficie de fractura, las cuales son más pequeñas y cerradas en comparación con las de las fotografías 2.3.7 y 2.3.8. Esto indica que a medida que nos vamos acercando a la superficie de fractura las cavidades que se van formando se unen a través de grietas pequeñas que van creciendo hasta alcanzar tamaños críticos y se propagan catastróficamente, a través de las fronteras de grano, causando desgarraduras en el material. La grieta de mayor tamaño se propagó por la superficie que ahora constituye la fractura.

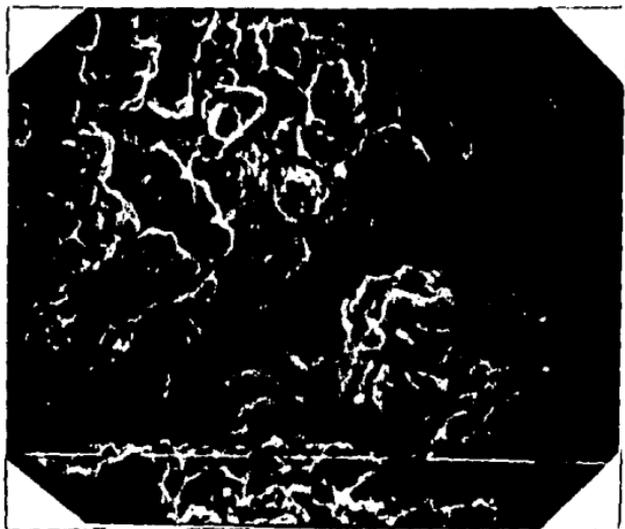


Figura 2.22

Probeta 4"C", 2000x, acercamiento de un desgarre localizado a 3.5mm de la superficie de fractura. Se observa claramente que las grietas corren por las fronteras de grano (zona central), separando a lo granos individuales lo cuál es típico de una fractura intergranular. Este tipo de fractura es ocasionado por la coalescencia de cavidades nucleadas en las fronteras de grano.

CAVIDADES

La observación de ellas se realizó en la probeta que presentó la fractura más frágil, la 5 "C". Se cortó y se montó en una resina conductora y se desbastó en una dirección paralela al eje de tensión, para observar como aparecían las cavidades a lo largo de la probeta.

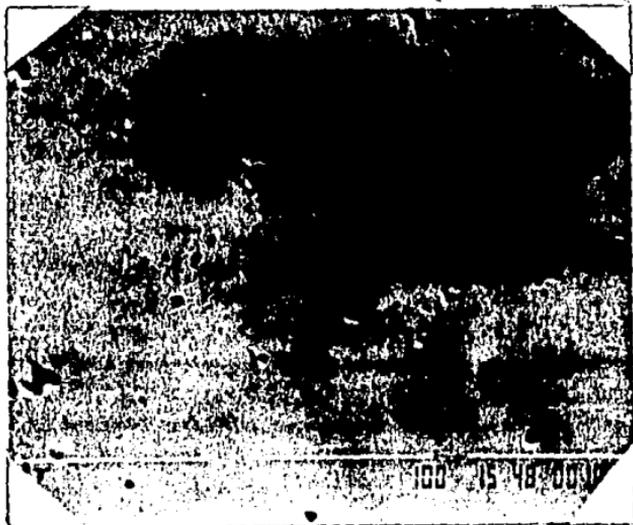


Figura 2.23

Probeta 5 "C" montada en resina conductora, 350x; se observan cavidades de diferentes formas y tamaños, la mayoría de ellas orientadas en dirección perpendicular al eje de tensión.

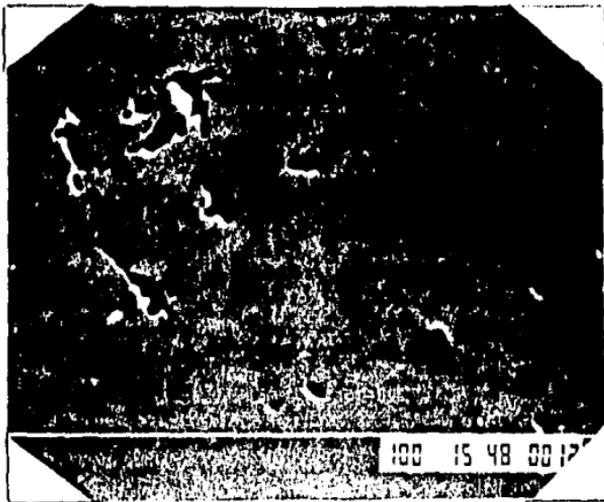


Figura 2.24

Probeta 5"C", 750x, cavidades cercanas a la superficie de fractura la cuál en este caso fué frágil. La orientación de las cavidades es perpendicular a la dirección en que se aplicó el esfuerzo.

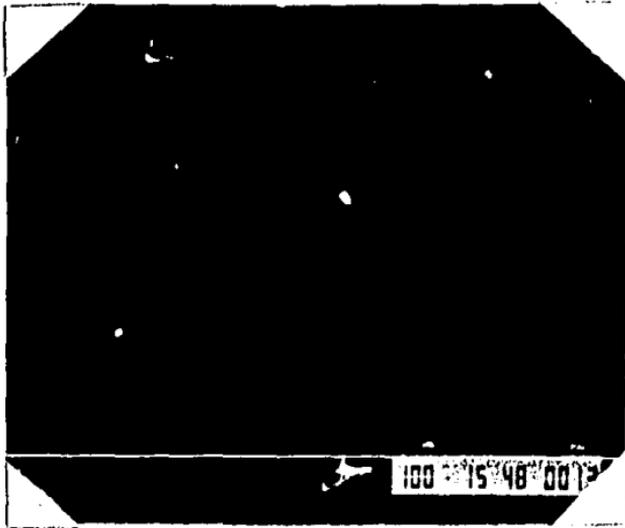


Figura 2.25

Probeta 5"C"montada en resina,750 x;se observan cavidades alejadas de la superficie de fractura. En comparación con la fotografía anterior las cavidades aparecen en menor cantidad al irnos alejando de la superficie de fractura.

