



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA
DE MEXICO

FACULTAD DE INGENIERIA

EVALUACION DE LA TECNICA DE DETERMINACION
DE LA TENACIDAD PARA FRACTURA DURANTE
EL TEMPLE EN ACEROS

T E S I S

Que para obtener el título de:
ING. MECANICO

P r e s e n t a :

ERNESTO ARROYO OLVERA

Director de Tesis

M. en C. ARTURO BARBA PINGARRON

México, D. F.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

1990



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.

I N D I C E

- I. ANTECEDENTES
- II. ORIGEN DEL CAMBIO DE VOLUMEN
- III. EXPERIMENTACION
- IV. RESULTADOS
- V. DISCUSION DE RESULTADOS
- VI. CONCLUSIONES
- VII. BIBLIOGRAFIA

INTRODUCCION

Puesto que las actividades del Ing. Mecánica no solo se encierran al diseño, montaje, arranque y operación de las diversas industrias, sino que en ocasiones se ve precisado a enfocarse a diversos aspectos de propiedades de materiales, es necesario que el Ing. adquiera conocimientos que quedas comprendidos dentro de la disciplina denominada Ingeniería Metalúrgica.

El objetivo del presente trabajo es proporcionar un panorama general de dos aspectos importantes de los materiales como son las propiedades mecánicas que implican una inspección cuidadosa y adecuada prevención de propagación de grietas durante el servicio.

Ignorar estos aspectos puede ser la razón para trabajar con resultados negativos, ya que lo importante del Ing. es proporcionar un índice de seguridad en diseños, resultando evidente la importancia del conocimiento para todo ingeniero de estos aspectos, por lo cual es difícil separar lo puramente técnica con la seguridad de un diseño.

En este experimento se pretende dar una visión general no sólo de aspectos técnicos sino también del impacto a nivel diseño que puede significar la omisión de los aspectos englobados en los principios de Tenacidad de Fractura, para esto se escogió como modelo Acero 1040 por ser en existencia el más comercial.

1. ANTECEDENTES

En el tratamiento térmico del temple en aceros se presenta con frecuencia el agrietamiento de las piezas. Este puede ser causado por defectos metalúrgicos o mecánicos, originándose los primeros por la heterogeneidad de la composición química; de la microestructura, lo cual ocasiona distorsión en la estructura cristalina; los defectos mecánicos son principalmente por discontinuidades geométricas de las piezas.

Normalmente, la severidad de los defectos metalúrgicos desde el punto de vista de la concentración de esfuerzos es menor que la de los defectos mecánicos. Sin embargo esto depende de las condiciones del proceso para cada material (1) de tal forma que es necesario encontrar las condiciones de temple adecuadas para evitar el agrietamiento de las piezas o causa de la severidad de los defectos mecánicos.

Existen algunos trabajos que tratan de caracterizar el agrietamiento de las piezas a partir de los defectos metalúrgicos, sin embargo la geometría de las piezas es una limitante de gran importancia práctica que obliga a encontrar las características de agrietamiento por defectos mecánicos. Con el fin de dar algunas directrices que permitan realizar el temple sin riesgo alguno de fractura, es necesario tomar en cuenta lo siguiente:

1. ¿Que tan severo es el defecto mecánico con respecto al defecto metalúrgico?
2. ¿Cual es la susceptibilidad a la fractura de un material que presenta un defecto mecánico?

El primer punto se puede evaluar mediante análisis de esfuerzo durante tratamiento térmico.

Para una pieza determinada que se somete al tratamiento de temple y revenido Inoue (2) ha realizado un análisis elástico-plástico del temple de un acero 1045 obteniéndose una gráfica de esfuerzos residuales (σ) contra el radio del cilindro templado de 870°C en agua (Fig. 1), que muestra una distribución de esfuerzos residuales que nos indica que parte del cilindro se encuentra en tensión y cual en compresión.

Por otro lado para una pieza cilíndrica de acero con 12% Cr, Inoue (3) realizó un cálculo analítico de la distribución de esfuerzos residuales y mostró el lugar en el que se espera que se agrietará la pieza (Fig. 2), cuando se templó en agua de 1200°C .

