

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO
FACULTAD DE QUIMICA

**ESTUDIO DE LA ZONA DE TRANSICION
DUCTIL - FRAGIL EN LOS ACEROS 1018,
1045 Y 4140.**

169

T E S I S
QUE PARA OBTENER EL TITULO DE
INGENIERO QUIMICO METALURGICO
P R E S E N T A

FRANCISCO AURELIO HERRERA CASTAÑEDA

1975



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

CLAS Tesis
AÑO 1995
FECHA _____
PROG MT 1624

H. JURADO ASIGNADO

PRESIDENTE	Ing. Nicolas Jaimes Villafaña
VOCAL	Ing. Kurt H. Nadler Gundeisheimer
SECRETARIO	Ing. Enrique Martinez Martinez
PRIMER SUPLENTE	Ing. Humberto Malagón Romero
SEGUNDO SUPLENTE	M.C. Maria E. Noguez Amaya


Sitio donde se desarrolló el tema:

FACULTAD DE QUIMICA

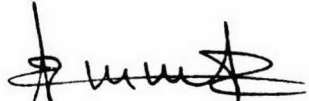
LABORATORIO DE METALURGIA

Ciudad Universitaria, D.F.

SUSTENTANTE


FRANCISCO AURELIO HERRERA CASTAÑEDA

ASESOR DEL TEMA


Ing. ENRIQUE MARTINEZ MARTINEZ

A mis Padres:

SERGIO HERRERA ROMERO Y JULIA CASTAÑEDA DE HERRERA

Con todo cariño y gratitud, como reconocimiento
a sus sacrificios.

A mis Hermanos:

SERGIO RAUL

JULIO EDUARDO

Y

MARCO VINICIO

Por su ayuda y consejos.

A mis Abuelitos:

MARIA DE JESUS ROMERO Y ASCENCION ENRIQUEZ

A la memoria de mis Abuelitos:

FRANCISCO HERRERA LARA Y AURELIO CASTAÑEDA OCHOA

A mi Novia:

MARIA DE LOS ANGELES MENDOZA BECERRA

Con todo mi cariño, por su

infinita paciencia

y

estimulo.

Mi agradecimiento:

A la familia, Mendoza Becerra.

A todos mis familiares.

Mi agradecimiento:

Al I.Q.M. Enrique Martínez Martínez
Asesor de mi tesis, profesor y amigo, sin cuya
colaboración no hubiera sido posible la reali-
zación de este estudio.

Al I.Q.M. Humberto Malagón Romero

Profesor y amigo

Por su ayuda desinteresada.

A mis Compañeros:

I.Q.M. Bernardo Campillo Illanez

I.Q.M. Manuel Garces Rois

I.Q.M. Luis Leduc Lezama

I.Q.M. Rogelio Pezina Pezina

I.Q.M. Ricardo Victoria León

I.Q.M. Enrique Curiel Reina

I.Q.M. Juan Valencia Escobar

A mis Maestros y Amigos.

Mi agradecimiento:

A la Coordinación de Metalúrgia:

Me en C. Fernando Maldonado Mendoza

Me en C. Alejandro Espriu Manrique de Lara

Me en C. Maria Eugenia Noguez Amaya

A todas aquellas personas que indirectamente, contribuyeron a la realización de este trabajo.

I N D I C E

PARTE TEORICA

- I.- Introducción
- II.- Deformación elástica
- III.- Deformación plástica
- IV.- Esfuerzos en la deformación
- V.- Fractura
- VI.- Propagación de fisuras
- VII.- Teoría clásica de la transición dúctil-frágil
- VIII.- Significado de la temperatura de transición
- IX.- Factores que afectan la temperatura de transición.

PARTE EXPERIMENTAL

- I.- Resistencia al impacto
 - II.- Equipo y materiales para prueba
 - III.- Mezclas frigoríficas para prueba
 - IV.- Descripción del método a seguir
 - V.- Resultados
 - VI.- Conclusiones
- Bibliografía

I N T R O D U C C I O N

El presente estudio tiene la finalidad de proporcionar la mayor información posible referente a la zona de transición dúctil-frágil de los aceros.

Como es sabido existe una gran cantidad de --- aceros de uso comercial, de los cuales en la mayoría -- de ellos se tiene la información suficiente, como son - sus propiedades mecánicas, pero como cosa curiosa en to dos los aceros se desconoce el comportamiento dúctil -- frágil, esto es no se tiene la información suficiente - con respecto a este comportamiento.

La bibliografía, así como los artículos de re- ciente publicación se limitan a hacer referencia de es- te comportamiento y de los resultados obtenidos, pero - ño da recomendaciones para el uso de los aceros en la - zona de transición dúctil-frágil.

En este trabajo obtendremos las curvas de tran- sición dúctil-frágl de tres diferentes aceros de uso - comercial, como son los 1018, 1045 y 4140, que se con- sideran como aceros de bajo carbón, aceros de medio car- bón y acero de baja aleación respectivamente.

Se hará incapie en la forma de fractura que se obtiene a cada temperatura, proporcionando así otro cri- terio de selección para estos aceros.

Dada la importancia de este comportamiento, - el ensayo de impacto Charpy es más informativo cuando se realiza sobre un intervalo de temperaturas, para -- poder determinar la temperatura de transición dúctil-- frágil.

Cuando se selecciona materiales teniendo en cuenta su tenacidad a la entalla o tendencia a la frac- tura frágil, el factor más decisivo en la temperatura- de transición.

En este trabajo se hace notar la confusión a que puede llegarse si se confía exclusivamente en los resultados de los ensayos realizados a una sola tempe- ratura.

Para concluir, diremos que son tantos los -- aceros que en el presente trabajo sería imposible in- cluírlos a todos, pero confio que este trabajo sirva - para motivar a los estudiantes de metalurgia y a las - industrias metalúrgicas a continuar con este estudio.

II.- DEFORMACION ELASTICA

La deformación elástica de los sólidos es limitada. La deformación producida en un sólido al aplicarle un esfuerzo desaparece totalmente cuando este esfuerzo se elimina. La relación entre esfuerzo y deformación lineal en algunos materiales, pero muy lejos de serlo en otros puede relacionarse con la estructura y tipo de enlace atómico presente. Esta relación de esfuerzos y deformaciones dependen también de la temperatura.

Todos los materiales cambian su forma, volumen, o ambos, bajo la influencia de un esfuerzo o cambio de temperatura. Decimos que la deformación es elástica si el cambio en forma o volumen producido por el esfuerzo o la temperatura se recupera totalmente cuando se permite al material regresar a su temperatura o sistema de esfuerzos originales. En materiales cristalinos la relación entre esfuerzo y deformación es proporcional en la región y nos da una relación lineal.

Claro está que tal estado sólo se puede mantener, mientras dure la acción de la carga exterior y al cesar ésta, desaparecen las tensiones adicionales, el metal recuperará el equilibrio inicial volviendo sus átomos a sus posiciones de equilibrio y restableciendo su forma y dimensiones iniciales.

Para la mayor parte de los materiales, en -- tanto que la carga no supere al límite elástico, la -- deformación es proporcional a la carga. Esta relación -- es conocida como la ley de Hooke; es más frecuente -- expresarla diciendo que las tensiones son proporciona -- les a las deformaciones. La ley de Hooke requiere que -- la relación entre carga y deformación sea lineal.

Sin embargo, no debe pensarse que todos los -- materiales que se comportan elásticamente la relación -- entre carga y deformación es necesariamente lineal.

El caucho es un ejemplo de materiales que -- muestran una relación no lineal entre carga y deforma -- ción y que satisface a la definición de material elás -- tico.

Las deformaciones elásticas de los materia -- les son muy pequeñas y requieren instrumentos muy sen -- sibles para medirlas. Los instrumentos ultrasensibles -- han demostrado que los límites elásticos de los meta -- les son mucho más bajos que los usualmente medidos en -- los ensayos técnicos materiales.

La simple teoría matemática de elasticidad -- lineal se anticipa considerablemente a cualquier cono -- cimiento detallado sobre las bases atómicas de las ob -- servaciones experimentales, y trata simplemente con la -- proporcionalidad entre esfuerzos y deformaciones en -- una escala macroscópica, utilizando constantes elásti --

cas que pueden determinarse por medio de pruebas ya -- conocidas.

Un ejemplo, es la ecuación para la región -- lineal de curva de esfuerzos contra deformaciones en -- una prueba de tensión, en donde se obtiene $\sigma = E \epsilon$ donde E es la constante de proporcionalidad llamada módulo -- de young. σ tensión y ϵ deformación.

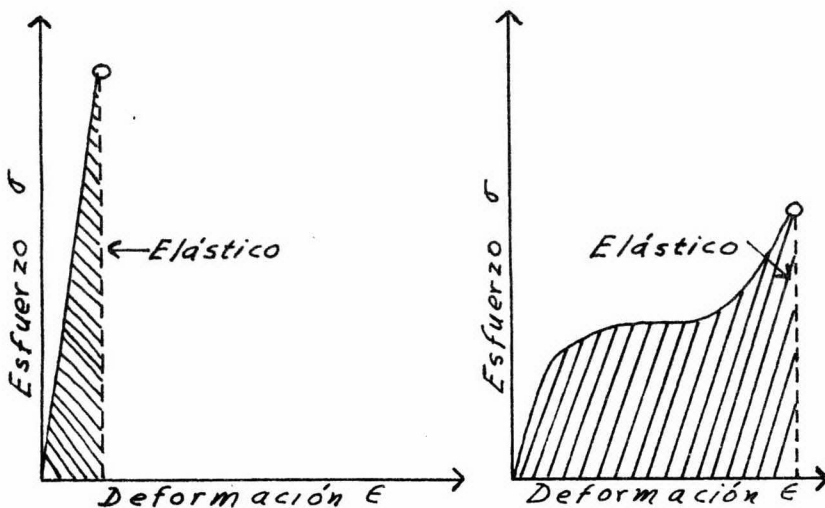


Fig. 1.- (a) comportamiento elástico lineal y (b) no-lineal. El punto (a) en cada curva representa la terminación de la región elástica. -

III.- DEFORMACION PLASTICA

Cuando la carga rebasa cierto límite, denominado límite elástico las deformaciones dejan de ser proporcionales a las cargas; aumentando más rápidamente que éstas, el fenómeno se hace irreversible y aunque cese la actuación de la carga el metal queda deformado permanentemente. Tal deformación se denomina plástica.

Es característica de la deformación plástica el que el metal, al ser deformado por una carga superior a su límite elástico, sufre un aumento de resistencia a la deformación, lo que le permite soportar la carga aplicada y sin el cual el metal se rompería al rebasar la carga aplicada su límite elástico. Este fenómeno constituye la acritud y es característico en todos los metales.