PRECIPITADOS

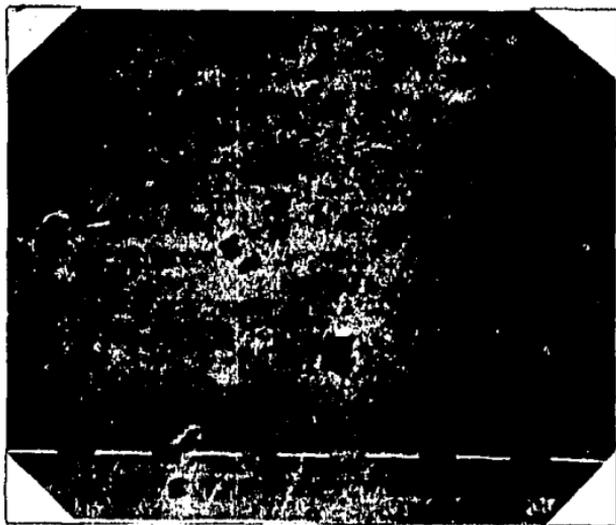


Figura 2.26

Probeta 4"C" pulida y montada, 1000x; se observa un grupo de precipitados, los de forma cubica parecen ser carburos de Titanio. En la parte superior del carburo de forma cubica se aprecia una cavidad nucleada en una esquina de este. En los demás precipitados se aprecian zonas más oscuras las cuales pueden ser cavidades formadas.



Figura 2.27

Probeta 4"C" pulida y sin ataque, 3500x; se observa una zona de precipitados y dentro de los de mayor tamaño se observa una zona más oscura la cuál puede ser una cavidad nucleada en la base del carburo, esto concuerda con la teoría de nucleación de cavidades, ya que estas nuclean en zonas de alta energía para minimizar la energía del sistema.

III.- ANÁLISIS DE LOS MECANISMOS OPERANTES EN LA FRACTURA A ALTAS TEMPERATURAS (COALESCENCIA DE VACANCIAS Y CAVITACION EN LAS FRONTERAS DE GRANO) Y DE LOS RESULTADOS OBTENIDOS.

Generalmente los metales son más dúctiles a medida que se incrementa la temperatura, esto permite que entren en acción nuevos sistemas de deslizamiento, que haya una disminución en el endurecimiento por deformación, y que operen otros mecanismos de deformación como el deslizamiento en las fronteras de grano. Sherby (26) revisó la influencia de la temperatura sobre la ductilidad en las tres estructuras cristalinas metálicas más comunes. El comportamiento de los metales con estructura cúbica centrada en las caras, se ilustra en la Figura 3.1, en ella se observa que la ductilidad se incrementa con la temperatura y ello resulta del aumento de la movilidad de los átomos. Justo por debajo del punto de fusión, la ductilidad disminuye de una manera drástica debido a la fusión local de regiones de impurezas concentradas en las fronteras de grano.

En el caso del acero AISI 321 el contenido de impurezas de bajo punto de fusión que se concentran en las fronteras de grano, como son los sulfuros, es muy pequeño ya que el contenido de azufre en el acero es mínimo (0.003%). Por lo anterior el contenido de impurezas no es determinante en la transición dúctil-frágil que se presenta en el acero estudiado.

Al disminuir la rapidez de deformación de los ensayos de tensión realizados, la ductilidad del material decrece notoriamente encontrándose una transición dúctil-frágil en la fractura, la cual se cree se debe a que el proceso de cavitación en las fronteras de grano del material, se ve favorecido a rapididades de deformación bajas.

3.1.- LA AUTODIFUSION COMO MECANISMO RESPONSABLE DE LA DEFORMACION A ALTAS TEMPERATURAS.

Dentro del proceso de deformación de un metal, se sabe que éste se deformará con una rapidez de deformación promedio "E", la cual tiene dos componentes:

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_v + \dot{\epsilon}_{dif} \dots \dots \dots (8)$$

El primer componente de la ecuación anterior depende de la densidad de dislocaciones (ρ), el vector de burgers (b) y la velocidad de desplazamiento de la dislocación (v).

El segundo componente depende de los procesos de difusión, los cuales están afectados a su vez por la concentración de vacancias a una temperatura dada, el coeficiente de difusión del material y de la temperatura a la cual se realiza la deformación.

En condiciones de alta temperatura, la concentración de vacancias (n_v) aumenta, así como la movilidad de las mismas, además la velocidad de las dislocaciones móviles (v) disminuye, debido a que para poder moverse tendrían que arrastrar al conjunto de vacancias que interactúa con cada dislocación (23). Por lo anterior, el proceso difusivo es el que predomina a altas temperaturas y no el movimiento de dislocaciones.