Inoue, Haraguchi y Kikuro (4) también determinaron experimentalmente la distribución real de esfuerzos residuales para compararla con su predicción (Fig. 3) en un cilindro del mismo acero templado de 900°C en agua. En ambos trabajos los cálculos numéricos tienen buena correlación con los resultados experimentales de la distribución de tensiones residuales.

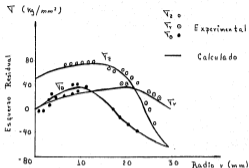


Fig. 1. Comparación entre los esfuerzos residuales experimentales y calculados, en función del radio del cilindro para acero 1045, templado en agua de 870°C.

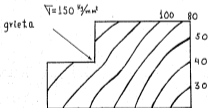


Fig. 2. Contornos de esfuerzos residuales determinados analíticamente en función de la geometría de la pieza y predicción de la zona en la cual se originará la grieta.

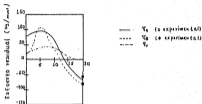


Fig. 3. Distribución real de esfuerzos residuales para la placa con la geometría mostrada en la figura 2.

A continuación se resume la metodología utilizada por dichos autores (8).

a) Determinación del porcentaje de cada fase formada durante el temple.

En este procedimiento se utiliza el diagrama de transformación correspondiente al material, a partir del cual se calcula el porcentaje transformado.

En los casos más comunes en aceros al carbono, la fase austenítica se transforma en perlita y martensita.

b) Determinación de las deformaciones correspondientes.

Al llevar a cabo el temple el material sufre tanto deformación elástica como plástica, adiciionalmente al cambio volumétrico por la contracción y por la transformación.

Los cambios volumétricos por cada caso se expresaría como sigue:

$$\Delta V = p \left(\frac{V_2(\tau)}{V_0} \right) + m \left(\frac{V_m(\tau)}{V_0} \right) + (1-p-m) \frac{V_0(\tau)}{V_0} \quad (1)$$

donde $V_0 = V_A (T_0)^3$; volumen de sustento en la temperatura inicial

V_p, V_m, V_A ; son volúmenes específicos de perlita, martensita y sustento respectivamente.

La temperatura T se determina por el análisis térmico de los resultados citados, se considera también la generación de calor por transformación ($q = 0.1 \times 10^{-2} \text{ Kcal/mm}^3$).

Este incremento está relacionado con el esfuerzo promedio de la siguiente manera:

$$\epsilon_m = \frac{1}{3K} \sigma_m + 3\epsilon^T \quad (2)$$

Para determinar los valores de p y m en la ecuación (1) se utiliza una ecuación propuesta por Lamkin, que se describirá más adelante.

En el análisis elástico-plástico, se toman en cuenta tres componentes de deformación, es decir, elástica, plástica y por dilatación.

e) Criterio de fractura.

En el análisis se considera como condición de fractura, cuando el esfuerzo equivalente alcanza a la resistencia a la tracción del material a la temperatura correspondiente. Todos los análisis elástico-plástico mencionados se efectuaron por medio del Método de Elementos Finitos, debido a la complejidad del análisis.

Para encontrar una respuesta para la segunda cuestión, sin embargo, se requiere una evaluación de la tenacidad del material desde el punto de vista de la mecánica de fractura puesto que la fractura no se trata, sucede durante el proceso de tratamiento y no es aplicable la técnica de la determinación normal de la tenacidad con las muestras

tratados de tensión, sino que se debe evaluar la susceptibilidad a la fractura del material durante el proceso.

En base a esta consideración Mitani (5) ha propuesto una técnica práctica para la evaluación de la tenacidad del material durante el temple, la cual consiste en realizar un simple tratamiento térmico de temple sobre probetas de diferentes aceros con una pequeña flauta (defecto mecánico), y evaluar la distorsión residual por medio de difracción de rayos X y relacionarla con el área de fractura resultante, con el fin de determinar la velocidad de liberación de energía para cada acero comercial aplicado directamente al concepto de Griffith.

La tenacidad de un material es su habilidad para absorber energía en el rango plástico y representa entonces la facultad de resistir a la fractura frágil.

Para definir la tenacidad se usa el área total bajo la curva esfuerzo-deformación representando la cantidad total de energía de deformación necesaria para llevar el material hasta la fractura.