La teoría de la plasticidad trata del comportamiento de los materiales en la zona de deformación y en la que la ley de Hooke ya no es válida. La descripción matemática de la deformación plástica de los materiales no está de ningún modo, tan bien desarrollada como la descripción de la deformación elástica por medio de la teoría de la elasticidad.

En la región plástica de deformación no exis

te ninguna relación sencilla entre tensiones y deformaciones como ocurre en la deformación elástica.

Sin embargo en el comportamiento plástico es de gran importancia considerar los efectos de las variables metalúrgicas como son el límite de grano, velocidad de deformación y temperatura.

La presencia de los límites de grano en materiales policristalinos ejerce una gran influencia -- sobre su comportamiento durante la deformación plástica. Sin embargo, podemos derivar algunas de las características de los datos obtenidos para monocristales. -- A temperaturas elevadas, la deformación de los materiales mono o policristalinos depende de la velocidad de deformación y temperatura.

Cada grano tiende a deformarse de acuerdo -- con sus propias características, pero su deformación -- se modifica por la influencia de sus vecinos. En esta parte se considera la influencia de los límites de grano, temperatura, velocidad de deformación y otros factores que afectan la deformación de los policristales.

LIMITES DE GRANO

Si el desajuste en la orientación cristalográfica de los límites de grano es menor de $10'$ existe un límite semicoherente denominado límite de ángulo -- pequeño de una coherencia considerable, pero no total-

por parte de los átomos que los constituyen respecto a los granos mismos, estos límites de ángulo pequeño se delinean por barreras de dislocaciones de borde o también por un agrupamiento de dislocaciones tornillo. En el primer caso tenemos un borde en declive y en el segundo uno trezado.

Cuando el desajuste entre las orientaciones cristalográficas de granos excede de unos $10'$, caso frecuente, la superficie entre aquellos es un borde de ángulo grande y hay poca continuidad de la red entre los granos aunque el espesor de la frontera esté constituido por un espesor de unos pocos átomos.

Los límites que nos ocupan son usualmente -- más resistentes que el material mismo de los granos, a temperatura baja y de ahí que la fractura de los metales en esas condiciones es transcristalina, es decir, que se propaga por el interior de los granos en lugar de realizarse a lo largo de los límites de grano. Sin embargo en materiales policristalinos no-metálicos, -- los límites de grano son más débiles que los granos -- mismos debido a la poca cohesión en ellos.

Esta debilidad intergranular es semejante a la que se encuentra en los metales a temperaturas elevadas.

La segregación en los límites de grano debido a elementos de aleación o impurezas afecta su resis

tencia. Esta segregación puede producir fragilidad en el material a bajas temperaturas, y en ciertos casos aún a temperaturas elevadas (fragilidad en caliente).

VELOCIDAD DE DEFORMACION

El nivel de la curva de tensión puede elevarse aumentando la velocidad de deformación. Este aumento es semejante a una reducción en la temperatura. Por lo general, los metales CC son mucho más sensibles a cambios en la velocidad de deformación que los CCC. -- También son aquéllos más sensibles a cambios de temperatura. En algunos casos, la elevación de la curva de esfuerzos y deformación producida por un aumento en la velocidad de deformación va unida a una reducción en ductilidad o a un alargamiento total. En otros materiales esta disminución se presenta sólo en ciertos intervalos de temperatura, y puede estar ausente aún a otras temperaturas o puede producirse un aumento en la ductilidad.

Con frecuencia una sensibilidad definida del esfuerzo de cedencia con la velocidad de deformación, como la mostrada en los metales CCC y sólidos iónicos, produce una transición de comportamiento dúctil a frágil a una temperatura baja o intermedia.

VELOCIDAD DE DEFORMACION Y TEMPERATURA

La combinación de una velocidad de deformación elevada y una temperatura alta es de interés, ya

que la disminución en el nivel de la curva de esfuerzo contra deformación debida a la temperatura, puede compensarse por el aumento de la velocidad de deformación. Si bien esta compensación sólo ocurre cuando la velocidad de deformación sea elevada puede ser -- importante en aquéllos casos en que la vida de la -- pieza sea corta. A temperaturas elevadas la resistencia disminuye por varias razones. La velocidad de -- endurecimiento disminuye a medida que la temperatura aumenta, ya que los procesos de recuperación se activan y es imposible mantener una estructura "deformada en frío".

Además con un aumento mayor en la temperatura, se puede producir recristalización y crecimiento de grano, con lo cual se disminuye el efecto producido por el grano fino. Sin embargo, si el flujo plástico se produce a una velocidad mayor que aquélla a la cual la difusión puede eliminar sus efectos, el metal puede usarse, a temperaturas elevadas, condiciones de velocidad de deformación alta y niveles elevados de esfuerzos. Si bien la curva estática de esfuerzo contra deformación puede disminuir rápidamente al aumentar la temperatura, el % de aumento en resistencia debido a cargas de impacto es mucho mayor a temperaturas elevadas que bajas.

La resistencia de los materiales a tempe--

raturas elevadas es mayor bajo condiciones de impacto que bajo condiciones de velocidad de deformación bajas.

Como se muestra en la Fig. 2a la curva de impacto de esfuerzo contra deformación, a temperatura elevada, está a un nivel superior a la curva a -- temperatura ambiente y velocidad de deformación baja.

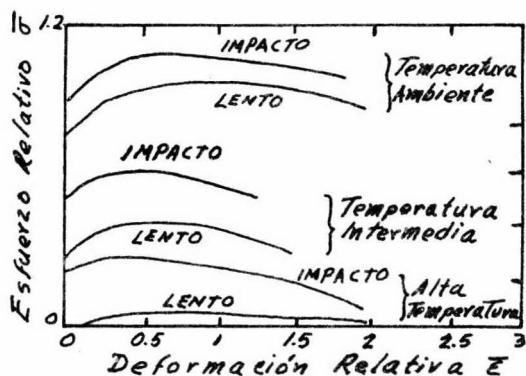


Fig. 2a.- Curvas típicas de esfuerzo contra deformación para velocidades de deformación bajas y para impacto.

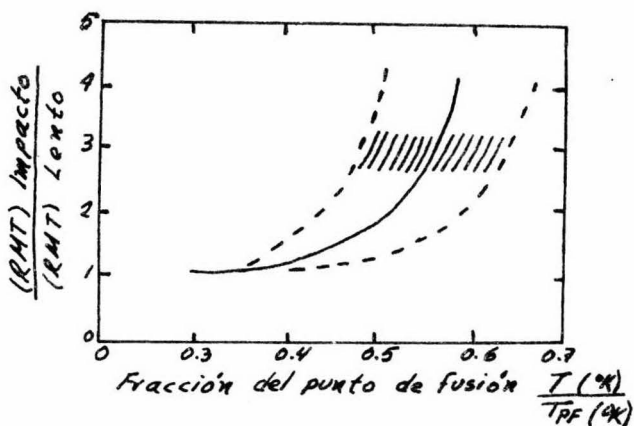


Fig. 2b.- Relación entre RMT para impacto y RMT para velocidades de deformación bajas, en función de la temperatura.

IV.- ESFUERZOS EN LA DEFORMACION

Si bien las características de cedencia y endurecimiento se determinan por lo general en tensión uniaxial, los metales a menudo soportan sistemas de esfuerzos complejos. Sin importar su complejidad, cualquier sistema de esfuerzos que incluya los normales y cortantes puede resolverse en otro sistema equivalente de sólo tres esfuerzos normales, denominados esfuerzos principales. Si estos son σ_1 , σ_2 , σ_3 , los cortantes producidos por los principales son $(\sigma_1 - \sigma_2)/2$, $(\sigma_2 - \sigma_3)/2$, $(\sigma_3 - \sigma_1)/2$. Entonces es obvio que en el caso de un sistema de esfuerzos hidrostáticos ($\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3$), no hay esfuerzos cortantes en el material, en este caso el material no se deforma plásticamente al aplicar un esfuerzo hidrostático creciente. Sólo cuando los tres esfuerzos principales no están balanceados existen componentes cortantes.

De los diferentes criterios propuestos para predecir la cedencia de un material, el más satisfactorio es el de Von Mises, que postula que el esfuerzo efectivo en un policristal orientado al azar es:

$$\bar{\sigma} = \left[\frac{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}{2} \right]^{1/2}$$

y el material cede plásticamente cuando el esfuerzo alcanza un valor igual al del esfuerzo de cedencia - en tensión uniaxial ($\bar{\sigma}_y$).

Observe que el esfuerzo efectivo (y por lo tanto la cedencia del material), depende sólo de los componentes cortantes $(\sigma_1 - \sigma_2)/2$, $(\sigma_2 - \sigma_3)/2$, --- $(\sigma_3 - \sigma_1)/2$.

La deformación bajo sistemas de esfuerzos-complejos causa endurecimiento en forma semejante a un sistema de deformación uniaxial. El valor del esfuerzo efectivo, necesario para continuar la deformación plástica, aumenta, con la deformación efectiva-
 $\bar{\epsilon}$.

$$\bar{\epsilon} = \frac{\sqrt{2}}{3} \left[(\epsilon_1 - \epsilon_2)^2 + (\epsilon_2 - \epsilon_3)^2 + (\epsilon_3 - \epsilon_1)^2 \right]^{1/2}$$

Debido a que en el caso de tensión simple- el esfuerzo efectivo, $\bar{\sigma}$ y la deformación efectiva, se reduce a los valores reales σ y ϵ , la prueba- de tensión puede emplearse para determinar la rela- ción entre $\bar{\sigma}$ y $\bar{\epsilon}$.

Si la curva experimental para tensión --- uniaxial puede representarse en forma adecuada por - la ecuación;

$$\sigma = K \epsilon^n$$

entonces el caso tradicional (tridimensional) puede representarse por $\bar{\sigma} = K\epsilon^n$.

CONCENTRACION DE TENSIONES

Una discontinuidad geométrica en un cuerpo, como un orificio o una entalla, provoca una distribución no uniforme de tensiones en la proximidad de la discontinuidad. En cierta zona proxima a la discontinuidad la tensión será mayor que la existente en puntos alejados de la misma. Por tanto, en la discontinuidad se produce una concentración de tensiones.

La concentración de tensiones se expresa - por el factor teórico K_t generalmente, el factor K_t se describe como la relación entre la tensión máxima y la tensión nominal basada en la sección neta, aunque a veces, se utiliza un valor de tensión nominal basado en toda la sección transversal del miembro en una zona donde no hay concentrador de tensiones.

$$K_t = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{nominal}}$$

Además de producir una concentración de -- tensiones, las entallas crean una condición localizada de tensiones triaxial.