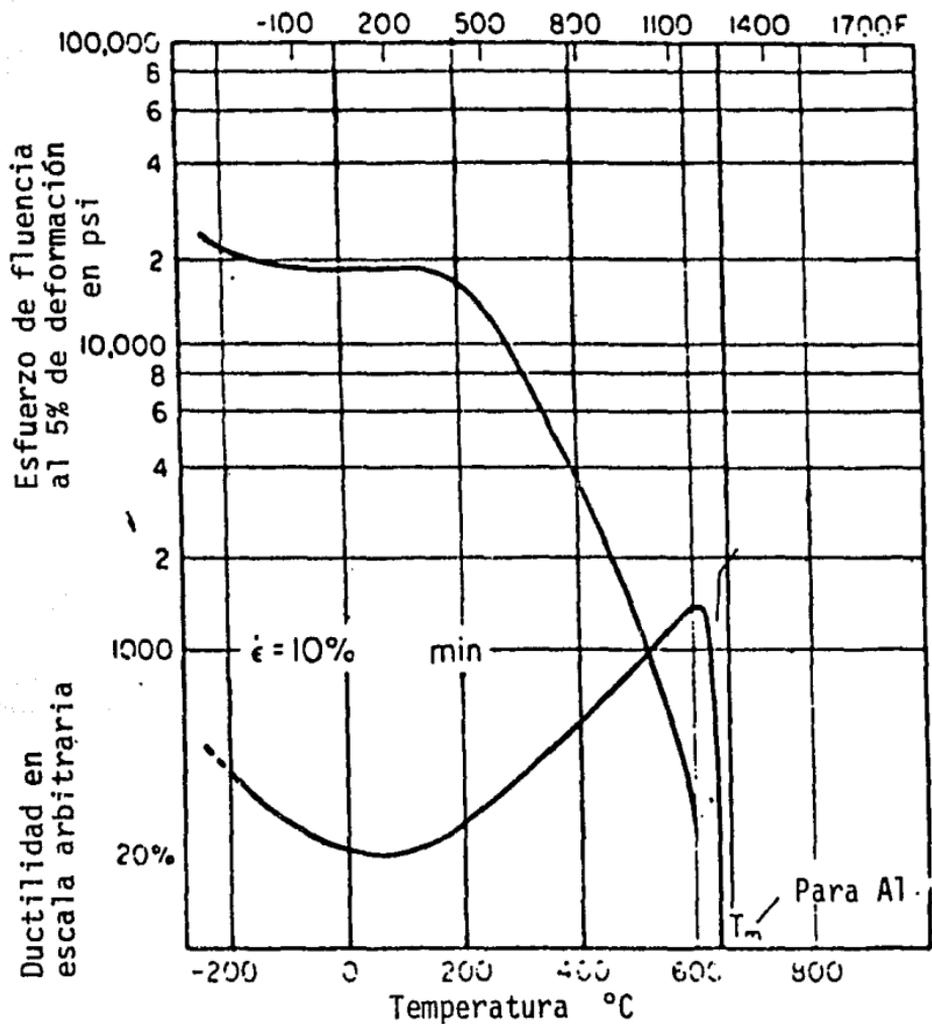


FIGURA 3.1 CURVA DE TEMPERATURA VS. DUCTILIDAD EN ALUMINIO.

hora bien, el término de la rapidez de deformación que depende de la difusión está dado por:

$$\dot{\epsilon}_{\text{dif}} = N_0(1/6a)^{1/2} (D/t \text{ frac}) \dots\dots\dots (9)$$

donde: N_0 = Concentración inicial de vacancias
 a = parámetro de red
 D = Coeficiente de difusión
 $t \text{ frac}$ = Tiempo a la fractura

Para determinar la rapidez de deformación debida a la auto difusión del "Fe" en el acero AISI 321, cuya composición (% en peso) es:

%C	%P	%S	%Mn	%Si	%Cr	%Cu	%Ni	%Mo	%V	%Ti
.065	.027	.003	1.26	.70	17.67	.17	9.19	.20	.06	.26

se aproximó la composición química del acero AISI 321, con la composición de una aleación con 17.5%Cr, 11.3%Ni y 1.3%Mo debido a que ésta aleación era la más cercana en composición química respecto a los valores accesibles en la literatura (J. Askill (24)).

Dichos datos son los siguientes:

$$D_0 = 0.58 \text{ cm}^2/\text{seg}$$

$$Q = 67.1 \text{ Kcal/mol}$$

$$T = 800 \text{ }^\circ\text{C}$$

Donde: D_0 = Coeficiente de difusión independiente de la temperatura.
 Q = Energía de activación.
 T = Temperatura.

Con estos datos se calculó " D " = 0.57 cm²/seg.

Con la ayuda de éstos datos se construyó la tabla 3.1 y con ella se construyeron 2 gráficas:

Una de rapidez de deformación K' VS. rapidez teórica de deformación debida a la difusión (Figura 3.2), ésta curva se construyó con los datos obtenidos de los ensayos realizados a rapidez de deformación constante.

En la segunda curva se graficó la rapidez de deformación K' , (calculada con los datos obtenidos de los ensayos de velocidad de cabezal constante) VS. rapidez teórica de deformación debida a la difusión por la red (Figura 3.3).

En ambas se aprecia que al aumentar el valor de K' , los valores de la rapidez teórica de deformación debida a la difusión se acercan a los valores de K' , mientras que a valores pequeños de K' (rapideces de deformación lentas), los valores de la rapidez teórica de deformación, se alejan de los valores de K' .

Al construir las gráficas de K' VS. $(1/a)^{1/2} (D/t \text{ frac})$ se pretende observar que a tiempos cortos (valores de K' altos) se presentará una fractura dúctil, y el proceso estará controlado por el mecanismo de autodifusión por la red.

Ensayos realizados a velocidad de deformación constante.

Probeta	vel.def. (1/seg)	t rup. (min)	def. rup. (%)	(1/l ₀) \ D/t rup.
3 - "A"	3.32x10 ⁻²	0.324	40.25	4.79 x 10 ⁻²
2 - "A"	1.79x10 ⁻²	0.443	43.56	4.05 x 10 ⁻²
5 - "A"	1.70x10 ⁻⁴	57.60	38.48	3.56 x 10 ⁻³
1 - "A"	7.55x10 ⁻⁵	88.0	39.60	2.89 x 10 ⁻³
4 - "A"	1.73x10 ⁻⁵	540	36.55	1.17 x 10 ⁻³

Ensayos realizados a velocidad de cabezal constante.

2 - "B"	1.82x10 ⁻³	4.65	51.36	1.29 x 10 ⁻²
8 - "B"	3.64x10 ⁻⁴	23.0	49.42	5.77 x 10 ⁻³
4 - "B"	7.27x10 ⁻⁵	108.8	47.73	2.60 x 10 ⁻³
6 - "B"	3.68x10 ⁻⁵	204.7	45.09	1.90 x 10 ⁻³
1 - "C"	1.89x10 ⁻⁵	383.1	43.54	1.42 x 10 ⁻³
2 - "C"	9.69x10 ⁻⁶	644.7	37.40	1.08 x 10 ⁻³
4 - "C"	4.95x10 ⁻⁶	1165.7	34.59	8.11 x 10 ⁻⁴
5 - "C"	2.02x10 ⁻⁶	2492	30.08	5.53 x 10 ⁻⁴