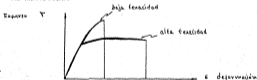


FIGURA 4

La figura (4) representa esquemáticamente las curvas esfuerzo-deformación para un material correspondientes a alta y baja tenacidad, debido a cambio microestructural o cambio en la condición de prueba.

En el caso de aceros al carbono, el acero de alto carbono tiene mayor límite elástico (más duro), y el de bajo carbono tiene mayor ductilidad y representa mayor alargamiento (deformación) a la fractura de modo que el área total bajo la curva es mayor que en el caso del acero de alto carbono. En el caso de mismo acero, el acero templado presenta mayor límite elástico y poca ductilidad con respecto al acero sin tratamiento.

La presencia de grietas causan altas concentraciones de esfuerzos lo cual origina la fractura frágil del material debido a la propagación rápida de estas grietas.

El fenómeno se explica de la manera siguiente:

La velocidad de liberación de la energía de deformación elástica (G) para una grieta que crece en un cuerpo elástico puede definirse en términos de energía de deformación en el cuerpo (U) y del trabajo desarrollado por el cuerpo en las alrededores de la grieta (W):

$$G = - \frac{1}{b} \left(\frac{dU}{da} + \frac{dW}{da} \right) \quad (3)$$

donde:

a : es la longitud total de la grieta

b : es el espesor de la placa

La energía consumida por unidad de área de crecimiento (R) es llamada la energía de fractura y ésta es una propiedad del material. Es independiente de la geometría de la pieza y puede ser dependiente de la temperatura y representa el trabajo consumido por la ruptura de los enlaces atómicos. Esto significa que el crecimiento rápido de la grieta procede cuando :

$$G \geq R \quad (4)$$

donde:

R es el valor crítico de la energía.

El criterio para ésta extensión fue que la energía perdida para la separación de superficies de un material es la energía de las dos nuevas superficies creadas por el crecimiento de una grieta.

$$G_c = 2 \cdot \gamma \quad (5)$$

Esto es menor que la disminución en energía elástica cuando la grieta se propaga.

El esfuerzo para la fracture es entonces:

$$\sqrt{\sigma} = (\gamma E/a)^{1/2} \quad (6)$$

Para un material con una grieta aguda sujeto a una tensión externa, la primera aproximación de Griffith en el estado de deformación plana resulta en:

$$G = \frac{\pi \sigma^2 a}{E} (1-\nu^2) \quad (7)$$

σ = esfuerzo aplicado

a = longitud de la grieta

E = módulo de Young

ν = coeficiente de Poisson

Cuando la deformación plástica interviene en el proceso de fracture, la energía superficial de fracture se entiende como la suma de los dos componentes, resultando en

$$\sqrt{\sigma} = \left[(\gamma + \gamma_p) E/a \right]^{1/2} \quad (8)$$

En la evaluación de fracture para una grieta aguda de la ecuación (7) el parámetro a es de gran importancia ya que un valor grande nos da una mejor tenacidad de

fractura. La raíz cuadrada de éste parámetro es conocido como el factor de intensidad de esfuerzo denotado por K .

Ya que en el punto de inestabilidad G_c , este es análogo al término \bar{V} en la ecuación (8) se relaciona con K_c de la siguiente forma:

$$K_c^2 \approx EG_c \quad (9)$$

De manera similar para deformación plana se obtiene

$$K_{Ic}^2 = EG_{Ic} / (1 - \nu^2) \quad (10)$$

donde ν es la relación de Poisson.

Como se puede observar en las ecuaciones (9) y (10) el factor K refleja directamente la energía G en el material elástico lineal, por lo que en la prueba normal de tensión, se puede determinar G_c considerando K en función del esfuerzo aplicado y el tamaño de grieta, mientras que la prueba de temple se desconoce la tensión aplicada. Por lo tanto no es posible aplicar la técnica convencional, como se dijo anteriormente.

El método propuesto por Mitani pretende determinar G a partir de la ecuación (3), considerando que $W=0$.

La idea se basa en estimar la energía a través de la medición de microdeformación, utilizando la técnica de difracción de rayos X, antes y después de agrietamiento por temple.

Los resultados experimentales obtenidos muestran que la microdeformación determinada por dicha técnica puede ser correlacionada directamente con el área de fractura, aun que los valores de G obtenidos a través de microdeformación son superiores a los ya reportados (5) *

* Referencia al final del texto.