El efecto de una concentración de tensiones es mucho más pronunciado en un material frágil - que uno dúctil. En un material dúctil aparece la de-

formación plástica cuando se rebasa el límite elástico en el punto de tensión máxima. Aumentando posteriormente la carga, se produce un aumento local de deformación. Debido al endurecimiento por deformación, la tensión aumenta en las zonas adyacentes a la concentración de tensiones, hasta que, si el material es suficientemente dúctil, la distribución de tensiones se hace uniforme. Por lo tanto un metal dúctil sometido a carga estática no se llegará aun factor teórico de concentración de tensiones total. Sin embargo, la redistribución de tensiones no tendrá lugar, en medida alguna, en un material frágil y, por consiguiente, se tendrá una concentración de tensiones de valor próximo al teórico.

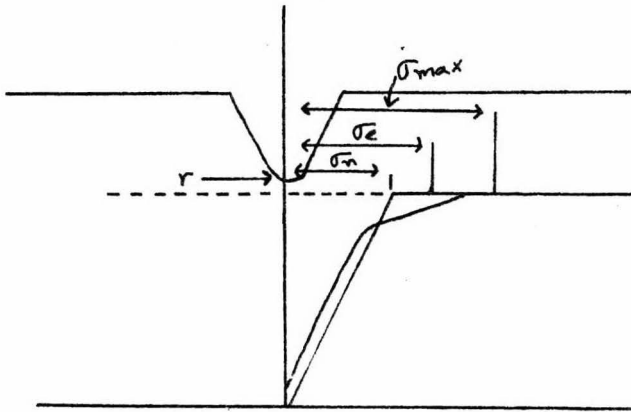


Fig. 3a.- Distribución de tensiones en una entalla.
(Charpy V).

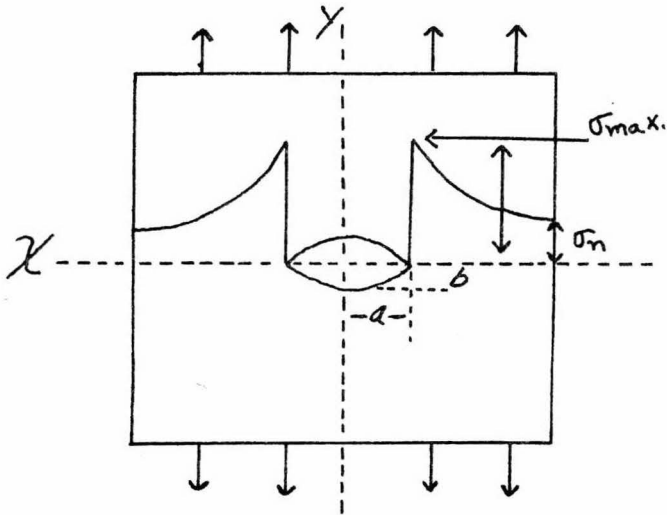


Fig. 3b.- Distribución de tensiones debido a un agujero elíptico.

EFFECTOS DE ENTALLA EN LA FRACTURA

Los cambios producidos por la introducción de una entalla tiene importantes consecuencias para la fractura de los metales. La presencia de una entalla aumentará, muy apreciablemente, la temperatura a la cual un acero cambia de fractura dúctil a frágil. La introducción de una entalla determina una concentración de tensiones en el fondo de la misma.

Cuando se produce fluencia en el fondo de la entalla, reduce la concentración de tensiones. -- Sin embargo, se crean tensiones transversales y radiales en las proximidades de la entalla.

La aparición de este estado de tensiones se puede explicar por los impedimentos al flujo plástico que impone la entalla. Para mantener un equilibrio de fuerzas en una barra entallada es necesario que no actúe ninguna tensión normal a las superficies libres de la entalla.

La existencia de tensiones radiales y transversales (estado triaxial) eleva el valor de la tensión longitudinal en el que se produce la fluencia.

El impedimento plástico difiere de la concentración de tensiones elásticas en un aspecto muy importante. De las consideraciones sobre la elasticidad se puede afirmar que la concentración de tensiones en el fondo de la entalla puede elevarse extre-

madamente a medida que el radio aproxima a cero. Cuando se produce la deformación plástica, la concentración de tensiones elásticas queda reducida a un pequeño valor.

Sin embargo, la deformación plástica produce un impedimento plástico en el fondo de la entalla. En contraste con las concentraciones de tensiones elásticas, independientemente de lo aguda que pueda ser la entalla, el valor del factor impedimento plástico no puede exceder alrededor de tres.

Otra contribución importante de una entalla es la producción de un aumento en la velocidad de deformación local. Mientras la entalla está aún cargada en la región elástica, la tensión aumenta con el tiempo rápidamente en un punto próximo a la entalla, a causa de la agudeza de los gradientes. Puesto que la tensión es proporcional a la deformación, es grande la velocidad de deformación elástica. Cuando se produce la fluencia, el flujo plástico tiende a disipar las tensiones.

V.- FRACTURA

La fractura puede definirse como "la separación o fragmentación de un cuerpo sólido en dos o más partes bajo la acción de tensiones".

Desde el punto de vista ingenieril se ha clasificado a la fractura en frágil y dúctil de acuerdo a la ductilidad puesta de manifiesto por el material.

Teniendo en cuenta el proceso de su desarrollo existe también la clasificación de frágil y dúctil, pero este criterio no necesariamente coincide con el anterior, puesto que puede haber una extensa deformación plástica localizada en el frente de la grieta sin que por ello se produzcan deformaciones generales en el resto de la masa. Puede ocurrir que metales que rompen con fractura dúctil después de poca deformación plástica, se consideren frágiles desde el punto de vista ingenieril, no hay necesariamente una relación estrecha entre el proceso mismo de la fractura y la ductilidad macroscópica.

FRACTURA DUCTIL

La fractura dúctil se produce después que el material ha sufrido una deformación plástica apre-

ciable.

La fractura dúctil ha sido estudiada de forma mucho menos extensa que la fractura frágil, esto es debido a que representa un problema de menos trascendencia, tiene sin embargo importancia plástica en los procesos de conformado de metales.

Se ha definido en forma ambigua como una fractura que se produce con una apreciable deformación plástica total, otra característica importante de la fractura dúctil es que se produce a causa del lento desgarramiento del metal debido a un consumo considerable de energía. Durante los procesos a que se someten los metales y su utilización en diferentes clases de servicios, pueden producirse distintas clases de fracturas dúctiles. Pero en general los materiales completamente dúctiles exhibirán fracturas fibrosas.

FRACTURA FRAGIL

La fractura frágil ocurre por una propagación rápida de la fisura después de poca o ninguna deformación plástica. En materiales policristalinos de acuerdo a la morfología de la trayectoria de la fractura se les clasifica en intergranulares y transgranulares, las primeras se propagan a lo largo de los límites de grano, mientras que las segundas lo hacen a través de los mismos.

La fractura frágil ocurre a menudo con - magnitudes de esfuerzo que no pueden predecirse, por la propagación súbita de la fisura, esto quiere decir que la fractura frágil se produce sin manifestación - previa y puede por ello tener consecuencias desastrosas.

La teoría de Griffith (que se explica más adelante) se aplica solamente a materiales completamente frágiles, en los materiales policristalinos que se rompen con una fractura aparentemente frágil, se produce una deformación plástica en la región cercana a la superficie de la fractura.

Cualquier teoría de fractura frágil para estos materiales deberá tomar en cuenta, no solo la - energía necesaria para producir una nueva superficie - sino también aquella requerida para producir deformación plástica en la región inmediata a la fractura.

La fractura frágil se presenta cuando las condiciones son: Una velocidad de deformación elevada y temperaturas bajas.

Existe una considerable confusión en cuanto a cómo diferenciar en una forma explícita entre fracturas frágiles y fracturas dúctiles. Esto es debido a que se tiende a pensar en términos de todo el proceso de deformación que conduce al acto final de la fractura. A esto se debe añadir el hecho de que la palabra "frágil" es asociada con un mínimo de deformación plástica, mientras que la palabra "ductil" denota gran deformación plástica.

Sin embargo, los metales pueden fallar por clivaje después de una deformación macroscópica precedente relativamente grande. En la misma manera es bastante posible tener una deformación macroscópica-despreciable en un metal que falla por un mecanismo dúctil. En el último caso, la fractura ocurre usualmente en alguna región localizada en la cual es muy alta la deformación.

El aspecto macroscópico de una fractura -- dúctil es una superficie basta o fibrosa, en tanto que la fractura frágil presenta una disposición irregular de pequeñas caras brillantes, correspondiendo cada una a la superficie de un cristal clivado.

En los materiales donde se presenta los -- dos tipos de fractura, la parte frágil se encuentra en el centro, rodeada de la parte dúctil.

Un examen detallado de la fractura nos lleva a otro método para determinar la zona de transición, que consiste en que cuando al descender la temperatura el aspecto de la fractura cambia progresivamente desde la fibrosa a la granular, este método ha sido descrito en el capítulo VIII, así como también el método de la contracción en el fondo de la entalla.

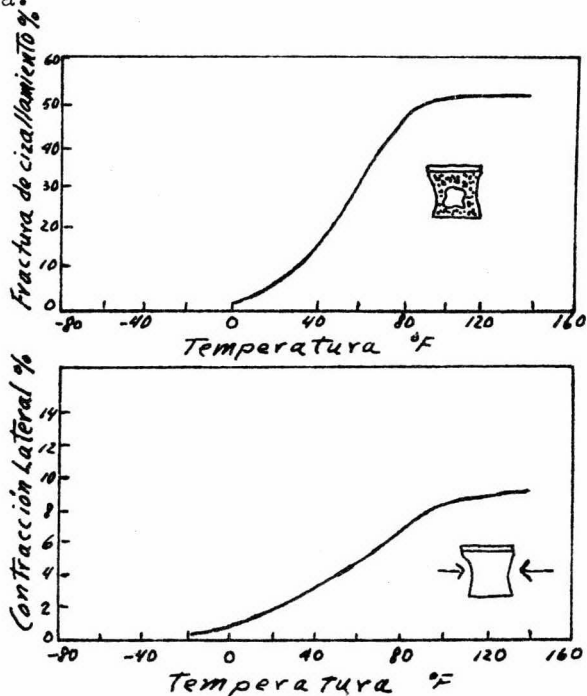


Fig. 4.- Curvas de temperatura de transición basadas, en el aspecto de la fractura y en la contracción lateral.

VI.- PROPAGACION DE FISURAS

En las aleaciones, el área más efectiva para la iniciación de una fisura se encuentra en la región cercana a una partícula de precipitado.