TABLA 3.1

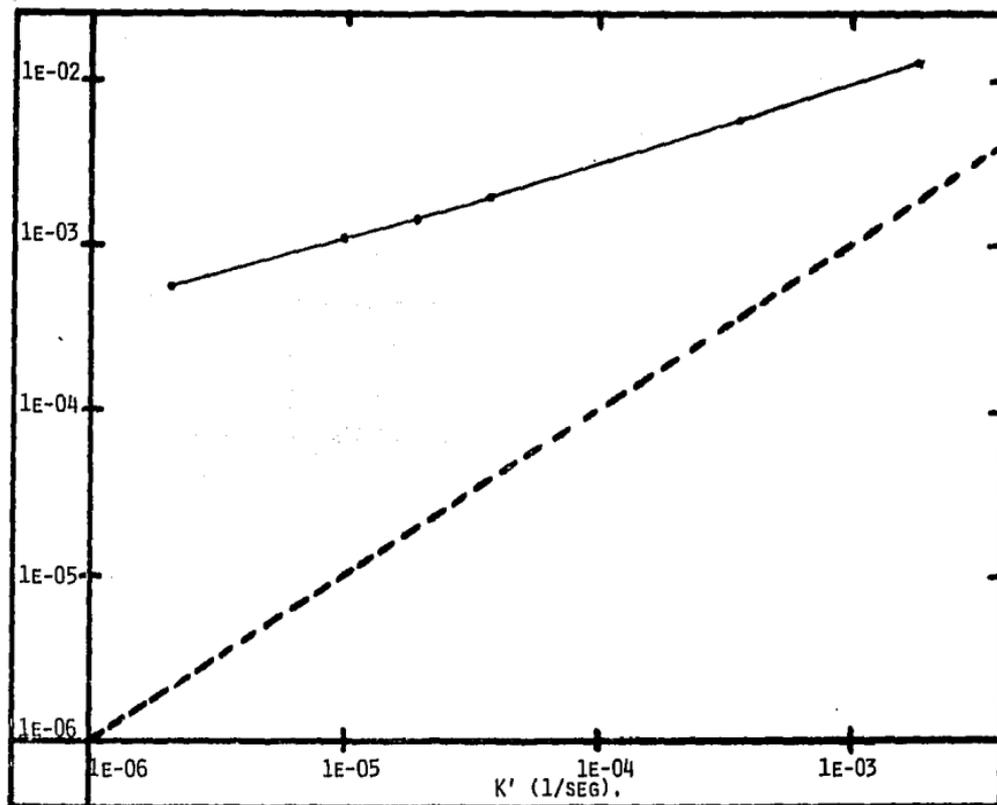


FIGURA 3.2 CURVA COMPARATIVA DE LA RAPIDEZ DE DEFORMACION DIFUSIONAL TEORICA VS: K' (ENSAYOS A VELOCIDAD DE CABEZAL CONSTANTE).

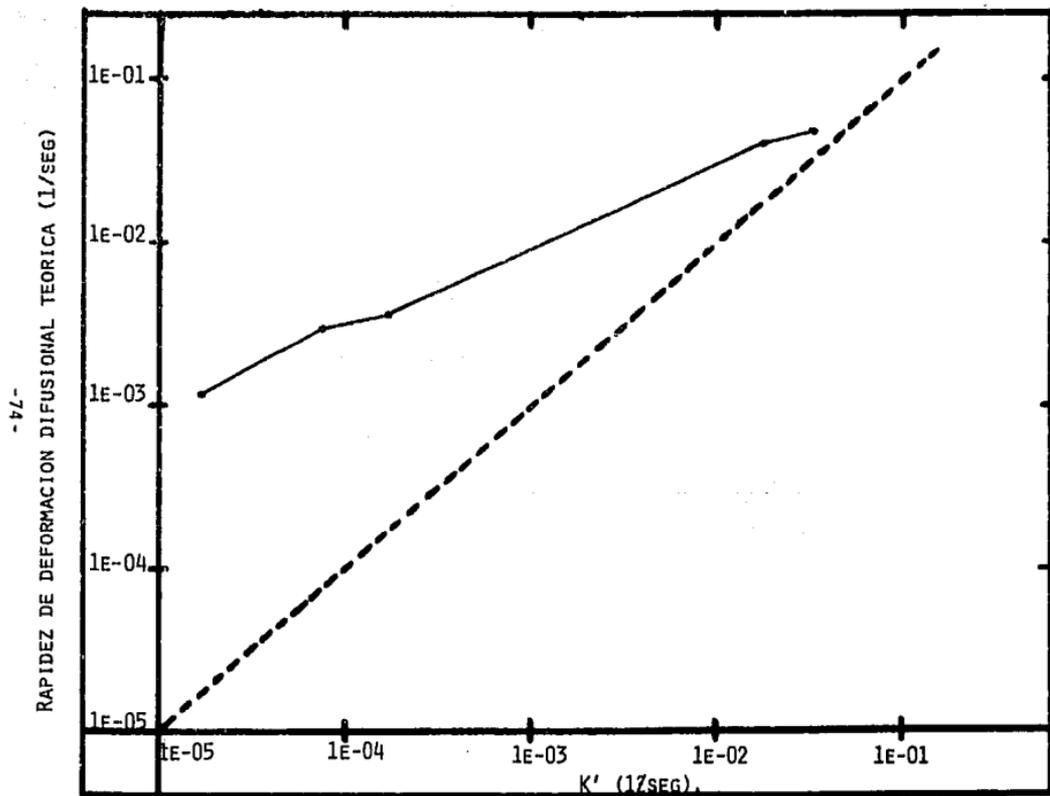


FIGURA 3.3 CURVA COMPARATIVA DE LA RAPIDEZ DE DEFORMACION DIFUSIONAL TEORICA VS. K' (ENSAYOS A RAPIDEZ DE DEFORMACION CONSTANTE).

En cambio a tiempos largos, los valores de k' en comparación con los de la relación de autodifusión, van alejándose más unos de otros a medida que el tiempo a la fractura aumenta (valores de k' bajos). Esto es, hay una discrepancia entre los valores teóricos y los reales, debida a que las vacancias coalescen y forman cavidades dejando de intervenir en el proceso de deformación. Por lo anterior, la ecuación de rapidez de deformación por difusión debiera contemplar las vacancias que no intervienen en el proceso.

Además estas cavidades obstaculizan el movimiento de las dislocaciones por lo que los valores de deformación a la fractura medidos en la práctica son mucho menores que los obtenidos mediante la relación de difusión. Con ayuda de las gráficas anteriormente mencionadas se explica que cuando domina el proceso difusivo a altas temperaturas, no todas las vacancias intervienen en el proceso difusivo para rapidez de deformación bajas, sino que algunas intervienen en la formación de cavidades debido a la concentración de vacancias en las fronteras de grano. Chalmers(25) establece una relación entre el coeficiente de difusión por las fronteras de grano y el coeficiente de difusión por el enrejado cristalino, para un tamaño de grano. El tamaño de grano promedio medido en el acero AISI 321 fué de 20 a 23 μ m, por lo que el cociente de los coeficientes de difusión es de aproximadamente $10e+5$. Esto indica que a bajas rapidez de deformación no es probable que ocurra el mecanismo de difusión por la red cristalina, y que es más probable que ocurra la difusión a través de las fronteras de grano dando como consecuencia que se vea aumentada la probabilidad de coalescencia de vacancias en las fronteras de grano y por lo tanto el proceso de cavitación.

3.2.- CAUSAS DE LA DISMINUCIÓN DE LA DUCTILIDAD A LA RUPTURA EN CONDICIONES DE ALTA TEMPERATURA.

En la Figura 2.7, donde se grafica la rapidez de deformación contra la deformación real a la ruptura observamos que a medida que disminuye la rapidez de deformación, la deformación real a la ruptura aumenta hasta un cierto valor máximo, es decir la ductilidad del material aumenta al disminuir la rapidez de deformación, hasta alcanzar un valor máximo. En esta zona de la figura 2.7 existe la generación y el movimiento de dislocaciones, lo cual permite al material deformarse en mayor medida, al disminuir la rapidez de deformación. Sin embargo al disminuir más la rapidez de deformación de los ensayos de tensión, la ductilidad del material (medida en % de deformación a la ruptura) también disminuye después de haber alcanzado un valor máximo. Esta disminución en la ductilidad se debe a que al disminuir la rapidez de deformación, el esfuerzo de fluencia y el esfuerzo máximo también disminuyen, como puede observarse en la tabla 2.2.

De esta forma en condiciones de bajos esfuerzos y altas temperaturas, se ve favorecida la nucleación y el crecimiento de cavidades intergranulares, como lo plantea el trabajo de Raj y Ashby.

La cavitación intergranular se ve favorecida por las siguientes razones:

En condición de alta temperatura se favorece la generación de vacancias en un metal o aleación, las cuales tienden a localizarse alrededor de los defectos que se encuentran en la red cristalina, en estas regiones se generan campos de deformación en la red, los cuales actúan como concentradores de esfuerzos.

Al interactuar las vacancias con los defectos, aquellas se redistribuyen de manera que se reduzca la energía libre del sistema. Debido a lo anterior las vacancias pueden localizarse preferentemente en :

- a).- Dislocaciones
- b).- Precipitados estables
- c).- Fronteras de grano

a).- Dislocaciones

Las dislocaciones móviles pueden interactuar con las vacancias generadas, disminuyendo la movilidad de éstas y por consecuencia disminuye el % de deformación a la ruptura del material.

b).- Precipitados estables

Los precipitados estables del acero AISI 321 son los carburos de titanio, los cuales tienden a nuclearse en las fronteras de grano del material para disminuir o evitar el fenómeno de sensibilización ó corrosión intergranular.

La formación de carburos de titanio evita que se formen los carburos de cromo, cuya formación implicaría una gran pérdida del cromo que se tiene en la matriz y por lo tanto la inoxidabilidad del acero disminuiría.

Debido a que los carburos nuclean en las fronteras de grano, la inoxidabilidad en las mismas disminuiría, provocando el fenómeno de "sensibilización".

Ahora bien si las vacancias interactúan con los precipitados y éstos se encuentran en las fronteras de grano, entonces la gran mayoría de las vacancias tienden a agruparse en las fronteras de grano, de tal forma que se minimice la energía libre del sistema.

c).- Fronteras de grano

Las vacancias también tienden a concentrarse en las fronteras de grano, agrupandose y dando paso a la nucleación y crecimiento de cavidades en estas zonas, lo cual ocasiona que las propiedades mecánicas del material con cavidades sean perjudicadas, además de que las cavidades frenan el movimiento de las dislocaciones ocasionando que el material no pueda deformarse fácilmente, por lo que se fractura con valores de deformación más bajos.

Por las razones anteriormente mencionadas, la fractura por cavitación es de tipo intergranular, ya que las cavidades formadas actúan como concentradores de esfuerzos, propiciando la fractura del material a través de éstas zonas.

3.3.- COALESCENCIA DE VACANCIAS Y CAVITACION EN LAS FRONTERAS DE GRANO.

Al disminuir la rapidez de deformación de los ensayos de tensión, realizados a temperaturas elevadas, la ductilidad del material decrece notoriamente como puede observarse en la tabla 2.1. Esto es debido a que a rapidezces de deformación lentas (1×10^{-6} 1/seg similares a las de termofluencia), se favorece el proceso de cavitación en las fronteras de grano del material.

Raj y Ahsby (27) encontraron que las fallas en termofluencia que ocurren a bajos esfuerzos y altas temperaturas, son debidas a la nucleación y crecimiento de cavidades intergranulares, mientras que a altos esfuerzos y bajas temperaturas se nuclean grietas de borde, y se propagan a partir de puntos triples en las fronteras de grano.

El daño causado ya sea por las grietas ó cavidades formadas en las fronteras de grano depende sensiblemente de la naturaleza de la precipitación intergranular. En particular, el comportamiento a la ruptura de los aceros inoxidables austeníticos es dependiente de la precipitación de carburos, compuestos intermetálicos o cualquier otro tipo de precipitados (Morris y Harries(7)).

En las fracturas frágiles (Figuras 2.12), que ocurrieron a rapidezces de deformación bajas y a temperaturas altas, se observa la aparición de cavidades en las fronteras de grano y en los carburos de Titanio (Figuras 2.23 a 2.27). Estas cavidades son las responsables de la disminución de ductilidad en los ensayos realizados a rapidezces de deformación bajas.

Al permanecer el material a temperaturas elevadas, por tiempos largos, se favorece el movimiento de vacancias las cuales coalescen y forman cavidades en zonas de alta energía como son las fronteras de grano. Además si existen precipitados que distorsionan el enrejado cristalino, nucleados en las fronteras de grano, favorecen la formación de las cavidades en esas zonas. Las cavidades formadas de ésta manera también coalescen entre sí formando grietas, las cuales al aplicar un esfuerzo mayor al crítico para que crezcan, se propagan en forma catastrófica ocasionando la ruptura del material.