Cuando el metal sometido a deformación plástica corta a través de una inclusión no-deformable, se produce un aplicamiento de dislocaciones en la región cercana a la superficie de contacto entre la partícula y el metal.

Los esfuerzos asociados con estos apilamientos puede conducir a un corte de la inclusión o a la reacción o creación de un hueco en la superficie de contacto. Estos huecos se forman con mayor facilidad en aquellas inclusiones que están más débilmente unidas a la matriz. Por ejemplo es más fácil formar huecos en las inclusiones de óxido de Cu. presentes en cobre, que en las de óxido de Al en aluminio, debido a que la adherencia de las primeras es mucho más débil que las últimas.

Zener fue el primero en sugerir que los apilamientos de dislocaciones podrían reunirse en una barrera de dislocaciones, tal como una inclusión o límite de grano. Las dislocaciones en la punta de-

este apilamiento pueden acercarse tanto, que den lugar a la nucleación de una fisura microscópica. Esta fisura crece posteriormente al agregar el resto dislocaciones en el apilamiento.

Una dislocación inmóvil puede también servir para la formación de una fisura.

La dislocación inmóvil, siendo una barrera para la continuación del deslizamiento en cualquiera de los sistemas originales, conduce apilamientos que más tarde se reúnen para formar una grieta microscópica con un plano de clivaje. Si bien este es un posible mecanismo de nucleación y es frecuentemente -- discutido, se observa con muy poca frecuencia.

Otro mecanismo de formación de grietas -- microscópicas esta relacionado con la intersección -- sucesiva de maclas de deformación. Por ejemplo en un material cúbico de cuerpo centrado, el cual macla en los planos $\{112\}$ en la dirección $\langle 111 \rangle$. Una intersección de maclas puede conducir a grietas microscópicas en la dirección $\langle 001 \rangle$ o entre las direcciones $\langle -112 \rangle$ o $\langle -111 \rangle$.

Una vez que se han cruzado, un crecimiento continuo de las maclas da origen a una fisura en los planos $\{001\}$. Un mecanismo semejante se produce en pruebas de fluencia a temperaturas elevadas, en donde parte de la deformación total se produce por des-

lizamiento a lo largo de los límites. En este caso se forma una grieta en un límite perpendicular al esfuerzo de tensión aplicado, y ésta cruza otros dos límites de grano en los cuales ha ocurrido algún deslizamiento.

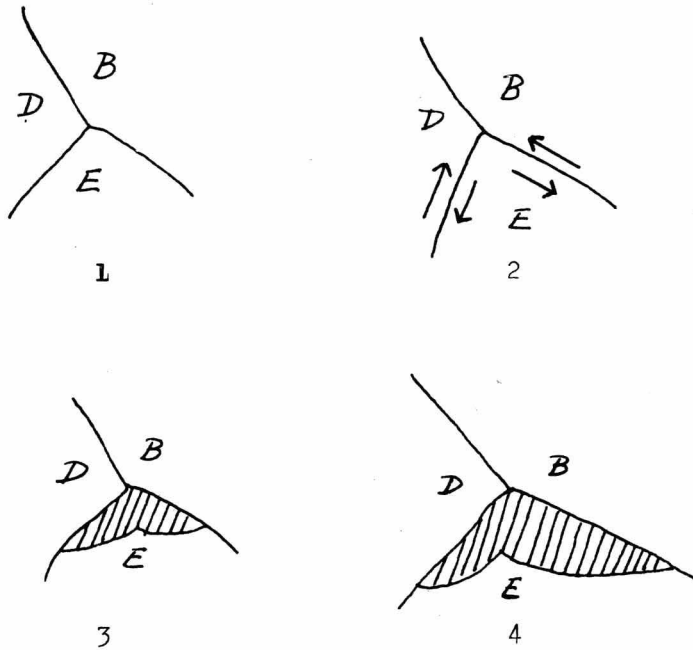


Fig. 5a.- Método esquemático de fractura intergranular nucleada por deslizamiento en los límites de grano. (1) antes de la formación, (2) deslizamiento, especialmente en el grano D, (3) iniciación de una fisura intercrystalina en un punto triple, (4) crecimiento de la fisura.

Otro mecanismo de iniciación de fisuras se muestra en la fig. 4b, en donde también pueden formarse grietas microscópicas a lo largo de límites de flexión de ángulo pequeño. Debido a la incompatibilidad de rotaciones en la red cristalina, si se produce deslizamiento a lo largo de un plano A puede producirse una grieta a lo largo del plano B. Este método de formación de grietas produce una fisura de clivaje en el plano de deslizamiento y, por lo tanto, ser un método de iniciación de fractura en metales HC, en donde los planos de deslizamiento y clivaje coinciden.

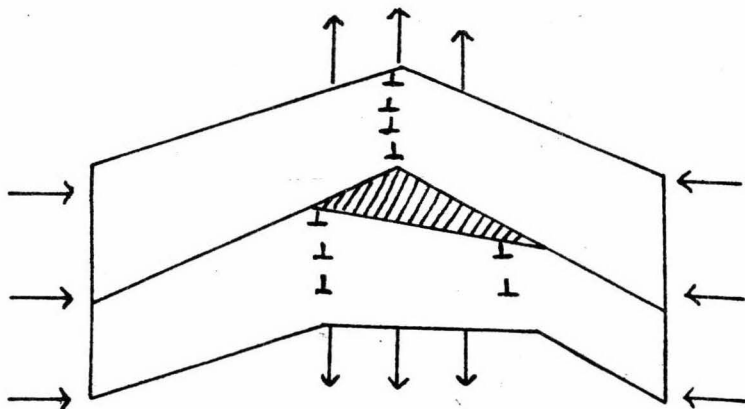


Fig. 5b.- Mecanismo esquemático de la formación de grietas microscópicas en los límites de flexión.

VII.- TEORIA CLASICA DE LA TRANSICION DUCTIL-FRAGIL

Tres factores principales estimulan la fractura frágil: 1.- un estado triaxial de tensiones, -- 2.- una temperatura baja y 3.- una velocidad de deformación elevada. Anteriormente se mencionó que la presencia de una entalla origina la condición (1) y contribuye a la condición (3). La temperatura tiene un efecto importante sobre las propiedades básicas de fluencia y fractura del metal. El límite elástico o tensión de fluencia aumentan en todos los metales con el descenso de temperatura.

En los metales con red cúbica de caras centradas en los que no hay transición dúctil-frágil, se multiplica el límite elástico al variar la temperatura desde el ambiente hasta la del nitrógeno líquido --- (-196 C), por un factor aproximadamente igual a 2. En los metales con red cúbica centrada, que presentan la transición dúctil-frágil, el límite elástico aumenta por multiplicación por un factor 3 a 8 sobre el mismo intervalo de temperatura.

La llamada teoría clásica de transición dúctil-frágil fue sugerida por DAVIDENKOV Y WITTMANN. De acuerdo con este concepto, la existencia de la --

temperatura de transición se debe a la diferencia en las variaciones con la temperatura de las resistencias al cillamiento y al despegue. Los valores relativos de estos dos parámetros determinan que la fractura sea dúctil o frágil. Por encima de la temperatura de transición se alcanza el límite elástico antes que la tensión de fractura, mientras que por debajo se alcanza en primer lugar la tensión de fractura.

Los factores que aumentan la tensión de cillamiento crítica para el deslizamiento, sin elevar al mismo tiempo la tensión de fractura, será favorable a la fractura frágil. La disminución de la temperatura y el aumento de la deformación producen este efecto.

En la fig. 6 la curva expresa la dependencia del límite elástico con la temperatura de tracción simple. La curva $\eta \sigma$ donde $\eta \approx 3$ expresa la dependencia del límite elástico con la temperatura, en presencia del impedimento plástico de una entalla. La curva -- corresponde a la resistencia a la fractura o al despegue en función de la temperatura.

De acuerdo a los datos, se grafica como una función de la temperatura menos sensible que el límite elástico. Cuando una curva de límite elástico (tensión de fluencia) corta la línea de resistencia al despegue, hay una temperatura de transición. En --

una probeta de impacto sin entalla esto tiene lugar a una temperatura muy baja, pero en el caso de un ensayo con entalla, la temperatura de transición es mucho más cercana a la ambiente.

Esta visión de conjunto de la transición -- dúctil-frágil no se refiere a los detalles estructurales de la teoría de las dislocaciones, pero proporciona un modelo fácilmente comprensible del mecanismo del fenómeno tal como se propuso originalmente, esta teoría clásica no atribuye ningún efecto importante al grado de deformación. Experimentos recientes han indicado que el grado de deformación puede tener mayor importancia que el impedimento plástico en la -- producción de la fractura frágil.

FELBECK Y CROWAN fracasaron en su intento de producir fractura por despegue en láminas de acero, utilizando como entalla grietas agudas producidas por despegue, a menos que las grietas alcanzaran una gran velocidad. En todos los casos se produjeron grandes deformaciones plásticas en las bases de las grietas.-

Estos experimentos pudieron ser interpretados al considerar que el límite elástico se eleva -- hasta el valor de la tensión de fractura, no a causa del impedimento plástico, sino por el efecto producido por la alta velocidad de deformación en el aumento -- del límite elástico. Es difícil separar estos dos --

efectos y sería muy importante realizar experimentos adicionales.

También esto explica el gran aumento en la temperatura de transición que se observa al realizar un ensayo de resiliencia, teniendo en cuenta que la velocidad de deformación es al rededor de 10^7 veces mayor que en un ensayo de tracción.

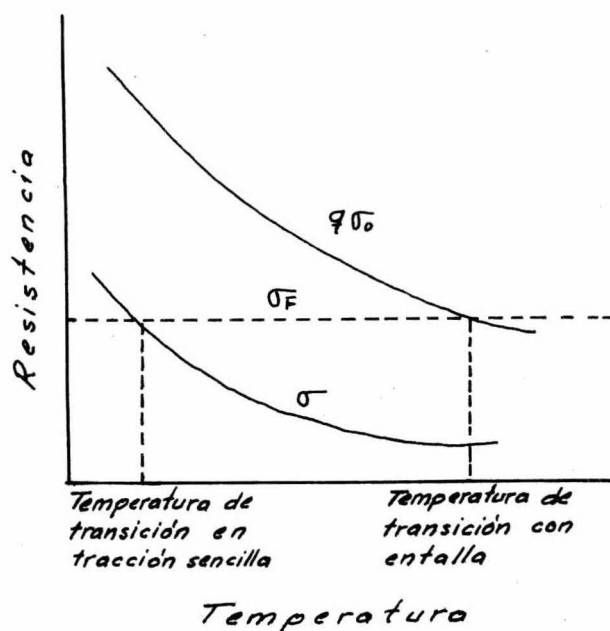


Fig. 6.- Descripción esquemática de la temperatura de transición.