3.4.- ANALISIS DE LOS RESULTADOS OBTENIDOS.

Ensayos mecánicos.

El comportamiento de la curva ilustrada en la Figura 2.7 se debe a que al aumentar la rapidez de deformación en un ensayo de tracción, conservando la temperatura constante, aumenta el esfuerzo de fluencia y el esfuerzo máximo, pero disminuye el % de deformación real a la fractura.

Esto se debe a que las dislocaciones que se están generando durante la deformación, forman "marañas" y no pueden moverse libremente para deformar el material, por lo que es necesario un

mayor esfuerzo para que haya deformación, y por lo tanto aumenta el esfuerzo de fluencia y el esfuerzo máximo.

Al no poderse mover libremente las dislocaciones generadas, causaràn que el material se deforme poco y por lo tanto el % de deformación real a la ruptura disminuirà al aumentar la rapidez de deformación.

Ahora bien a partir de un cierto valor de la rapidez de deformación, al disminuir èsta disminuye notablemente el valor del % de deformación real a la ruptura. Esto se debe principalmente a que las temperaturas elevadas y tiempos largos de exposición en ellas (rapideces de deformación lentas) en un ensayo de tensión puede ocurrir la "cavitación" (nucleación y crecimiento de cavidades), la cual fragilizarà al material (6).

Al formarse èstas cavidades actúan como concentradores de esfuerzos en el material, creando grietas en sus puntas. Al estar èstas bajo la acción de un esfuerzo, si localmente es mayor al esfuerzo necesario para que crezca la grieta, èsta se propagarà en forma catastrófica y causarà la fractura del material.

Logicamente si el material contiene èstas cavidades, su deformación real a la ruptura serà menor.

En la Figura 2.8 "A" se observa la relación que existe entre el tiempo a la ruptura y el % de deformación real a la ruptura.

A medida que aumenta el tiempo a la ruptura, el % de deformación real a la ruptura tiende a disminuir. Es decir, como se observó en la Figura 2.7, al disminuir la rapidez de deformación, el % de deformación a la ruptura tiende a disminuir (dentro de un intervalo de rapideces de deformación). De èsta forma, al disminuir la rapidez de deformación, disminuye el % de deformación a la ruptura y el tiempo a la ruptura aumenta en forma notoria.

Esto se debe a que a rapideces de deformación menores, el tiempo que se tarda en deformar el material es mayor, aunque el valor de la deformación real a la ruptura sea menor.

Estos resultados estàn de acuerdo con los obtenidos por Shin-Ya y Keown (30) para un acero Cr-Mo-V ensavado a 500, 550 y 600°C en termofluencia. Ellos encontraron que la ductilidad decrece al incrementarse el tiempo a la fractura y al disminuir el esfuerzo aplicado, conservando la temperatura constante.

Si graficamos el tiempo a la ruptura contra el esfuerzo máximo, obtendremos la Figura 2.8 "B", en la que se observa que al aumentar el tiempo a la fractura, disminuye el esfuerzo máximo aplicado, èstos resultados también estàn de acuerdo con los de Shin-Ya y Keown.

En la Figura 2.9 se observa la relación entre el % de deformación real a la ruptura y el esfuerzo máximo.

Dentro del intervalo del % de deformación real a la ruptura de 30 a 45% aproximadamente, al variar el % de deformación a la ruptura, el esfuerzo máximo casi permanece constante, aumentando ligeramente al aumentar el % de deformación a la ruptura, pero a partir de un cierto valor de % de deformación (45%), al aumentar èsta el esfuerzo máximo aumenta considerablemente su valor.

Esto es, un aumento en el % de deformación a la ruptura, más alla' del 45%, el esfuerzo máximo aumenta por efecto de la deformación de marañas de dislocaciones, mientras que a

rapideces de deformación lentas, y altas temperaturas, las dislocaciones pueden moverse más fácilmente por medio de otros mecanismos y por lo tanto pueden deformar más fácilmente el material, por lo que se requiere de menores niveles de esfuerzos aplicados.

En la Figura 2.10 se observa la relación que existe entre la rapidez de deformación y el tiempo a la fractura. Al disminuir la rapidez de deformación en el rango de 1×10^{-3} y 1×10^{-4} , el tiempo a la fractura se incrementa ligeramente, pero a rapideces de deformación más bajas, el tiempo a la fractura aumenta considerablemente, casi en forma exponencial. Esta relación era de esperarse, ya que al disminuir la rapidez de deformación, el tiempo necesario para alcanzar un determinado valor de % de deformación, aumenta en forma exponencial, ya que el cabezal se mueve mucho más lento.

Microscopía electrónica de barrido.

En las Figuras 2.13, 2.14 y 2.15 se ilustran las fracturas dúctiles, las cuales ocurrieron al ensayar las probetas a rapideces de deformación y temperatura elevadas. Estas fracturas dúctiles ocurrieron debido al movimiento de las dislocaciones sobre planos y direcciones de deslizamiento definidos. Si algún obstáculo se interpone en su trayectoria de deslizamiento, éste será superado con la ayuda de la energía térmica suministrada al material durante el ensayo. De esta forma la dislocación podrá cambiar de sistema de deslizamiento, y sea ascendiendo a otro plano o cambiando de plano y dirección de deslizamiento (Hull (3)).

En las Figuras 2.16, 2.17 y 2.18 se observan las fracturas intergranulares, ocasionadas por la formación de cavidades en las fronteras de grano. Estas cavidades coalescen y crecen hasta alcanzar un tamaño crítico, a partir del cual se propagan catastróficamente al aplicar un esfuerzo mayor al esfuerzo crítico para su propagación.

En las Figuras 2.19 a la 2.22, se aprecian grietas superficiales las cuales crecen y se propagan uniéndose entre sí hasta formar grietas de mayor tamaño, éstas al alcanzar un tamaño crítico se propagan catastróficamente y ocasionan la ruptura del material. Cabe hacer notar que las grietas eran más cerradas y pequeñas a medida que nos alejábamos de la superficie de fractura, y que a medida que nos acercábamos a la superficie de fractura, éstas eran más grandes y abiertas. Esto se debe a que en la superficie de fractura, se concentró la deformación por efecto de la coalescencia de cavidades.