VIII.- SIGNIFICADO DE LA TEMPERATURA DE TRANSICIÓN

La tenacidad a la entalla de un material se puede establecer realmente sobre la base de dos temperaturas distintas de transición.

La fig. 7a muestra la curva de energía absorbida, en función de la temperatura, para un material ideal. La temperatura de transición de la ductilidad está relacionada con la tenacidad a la iniciación de la fractura. Por debajo de ella se producen fácilmente fracturas de despegue completamente frágiles. La temperatura de transición en el aspecto de la fractura se relaciona con las características del material en lo que respecta a la propagación de las grietas. Por encima de estas temperaturas de transición no se propagan las grietas en forma catastrófica, sino que la fractura se produce por cizallamiento, con apreciable absorción de energía.

En la región intermedia entre las dos temperaturas de transición las fracturas se inician difícilmente, pero una vez iniciadas se propagan rápidamente con poca absorción de energía.

Los materiales reales no presentan dos temperaturas distintas de transición como las de la fig.

Una parte de dificultad que se encuentra al intentar hallar correlaciones proviene de no haberse tenido en cuenta los dos diferentes criterios que -- sirven para determinar las temperaturas de transición. No se pueden hacer comparaciones entre los resultados de los ensayos si los dos criterios están confundidos. Por ejemplo no hay una correlación entre los ensayos Charpy con entalla en V y los realizados con entalla en ojo de cerradura, si para la temperatura de transición se toma el punto correspondiente a una energía absorbida igual al 50% de la máxima. La causa es que, para las probetas ojo de cerradura, la temperatura -- así definida se encuentra más próxima a la de transición de la ductilidad, y para las probetas con entalla en V, más cercana a la de transición del tipo de fractura. En cambio, se encuentra una correlación --- satisfactoria cuando para ambos se utiliza, como criterio para la temperatura de transición, el de ductilidad.

Con todo, lo antes dicho, este término necesita ser definido cuidadosamente pues hay ciertos - medios de definirlo.

Uno de ellos es tomar la temperatura a la - cual se fractura la probeta al impacto con una superficie de fractura mitad frágil y mitad dúctil.

Un segundo medio de definir la temperatura-

de transición utiliza el criterio de la energía promedio: la temperatura a la cual la energía absorbida cae a la mitad de la diferencia entre la necesaria -- para fracturar una probeta completamente dúctil, y la necesaria para fracturar una probeta completamente -- frágil.

En la fig. 7c se muestran, estos dos métodos para determinar la temperatura de transición.

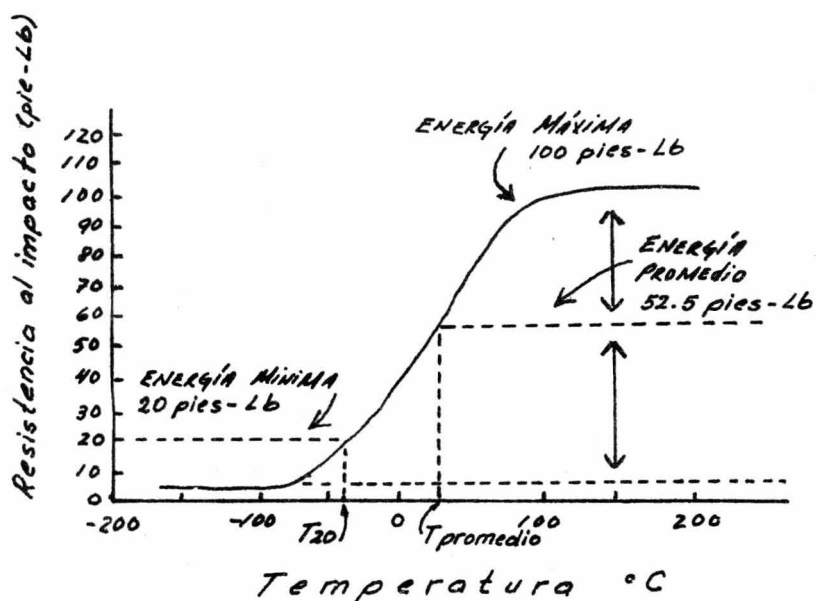


Fig. 7c.- La temperatura de transición se puede definir en diversas formas, dos de las cuales se muestran en la fig. T₂₀ es la temperatura de transición que utiliza el criterio de 20 lb-pies-- en tanto que T_{promedio} es para el criterio -- de energía promedio.

IX.- FACTORES METALURGICOS QUE AFECTAN A LA TEMPERATURA DE TRANSICION.

Se pueden producir variaciones mayores de 50°C por modificaciones de la composición o la microestructura del acero. Las mayores variaciones provienen de cambios en el contenido de carbono y manganeso.

La temperatura de transición, definida por la energía de 2 Kgm en el ensayo Charpy con probeta de entalla en V, se eleva en 14°C para cada 0.1% de aumento en el contenido de C y disminuye en 5.5°C por cada aumento de 0.1% en el Mn. El aumento en el contenido de C afecta marcadamente el valor máximo de la energía absorbida y a la forma de las curvas temperatura-energía.

La relación Mn/C debe ser, por lo menos, igual a 3 para que la tenacidad a la entalla sea satisfactoria. Puede alcanzarse descensos de hasta 50°C aprox., en la temperatura de transición, con relaciones de Mn/C más elevadas. En la práctica no se puede pensar de valores superiores a 7 porque, si se aumenta el contenido de Mn a más del 1.4% se presentan complicaciones por retención de austenita y porque el C no puede hacerse descender del 0.2% aprox., para conservar las propiedades de transición requeridas.

El P eleva mucho la temperatura de transición. La temperatura de transición para los 2 Kgm en el ensayo Charpy (entalla en V) aumenta en 7.2°C aprox. por cada 0.01% de P. Como es necesario controlar el contenido de P, no es recomendable emplear los aceros Bessemer en aplicaciones a bajas temperaturas.

El N es difícil de establecer por su interacción con otros elementos pero generalmente se le considera perjudicial para la tenacidad a la entalla.

El Ni, se acepta generalmente que es beneficioso en contenidos de hasta el 2% y parece eficaz para disminuir la temperatura de transición de la ductilidad.

El Si, en contenidos de hasta el 0.25%, eleva al parecer, la temperatura de transición.

El MO aumenta la transición casi tanto como el C, el Cr apenas tiene efecto en este aspecto.

La fig. 8a muestra el efecto de los elementos como C, Mn, Si. Debe notarse que el Mn no cambia la forma de curva, solamente produce un simple desplazamiento, el C y Si cambian la forma de la curva.

TAMAÑO DE GRANO

El tamaño de grano afecta fuertemente a la temperatura de transición, un aumento de una unidad ASTM en el tamaño de grano, produce descensos de hasta 17°C en la temperatura de transición del acero la dis-

minución del tamaño de grano desde 5 ASTM a 10 ASTM -- puede hacer pasar la temperatura de transición de 1.38 Kgm (10 lb-pie) del ensayo Charpy (entalla V) de 21 °C a -51 °C. Un efecto parecido de disminución de la temperatura de transición con el tamaño de grano se ha observado con los aceros más aleados tratados termicamente.

La tenacidad a la entalla es muy afectada -- por la microestructura.

Los mejores valores se obtienen con estructuras completamente martensíticas revenidas. Una estructura totalmente perlítica de los peores resultados, y una estructura bainítica es de valor intermedio. Como ejemplo de efecto de la microestructura en la temperatura de transición, como el 43 40 (acero al Cr, Ni, Mo) se ha encontrado que la temperatura de transición --- (Charpy ojo de cerradura) de 3.5 Kgm es 250 °C más baja para una estructura perlítica que para una de martensita revenida teniendo ambas la misma dureza.

Los aceros bajos en C pueden presentar dos -- tipos de fenómenos de envejecimiento que producen aumento en la temperatura de transición. El envejecimiento después del temple se debe a la precipitación de -- carburos después de tener al acero desde, aprox. 700 °C. El envejecimiento por deformación se produce en los aceros bajos en C que han sido deformados en frío. El-

tervalo, no parece que la orientación de probeta y entalla sea muy importante para este tipo de criterio.

Si, en cambio se ha de valorar el material sobre base de las propiedades de impacto a la temperatura ambiente, pueden encontrarse grandes diferencias.

EFEECTO DEL TAMAÑO DE LA SECCION

La fractura frágil causa más dificultades a medida que aumenta el tamaño de la estructura. Ello se debe a factores metalurgicos y geométricos. Los ensayos Charpy de probetas de diferente tamaño, pero idéntica estructura metalúrgica y entallas semejantes, --- muestran un efecto de tamaño, a cierta temperatura pueden romperse con fragilidad completa las probetas mayores y mantenerse las pequeñas totalmente dúctiles. Las fracturas de las probetas de dimensiones intermedias variarán desde casi completamente dúctiles a completamente frágiles.

La temperatura de transición más elevada a la menor tensión de fractura de las estructuras grandes se debe a dos causas, la estructura grande puede contener estados de tensiones y, también puede almacenar mayor cantidad de energía elástica. Puesto que -- según el criterio de GRIFFITH, es esta energía almacenada la que se emplea en formar la superficie de fractura, cuando más grande sea la energía disponible de -

trabajo en frío, por si mismo puede aumentar la temperatura de transición, pero el envejecimiento por deformación intensifica el efecto, alcanzan ose aumentos de 25 °C a 35 °C. El envejecimiento posterior al temple -- produce menos pérdidas en las propiedades de choque -- que el envejecimiento por deformación. El fenómeno de fragilidad, que consiste en una disminución de la resistencia al choque provocada por un calentamiento a - 200°C, se debe a envejecimiento por deformación.

Las propiedades de choque con entalla de los productos laminados o forjados dependen de la orientación de la probeta. La figura 8b muestra la forma típica de las curvas energía-temperatura para probetas cortadas longitudinalmente y transversalmente de una plancha laminada. Las probetas cortadas (A) y (B) están orientadas longitudinalmente (respecto a la dirección de laminación); en la (A) la entalla es perpendicular a la chapa y en la (B) paralela a ella. Generalmente se prefiere la orientación de la entalla de la probeta (A), en la probeta (C) la entalla tiene la misma orientación, pero la probeta es transversal a la dirección de laminación. Las probetas transversales se emplean cuando la distribución de las tensiones puede provocar la propagación de una grieta paralelamente a la dirección de laminación. Como las temperaturas de transición de la ductilidad se determinan en este in--

este tipo con más facilidad se formará la grieta, incontrolable y de propagación rápida.

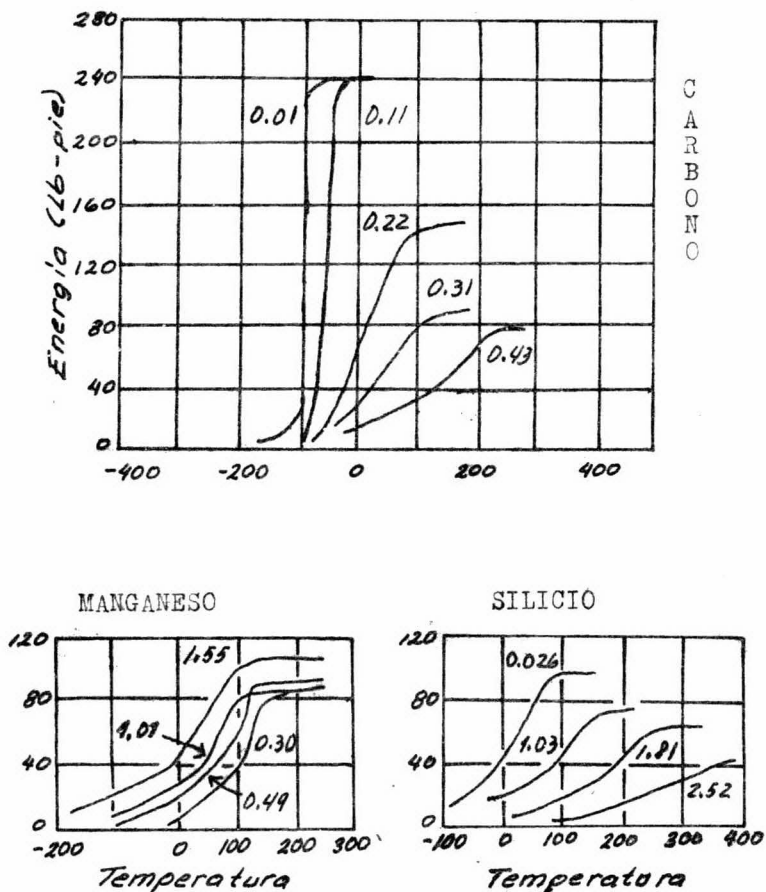


Fig. 8a.- Efecto del contenido de carbono, sobre las curvas energía-temperatura, así como el efecto de Si y Mn.

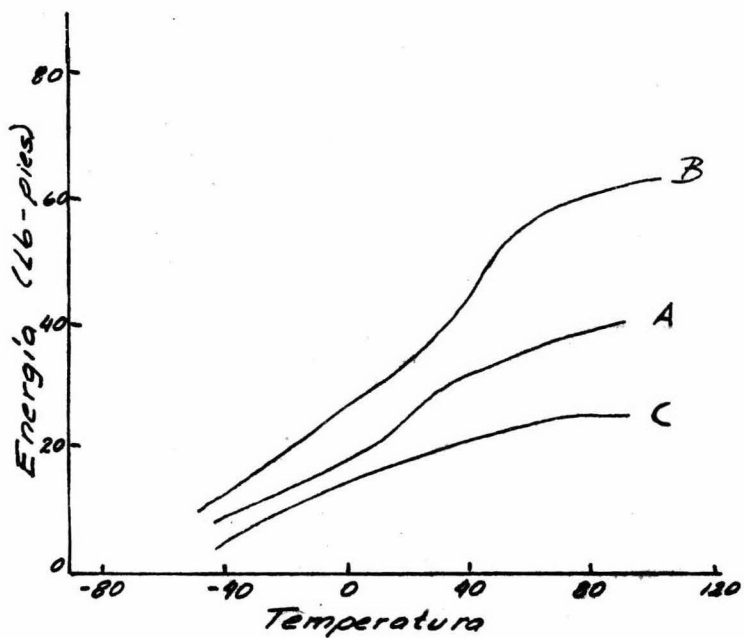


Fig 8b.- Efecto de la orientación de la probeta en las curvas Charpy de la temperatura de transición.

PARTE EXPERIMENTAL

I.- RESISTENCIA AL IMPACTO

Con los datos que se obtienen en el ensayo de tracción se puede tener una idea de la ductilidad de los materiales, pero en cambio, no sirven para conocer su grado de tenacidad o de fragilidad.

La ductilidad, que es la aptitud que tienen ciertos materiales para deformarse por estirado bajo la acción de esfuerzos que crecen progresivamente, se conoce con cierta aproximación por el valor del alargamiento hallado en el ensayo de tracción. Aunque en general, los materiales muy dúctiles, es decir que tienen alargamientos elevados, suelen ser más tenaces que los que tienen bajos alargamientos, no se puede establecer una correspondencia exacta entre los alargamientos y la tenacidad.

Conviene señalar que los valores que se obtienen en los ensayos de impacto no tienen una utilización tan directa en el cálculo como los obtenidos en los ensayos de tracción, pero son en cambio, una referencia de extraordinario valor para juzgar en muchos casos el posible comportamiento de los materiales.

La resiliencia no es pues, más que un coeficiente que caracteriza a un metal en unas determinadas condiciones de ensayo. No tiene relación directa con -

el trabajo necesario para que pueda llegar a romperse una pieza de una forma determinada bajo la sollicitud de diferentes esfuerzos. Sin embargo, aunque la resiliencia no refleja el valor de una propiedad de los materiales más que en determinadas condiciones de ensayo, si es una característica fundamental que es muy importante conocer para calificar la calidad de los metales y aleaciones.

Se da el nombre de resiliencia a la energía consumida para romper la probeta, que se expresa en Kgm/cm^2 o Lb-Ft/in^2 , considerándose como sección la correspondiente a la probeta en el lugar donde se halla la entalla, después de hecha ésta.

La resiliencia se halla dividiendo la energía absorbida en el ensayo por la sección de la probeta en la zona de la rotura.

Es necesario tomar bastantes precauciones para que no falseen los resultados que se obtienen esta clase de ensayo, debiéndose efectuar la mecanización de la probeta con mucho cuidado, para conseguir que sus dimensiones cumplan siempre tolerancias establecidas en cada caso. Las probetas no deben presentar rayas ni marcas de mecanismo y que la profundidad y forma de la entalle sean lo más exactas posible.

La máquina debe funcionar perfectamente sin-

roces o agarrotamientos que pueden falsear la medida de la energía absorbida.

Antes de hacer cualquier prueba con probetas se debe efectuar una prueba en blanco, esto es hacer el ensayo sin probeta, para determinar el error que da la máquina debido al rozamiento, error que es mínimo cuando la máquina esta en perfectas condiciones.

Hoy en día se emplean los métodos Charpy e Izod, que son más precisos que los que se utilizaban anteriormente.

En este trabajo se utilizará el método Charpy, por su sencillez y aceptación casi universal.

PENDULO CHARPY

Esta máquina esta constituida por dos montantes verticales unidos por su parte inferior a una base rígida. Esos montantes están unidos por su parte superior por un eje horizontal, alrededor del cual gira un brazo, montado sobre cojinetes de bolas, que tiene en su extremo una masa en forma de disco, con una arista afilada que, cuando cae el disco, choca contra la probeta y la rompe. En la parte inferior de los montantes hay una pieza fija con dos apoyos, que distan entre si 40mm, sobre los que se apoya la probeta, que queda con su eje principal en posición horizontal, de forma que su cara entallada quede en la parte opuesta a la que recibe el choque.

Para medir la resiliencia hay en la máquina dos agujas, una que es fijada en el brazo del disco y que nos señala la posición inicial del péndulo. Y la otra que es una aguja libre que es arrastrada por el péndulo en su recorrido, y por el avance de la aguja y su posición final en el cuadrante se puede conocer la posición final alcanzada por el péndulo después de romper la probeta.

La masa de peso P al caer desde la altura H produce un trabajo PxH (Kgm). En el momento de impacto la probeta absorbe una parte de la energía cuyo valor es $A = P(H - H)$ (Kgm).

Se suelen utilizar diversos tipos de probetas, entre las cuales la más usada es la Mesnager que tiene una entalla de 2 mm de profundidad y 2 mm de anchura con el fondo redondeado con 1 mm de radio. También se emplea la Charpy pequeña, con una entalla de 5 mm de profundidad y 1 mm de anchura, redondeada en el fondo con un radio de 1.3 mm. En Francia se emplea la probeta UF con entalla de 5 mm de profundidad y 2 mm de anchura redondeada con un radio de 1 mm.

En Alemania se emplea la probeta de 10 x 10 x 55 mm con dos tipos de entalla: una de 3 mm de profundidad, con 2 mm de anchura redondeada con un radio 1 mm y la otra con un ángulo de 45 y 3 mm de profundidad, redondeada con una radio de 0.25 mm.

La menos frecuente es la Charpy de 30 mm de-
lado que se emplea en el péndulo Charpy de 300 kgm.

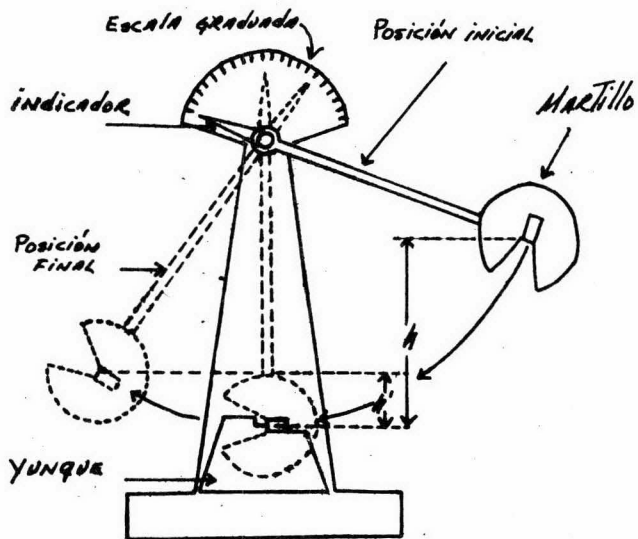


Fig. 10.- PENDULO CHARPY.
Mostrando sus partes principales.

VARIACIONES PERMISIBLES DADAS POR A.S.T.M.

Lados adyacentes deberán ser a	90 grados ± 10 min.
Dimensiones de perfil transversal	± 0.025 mm (0.001 in)
Anchura de la muestra (L)	+0, -2.5mm (0.100 in)
Centrado de la ranura (L/2)	Debe hacerse con todo cuidado.
Angulo de la entalla	± 1 grado
Radio de la entalla	± 0.025 mm (0.001 in)
Dimensiones de la parte inferior de la entalla.	
Charpy (V)8 ± 0.025 mm
Requerimientos finales2 μ (63 micro pulgadas) sobre la superficie de la ranura y lado opuesto.