En las Figuras 2.23 a 2.27 se observan cavidades nucleadas en las fronteras de grano y en los carburos de Titanio, esto es debido a que la formación de las cavidades se favorece en las fronteras de grano y en los precipitados, como son los carburos (Morris y Harries (7)).

IV.- CONCLUSIONES

1.- La transición Dúctil - Frágil a 760°C aparece cuando la rapidez de deformación E, alcanza un valor umbral E_u entre 2.75×10^{-4} y 7.13×10^{-5} (1/seg).

2.- Para rapidez de deformación mayores que E_u , las probetas ensayadas presentan fractura dúctil, lo cual se concluyó a partir de:

i).- El porcentaje de deformación real a la fractura el cual es más alto en las fracturas dúctiles que en las frágiles, habiendo una diferencia máxima entre estos valores de hasta 21.28%.

ii).- La apariencia de las fracturas observadas macroscópicamente las cuales muestran la presencia de un "cuello" cercano a la superficie de fractura, cuya formación es característica en una fractura dúctil.

Las fracturas observadas microscópicamente muestran las características de una fractura dúctil ocurrida por la coalescencia de "dimples", o pequeños hoyuelos.

iii).- En las gráficas obtenidas se observa que a medida que aumenta la rapidez de deformación las probetas ensayadas presentan una fractura cada vez más dúctil.

3.- Para rapidez de deformación menores al valor umbral, las probetas ensayadas bajo estas condiciones presentaron una fractura frágil, lo cual se concluyó a partir de:

i).- El porcentaje de deformación real a la fractura, cuyos valores son menores a los obtenidos en las fracturas dúctiles.

ii).- La apariencia de las fracturas observadas macroscópicamente, las cuales presentan un severo agrietamiento en la zona cercana a la superficie de fractura, además de la ausencia de la formación de un cuello.

iii).- De las gráficas obtenidas podemos concluir que a medida que disminuye la rapidez de deformación, las probetas ensayadas presentan mayor fragilidad en su fractura.

4.- Se observaron cavidades en las fronteras de grano y alrededor de alquinos precipitados (carburos). La población mayoritaria de cavidades en las fronteras de grano dieron características de fractura intergranular en este acero.

5.- A partir de lo anteriormente mencionado podemos concluir que el mecanismo que opera en las fracturas frágiles, presentadas a temperaturas elevadas (760°C) y rapidez de deformación menores de un valor umbral, en el acero AISI 321, es la cavitación con nucleación intergranular.

6.- En semejanza con otros aceros austeníticos (6 - 7), se considera que la nucleación de cavidades se ve favorecida en las fronteras de grano, no solo por ser una región de alta energía, sino por que se favorece la presencia de precipitados, dándole una doble selectividad como sitios de posible nucleación.

REFERENCIAS

- (1) D.K. Matlock and W.D. Nix, J. Nucl. Mater. 56, 145 (1973).
- (2) K. Erlich, H. Bohm, C. Wassilew, ASTM-STP-484, p.495 (1970).
- (3) S.H. Goods and W.D. Nix, Acta Metall. 26, 739 (1977).
- (4) T.G. Nieh and W.D. Nix, Acta Metall. 28, 557 (1980).
- (5) D.A. Miller and T.G. Langdon, Scr. Metall., 14, 179 (1980).
- (6) N.G. Needham and T. Gladman, Metal. Sci., 14, 64 (1980).
- (7) D.G. Morris and D.R. Harries, Metal Sci., 12, 532 (1978).
- (8) S.H. Goods and T.G. Nieh, Scr. Metall., 17, 23 (1983).
- (9) A.S. Argon, Scr. Metall., 17, 5 (1983).
- (10) G.E. Dieter, "Ductility", Cap. 1, p.1, ASM (1968).
- (11) ASM, Metals Handbook, vol.10, "Failure analysis and prevention", p.44, ASM (1975).
- (12) G.E. Dieter, "Mechanical Metallurgy", Cap. 9, p.329, Mc Graw-Hill (1981).
- (13) A. Nadai, "Theory of flow and fracture of solids", Vol. I, p.74-75 Mc Graw-Hill (1950).
- (14) R. Clark and B. Chalmers, Acta Metall., 2, 80 (1954).
- (15) N.J. Petch, J. Iron Steel Inst. London, 174, 25 (1953).
- (16) D. Peckner and I.M. Bernstein, "Handbook of Stainless Steels", Mc Graw-Hill (1977).
- (17) A. Inchaurrea Z., "Aceros inoxidables y aceros resistentes al calor" Ed. Limusa, (1981).
- (18) L. Martinez, Met. Trans, 15 A, 246 (1984).
- (19) L. Martinez and W.D. Nix, Met Trans., 13 A, 427 (1982).
- (20) S. Bhattacharyya, "IITRI Fracture Handbook: Failure analysis of metallic materials by scanning electron microscopy", IIT Research Institute (1979).
- (21) Tietz y Wilson, "Comportamiento y propiedades de los metales refractarios", CAP. 5, p.240, Ed. URMO (1971).

- (22) Huntington Alloy Products Division, Inconel Alloy X-750, The International Nickel Company Inc.
- (23) I. Kovacs, "Dislocations and plastic deformation", p.98, Pergamon Press (1973).
- (24) J. Askill, "Tracer Diffusion data for metals, alloys and simple oxides, IFI/Plenum, p.64 (1970).
- (25) B. Chalmers, "Metalurgia Fisica", p.365, Ed. Aguilar (1968).
- (26) O.D. Sherby, Metals Eng. Quart., 2, p.3 (1962).
- (27) H.C. Rogers, "Ductility", Cap. 2, p.34, ASM (1968).
- (28) ASM, "Metals Handbook", vol.9, "Fractography and atlas of fractographs", p.66, ASM (1974).
- (29) R.Raj and M.F. Ashby, Acta Metall., 23, 653 (1975).
- (30) N.Shin-Ya and S.R. Keown, Metal. Sci., 13, 89 (1979).
- (31) D. Hull, "Introduction to dislocations", Oxford Pergamon Press (1975).