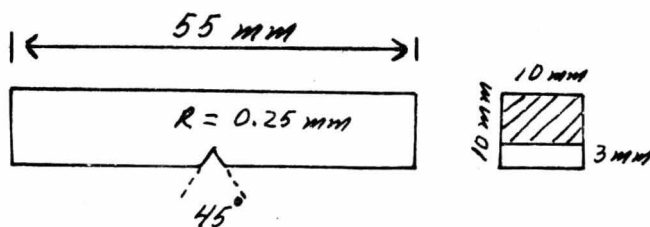


Fig. 11.- Probeta Charpy (V) usada en la prueba.

II.- EQUIPO Y MATERIALES PARA PRUEBA

PENDULO CHARPY

Marca Mohr y Federhaff A.G.

Tipo PSW 30/15

Energía de impacto 30 Kpm (120 Ft-lb).

Angulo de elevación 161.45 Grados.

Peso del péndulo 20 Kp.

Radio del péndulo 770 mm (2.526 Ft).

Radio reducido del Péndulo. 756 mm (2.509 Ft).

HORNO DE TRATAMIENTO

Marca Thermolyne

Tipo 1300

Temperatura máxima de calentamiento 1200 °C

TERMOMETROS PARA BAJAS TEMPERATURAS

Marca Taylor 100

Rango de temperatura a) -100 a 50 °C

b) -200 a 30 °C

Presición 1 grado °C

Ambos termómetros de alcohol muy puro, con un tinte --
especial.

ACERO 1018

Acero 1018

Composición

% C	% Mn
0.15-0.21	0.30-0.60
% P	% S
0.040	0.050

Dureza: 45 Rb

Tamaño de grano: 8 ASTM

Estado de llegada: Recocido



Acero 1018
160 X

Acero 4140

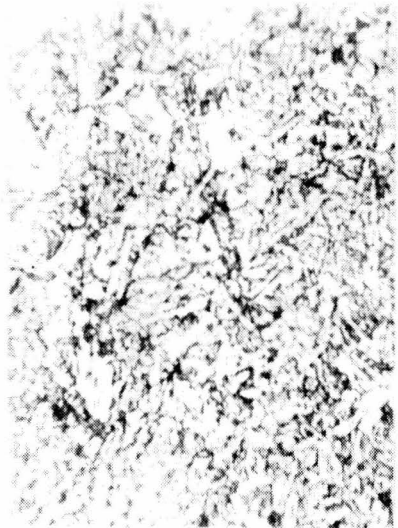
Composición

% C	% Mn
0.38-0.43	0.75-1.0
% Si	% Mo
0.20-0.35	0.15-0.25
% Cr	% P y S
0.80-1.10	0.040

Dureza: 50 Rb

Tamaño de grano: 7 ASTM

Estado de llegada: Recocido



Acero 4140
160 X

III.- MEZCLAS FRIGORIFICAS PARA PRUEBA

TABLA I

Composición	Proporción	T °C	Observaciones
Hielo	100 %	0	Estable durante más de una hora.
Hielo CaCl ₂	90 % 10%	- 10	Estable durante una hora, se -- controla cantidad de CaCl ₂
Hielo CaCl ₂ CO ₂	40% 20% 40%	- 40	Se controla cantidad de CaCl ₂ - y CO ₂ .
CO ₂ Alcohol (Metalico)	50% 50%	-65	Mezcla inestable se controla cantidad de CO ₂ .
CO ₂ Acetona	50% 50%	-70	Mezcla inestable se controla cantidad de CO ₂ .
CO ₂	100%.	-80	Estable durante una hora.
Aire líquido	100%	-180	Debe mantenerse el recipiente - cerrado.

Todas las mezclas frigoríficas fueron preparadas en un recipiente de vidrio, esto facilitaba su manipulación.

El termómetro era colocado lo más cerca posible de la probeta, con el objeto de tener un control de temperatura lo más exacto posible.

En el caso del aire líquido se tomaron otras precauciones, el aire líquido se colocó en un recipiente el cual tenía una rejilla elevada de unos 25 mm (1 pulgada) de fondo, así es que el espécimen cuando es sumergido se cubrirá por lo menos con 25 mm de líquido. La probeta se coloca en el centro del recipiente.

IV.- DESCRIPCIÓN DEL MÉTODO A SEGUIR

Una vez maquinadas las probetas para el ensayo de impacto (Charpy V). Se escojen las temperaturas de prueba, dividiendo estas temperaturas en dos secciones, una sección de altas temperaturas y otras de bajas temperaturas.

Altas temperaturas:

Estas se obtienen por medio de un horno tipo mufla descrito anteriormente, la primera prueba se hará a la temperatura ambiente, la segunda se hará a 50 °C y así cada 50 °C hasta llegar a 300 °C.

Las probetas deben permanecer en el horno durante 1 hora para la homogenización completa de la temperatura en la probeta.

Bajas temperaturas:

Estas se obtienen por medio de las mezclas -- frigoríficas que han sido descritas en el capítulo anterior. El inconveniente de estas mezclas es que no permiten que se escoja el rango de temperatura de prueba, -- así que estamos obligados a usar la temperatura más baja que de la mezcla y que sea más estable durante una -- hora.

Las temperaturas así obtenidas fueron las que se muestran en la tabla I del capítulo III (parte experimental).

El procedimiento general para la prueba, tanto a altas como a bajas temperaturas es de la siguiente manera:

Una vez que las probetas han permanecido 1 -- hora para la homogenización de la temperatura, se sacan del medio con pinzas y son llevadas al péndulo, donde se colocan y se centran, disparandose inmediatamente el péndulo. Toda la operación debe tardar aproximadamente 5 seg. según norma A.S.T.M.

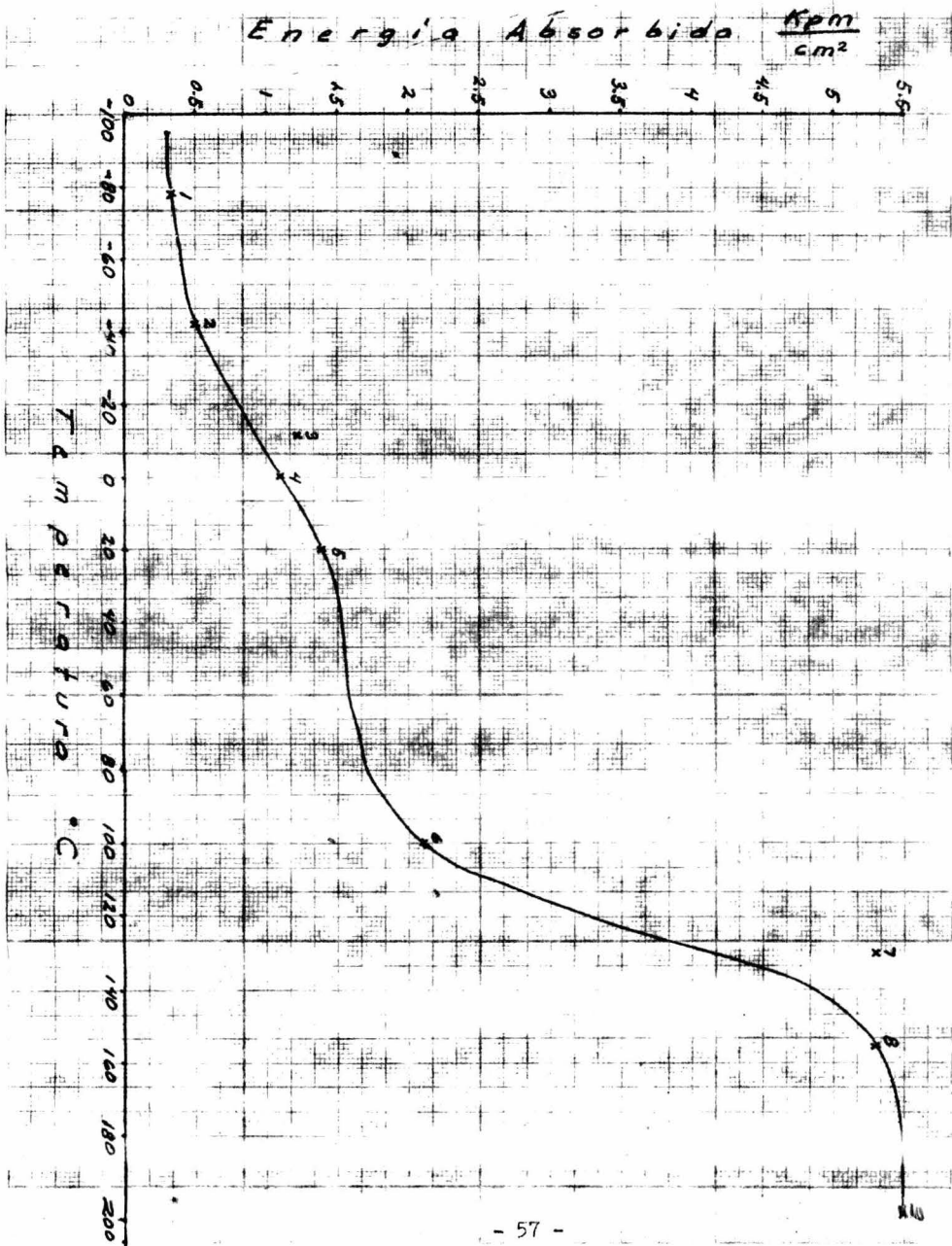
Una vez hecha la prueba se toma la lectura y se grafica temperatura contra energía de cada absorbida, obteniendose así la curva de transición de cada acero.

En cada una de las pruebas y de cada probeta se tomarán fotografías de las fracturas, con el objeto de tener otro criterio que ayude a determinar la zona de transición dúctil-frágil.

V.- RESULTADOS

Resultados obtenidos para el acero 4140.

Temperatura	Energía Absorbida Kpm Cm ²	Tipo de Fractura	Punto
-79 C	0.3	Frágil 100 %	1
-43 C	0.5	Frágil 100 %	2
-12 C	1.2	Frágil 100 %	3
0 C	1.1	Frágil 100 %	4
20 C	1.3	Frágil 95 %	5
100 C	2.1	Frágil 85 %	6
125 C	5.3	Frágil 60 %	7
150 C	5.3	Frágil 60 %	8
200 C	5.5	Frágil 55 %	9



VI.- CONCLUSIONES

En base a los resultados obtenidos que se muestran en la Tabla I página # 51 y con ayuda de la gráfica, podemos concluir lo siguiente:

1.- Zona de transición:

Considerando la gráfica, se observa que la zona de transición se encuentra entre, 80°C y 150°C , correspondiendo una energía de 1.6 Kpm/cm^2 y 5.3 Kpm/cm^2 respectivamente.