APENDICE # 1

DESARROLLO DE LA ECUACION QUE RELACIONA LA VELOCIDAD DE CABEZAL K, CON LA VELOCIDAD DE DEFORMACION PROMEDIO K'.

Conociendo el valor experimental de la velocidad de cabezal, se calcula el valor de K', tal que en ambas expresiones se tiene la misma deformación ingenieril, para un mismo tiempo de ruptura.

Sabemos que: $\dot{l} = K = l_0 \dot{\epsilon}$

por lo que: $K t_f = A l_f = l_0 t_f \dot{\epsilon} \dots \dots \dots (1)$

Para $\dot{\epsilon} = K'$

$$E = \ln(1+\epsilon)$$

$$E = \ln(1+A l_f / l_0) \quad \text{para } t = t_f$$

de la expresión anterior deducimos que:

$$A l_f = l_0 (e^E - 1)$$

y si $E = K' t_f$ entonces tenemos que:

$$A l_f = (e^{K' t_f} - 1) l_0 \dots \dots \dots (2)$$

Igualando las expresiones (1) y (2) tenemos:

$$K t_f = l_0 (e^{K' t_f} - 1)$$

Despejando K' obtenemos:

$$\ln(K t_f / l_0 + 1) = K' t_f$$

y por último llegamos a:

$$K' = \frac{\ln(K t_f / l_0 + 1)}{t_f}$$

Dado que $K' = 1$ es pequeña, no consideramos introducir un error muy grande al manejar los datos como si se tratara de un ensayo a velocidad de deformación constante.

APENDICE # 2

PROGRAMAS PARA LA REALIZACION DE ENSAYOS DE TRACCION COMPUTARIZADOS.

TOMA DE DATOS

Todos los resultados son grabados sobre cassettes en la pista 1, con las condiciones del ensayo para un mejor aprovechamiento de éstos. Esta información se ordena de la siguiente forma:

\$(1): fecha
\$(2): nombre del ensayo
\$(3): tipo de ensayo
\$(4): longitud inicial de la probeta
\$(5): diametro inicial de la probeta
\$(6): velocidad de cabezal
\$(7): rapidez de deformación
\$(8): temperatura del ensayo
\$(9): abscisa
\$(10): ordenada

Cada línea de datos puede almacenar hasta 20 caracteres, si se rebasa este número, ocurre el error S9. Para seguir con el programa, no hay que excederse en el # de caracteres. Cada vez que el programa pide esta información, muestra su respuesta, si Ud. no está de acuerdo tecle cualquier llave alfanumérica antes de CONTINUE, y la pregunta se repetirá.

Al oprimir la tecla "f4" se carga el programa de toma de datos INSTRON. En la primera pregunta "CON RAPIDEZ DE DEFORMACION CONSTANTE?" se elige si el ensayo será a velocidad de cabezal ó de deformación constante. En caso de no entrar los datos correctamente, el orden de la pregunta se repite y se teclan las condiciones de ensayo.

En caso de deformación constante el programa pide primero la rapidez de deformación y calcula la velocidad del cabezal mínima, considerando una deformación del 100%. En el panel "CROSS HEAD CONTROL" se oprime el botón que corresponda a la velocidad igual o inmediatamente superior a la elegida, se enciende el módulo "VARIABLE SPEED", verificando que los switches giratorios marquen todos cero.

Antes de teclear el valor de calibración o de medición, asegúrese que el switch "FULL SCALE LOAD" este en la posición adecuada, porque si no los valores de corrección serán falsos para el cálculo de la carga y entonces el ensayo no será confiable.

La última pregunta se refiere al % de elongación máxima que se espera tener en la probeta. La computadora puede tomar 500 puntos durante el ensayo. Los tomará a intervalos definidos del siguiente modo:

% de elongación máxima x longitud inicial

500

Si se elige un valor máximo demasiado corto, el ensayo puede terminar antes de lo previsto, y si se elige demasiado grande, el ensayo puede terminar antes de que se tomen todos los datos. El valor del máximo depende del material que se vaya a ensayar. Estas restricciones pueden utilizarse para detener el ensayo, por ejemplo, a un valor de deformación predeterminado.

A continuación se imprimen las condiciones del ensayo y de los controles de la máquina. Una vez que Ud. lea "SI TODO ESTA BIEN PRESS CONTINUE", verifique switches, controles, datos, información, etc. Al oprimir "CONTINUE" el programa corre el ensayo y ya no se tendrá control sobre la máquina, a excepción que se quiera detener el ensayo.

El programa hace correr el ensayo guardando en la memoria los valores de elongación y de carga respectivos, a intervalos regulares, hasta alcanzar 500 puntos o recibir una carga inferior al 10% de la anteriormente recibida, lo que interpreta como ruptura.

El programa corrige los valores de carga y de elongación, según los valores de calibración registrados antes del ensayo por el mismo programa, y reduce los datos a 100 puntos para ser gravados. Posteriormente los grafica con las condiciones de ensayo y pregunta si quiere que se graben y en donde. Para esto se tiene que consultar la lista de los archivos contenidos en el cassette; si el archivo que se quiere grabar ya lo está, el programa pide otra vez el número de archivo. Se aconseja tener la lista de archivos al día.

Se grafican los datos y después la computadora muestra en la pantalla "PARA SEGUIR PRESS STOP". Durante este tiempo se puede escribir sobre la gráfica lo que se juzgue necesario, utilizando las teclas "DISPLAY" para posicionar la pluma del graficador y el teclado, como una máquina de escribir. Escribe solamente mayúsculas.

Al oprimir "STOP", el programa termina sus funciones y se lee en la pantalla "C'est fini!". Se puede correr el programa otra vez para un nuevo ensayo, o hacer el análisis de los datos de inmediato oprimiendo la tecla "F5".

ANALISIS INSTRON

Este programa trata los datos ya grabados, calcula y grafica las curvas de Tensión Ingenieril contra Deformación Ingenieril, Tensión Real contra Deformación Real, hasta el punto de formación del cuello.

El programa imprime los valores máximos de cada curva, con sus coordenadas respectivas, así como el punto de fluencia calculado con un offset a 0.2% de la derivada al origen, y por consecuencia el módulo de Young. También calcula la tenacidad, así como la resiliencia, que son la integral de la curva calculada hasta la formación del cuello, y del punto de fluencia respectivamente.