2.- Temperatura de transición:

Como se menciona en páginas anteriores no hay una única temperatura de transición, debiéndose recurrir al criterio de energía promedio y al criterio que considera un 50% de fractura frágil con un 50% de fractura dúctil.

En este trabajo se uso el criterio de energía promedio, por considerarlo más conveniente, llegando a la siguiente conclusión:

Energía promedio 3.5 Kpm/cm^2 , a esta energía le corresponde una temperatura promedio de 123°C , que se puede considerar como la temperatura única de transición.

3.- Contracción lateral:

No se presento en ninguna de las probetas.

4.- Influencia de la temperatura en la fractura:

Con los datos obtenidos de la gráfica se concluye lo siguiente:

Energía mínima 1.3 Kpm/cm^2 , a esta energía mínima le corresponde una temperatura de 20°C , en donde la fractura presenta un 95 % de Frágil (punto 5).

Energía máxima 5.5 Kpm/cm^2 , le corresponde una temperatura de 200°C , en donde aparece un 55% de fractura frágil (punto 9).

De acuerdo con los dos criterios de la temperatura de transición, la transición de la ductilidad - en el acero 4140 usado en la prueba, empieza a los 300°C mientras que la transición de la fractura empieza a los 150°C .

El efecto de la temperatura en la fractura, - es que la fractura va cambiando progresivamente de frágil a dúctil, conforme aumenta la temperatura. El efecto deja de ser marcado a partir de 200°C en la cual ya no se observa ninguna variación en la fractura, lo mismo sucede a partir de -79°C en donde por más que se baje la temperatura, la fractura se sigue observando sin ninguna variación y la absorción de energía es siempre la misma.

5.- Explicación de los puntos fuera de la gráfica

Los puntos 3 y 7 de la gráfica se encuentran fuera de ésta, por las siguientes posibles causas:

a) Mala manipulación del péndulo, como puede ser el mal centrado de la probeta, frenar el péndulo -- antes de que haga impacto con la probeta.

b) Defectos superficiales de la probeta debido al maquinado, las rayas profundas del maquinado producen variaciones en la energía absorbida.

c) Heterogeneidad en el material, si la composición no es homogénea a todo lo largo de la probeta los resultados que se obtienen no son correctos, como se explica en el capítulo IX, el aumento de carbono afecta marcadamente la energía absorbida y modifica la forma de la curva.

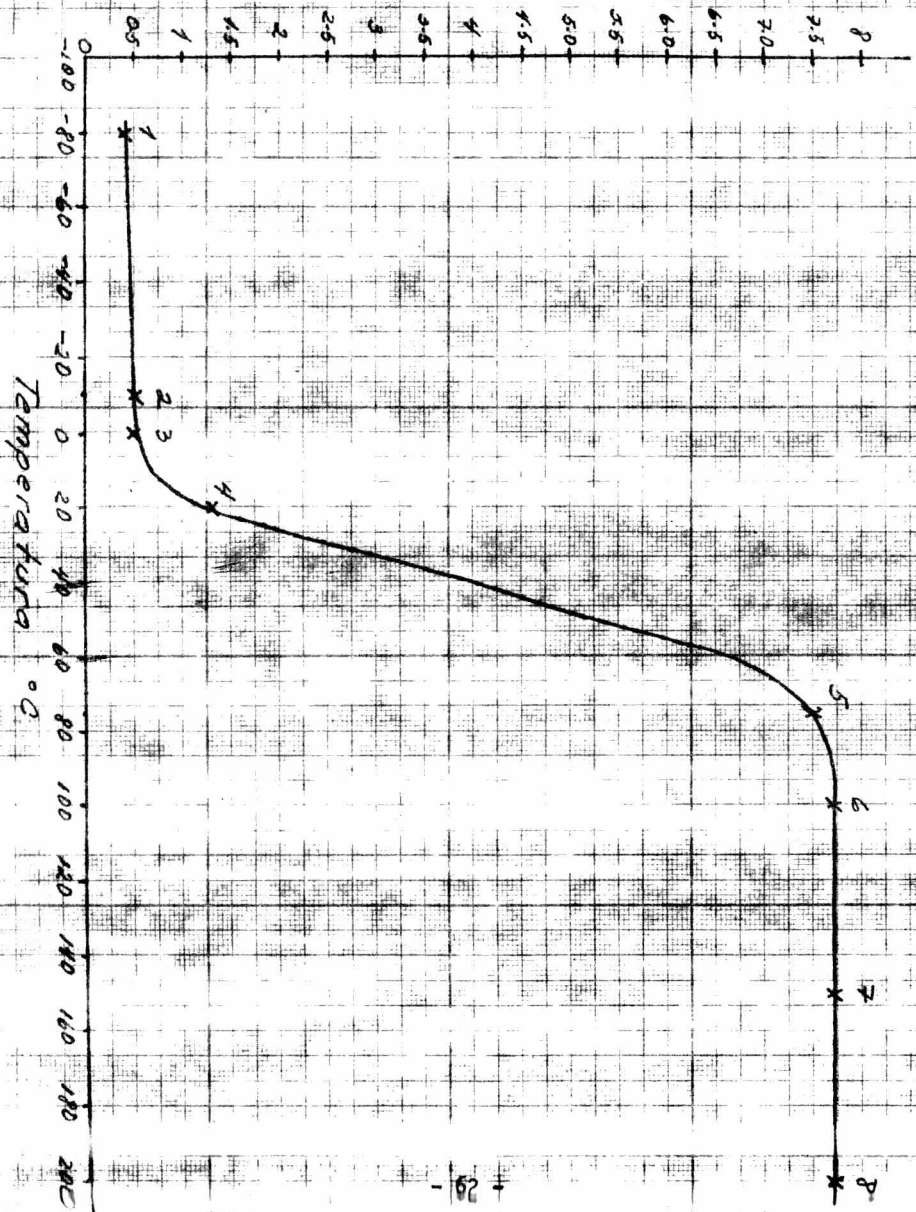
RESULTADOS

Resultados obtenidos para el acero 1018.

Temperatura	Energía absorbida Kpm/cm ²	Tipo de Fractura	Punto
-79 °C	0.4	Frágil 100 %	1
-10 °C	0.5	Frágil 100 %	2
0 °C	0.5	Frágil 100 %	3
20 °C	1.3	Frágil 90 %	4
75 °C	7.5	Frágil 50 %	5
100 °C	7.7	Frágil 30 %	6
150 °C	7.7	Frágil 0 %	7
200 °C	7.7	Frágil 0 %	8

Energia Absorbida

$\frac{\text{Kpm}}{\text{cm}^2}$



CONCLUSIONES

En base a los resultados obtenidos en la página-
61 y con ayuda de la gráfica, podemos concluir lo-
siguiente:

1.- Zona de transición:

La zona de transición del acero 1018 usado en
esta prueba, se encuentra comprendida entre, 20°C y -
 90°C , correspondiendo una energía de 1.3 Kpm/cm^2 y --
 7.6 Kpm/cm^2 respectivamente.

2.- Temperatura de transición:

Al igual que se hizo en el acero 4140, se uti-
lizo el criterio de energía promedio, encontrandose e
el siguiente valor:

Energía promedio 4.5 Kpm/cm^2 a esta energía -
le corresponde una temperatura de aproximadamente 45°C
que se puede considerar como la temperatura única de-
transición.

3.- Contracción lateral:

La contracción lateral empieza a aparecer a -
los 75°C , donde precisamente se tiene una fractura-
50 % frágil y 50 % dúctil.

Esta contracción permanece en las siguientes-
cuatro probetas (puntos 5,6,7,8.); teniendo una cont-
racción lateral inapreciable en todas las probetas.

En base a la contracción lateral nos damos --
cuenta de la elevada fragilidad de este acero, puesto
que la contracción lateral debería ir aumentando pro-

gresivamente a medida que la temperatura va aumentando, cosa que no sucede en este acero.

4.- Influencia de la temperatura en la fractura.

En base a la gráfica se determino lo siguiente:

Energía mínima 1.3 Kpm/cm², correspondiendole una temperatura de 20 °C con un 90 % de fractura -- frágil (punto 4).

Energía máxima 7.7 Kpm/cm², correspondiendole una temperatura de 100 °C, en donde aparece un 30 % de fractura frágil (punto 6).

La transición de la ductilidad, se encuentra a los 20 °C, mientras que la transición de la fractura empieza a los 100 °C.

RECOMENDACIONES

Una observación más detallada de los resultados, demuestran que estos son desalentadores, para ambos aceros, llegando a la conclusión de que estos aceros (4140 y 1018) no sirven, pues presentan una energía muy pequeña a 20 °C, debiendo ser a esta temperatura de por lo menos 15 Kpm/cm², otro factor que apoya esta desición, es la observación de la fractura y de la contracción lateral, en donde se ve que a 20°C la fractura es frágil y que practicamente no existe la contracción lateral.

Una probable causa de la baja resistencia de estos aceros, puede ser que vengán excedidos de cromo y probablemente de Cobre, por otro lado no se descarta la posibilidad, de que la relación Mn/C este excedida.

Por lo tanto se recomienda un estudio más exhaustivo de la zona de transición, y no solo de esta sino también del proceso de fabricación de estos aceros.

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

METALURGIA MECANICA

GEORGE E. DIETER
Editorial Aguilar
México, D.F. 1961

BRITTLE BEHAVIOR OF
ENGINEERING STRUCTURES

PARKER E. R.
John Wiley and Sons.
Inc. Nueva York 1957.

PRINCIPIOS DE METALUR-
GIA FISICA

ROBERT E. REED-HILL
Editorial C.E.C.S.A.
México, D.F. 1974.

THE BRITTLE FRACTURE OF
METALS AT ATMOSPHERIC AND
SUB-ZERO TEMPERATURES.

TIPPER, C.F.
Met. Reviews, Vol. 2 # 7
Pags. 195-261 1957

SYMPOSIUM OF EFFECT OF
TEMPERATUR ON THE BRI-
TTLE BEHAVIOR OF METAL.

A.S.T.M.
Spec. Tech. Publ. 1954

SYMPOSIUM ON EFFECT OF
TEMPERATUR ON THE BRI-
TTLE BEHAVIOR OF METALS
WITH PARTICULAR REFEREN-
CE TO LOW TEMPERATURES.

A.S.T.M.
Spec. Tech. Publ. 153
1954.