En el presente trabajo se aplica esta técnica en las muestras rectangulares con el fin de observar que papel juega el efecto geométrico en la distribución de esfuerzos y consecuentemente en la fractura por temple, ya que en el estudio anterior de Salas (1)* se llevaron a cabo los ensayos en muestras redondas.

De este manera se deberá buscar la técnica adecuada de diseño de tratamiento térmico según la geometría de las piezas, por lo cual deberá garantizar el éxito de tratamiento de temple sin que fracase la pieza de producción.

* Referencia al final del texto.

II. ORIGEN DEL CAMBIO DE VOLUMEN

Transformación martensítica.

Las propiedades que se obtienen en un acero templado están determinadas por la aparición de una fase llamada martensita, la cual se desarrolla en los granos de austenita.

La martensita tiene una estructura cristalina tetragonal centrada en el cuerpo y un parámetro reticular, la tetragonalidad (c/a) y el volumen de la celda se incrementa con el contenido de carbono.

Si el templeado de un acero se lleva a cabo desde la fase austenítica, y la velocidad de enfriamiento es lo suficientemente alta para prevenir la descomposición de la austenita en ferrita y cementita, los parámetros reticulares de la martensita serán independientes de la temperatura de temple y de la velocidad de enfriamiento y dependerán únicamente del contenido de carbono. La transformación de austenita a martensita es un proceso difusional. Ocurre sin cambio en la concentración de la solución sólida y únicamente resulta un cambio reticular. De esto podemos concluir que la martensita es una solución sólida sobresaturada de carbono y que contiene, en solución sólida, la misma cantidad de carbono disuelto que la austenita.

La propiedad más remarcable de la martensita es su dureza y ésta es una propiedad que depende del contenido del carbono y en parte es debida también a las severas distorsiones que acompañan su formación. Estas distorsiones se originan a causa de que la martensita tiene un volumen específico mayor que el de la austenita, reflejándose este cambio volumétrico en la relación reticular c/a .

Siendo:

V = volumen de la celda unitaria de austenita

V = volumen de la celda unitaria de martensita.

El cambio volumétrico estará dado por:

$$V/V = \left| (V_M - V_T) / V \right| \times 100 \quad (11)$$

En donde, de acuerdo al modelo de Bain:

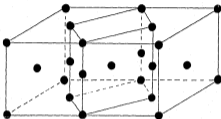


FIGURA 5

$$V = a_0 \left(a_0 / \sqrt{2} \right)^2 \quad (12)$$

$$V = a^2 c \quad (13)$$

Por lo tanto,

$$V/V = \frac{2a^2c - a_0^3/\sqrt{2}}{a_0^3/\sqrt{2}} = 2ca^2 - 1/a_0^3 \quad (14)$$

Así podemos observar que la transformación martensítica siempre va acompañada de una expansión en volumen. Debido a éstas características, durante ésta transformación se presentan con frecuencia grietas en las piezas templadas.

Estos cambios estructurales (la aparición de una grieta) y microestructurales (la aparición de martensita) pueden caracterizarse y analizarse con ayuda de la difracción de rayos X. Auxiliándose de esta técnica, es posible evaluar los parámetros reticulares "a" y "a'" de la martensita, la tetragonalidad c/a y el volumen de la celda y por último, la microdeformación debida a la formación de martensita.

Estimación de cambio de volumen.

En la práctica, el grado de transformación martensítica depende de la condición del tratamiento térmico y el tipo de acero.

Siguiendo la metodología descrita en el capítulo I se hace un resumen de la estimación del cambio de volumen en un acero al carbono.

Transformación Austenita-Perlita.

Siendo p porcentaje de perlita en peso, la velocidad de nucleación de perlita $\dot{p} = dp/dt$ se da, según Cahn (6),

$$\dot{p} = \frac{f_1(t)}{g(p)} \quad (15)$$

es decir, la \dot{p} se define unicamente por una función de temperatura $f_1(t)$ y por una función de la cantidad de perlita $g(p)$.

Suponiendo que

$$g(p) = dG^{-1}(p)/dp$$

se obtiene la solución para la ecuación diferencial del tiempo (15) como sigue:

$$p = G(x); \quad x = \int_{T_1}^{T_2} f_1(t_1) dt_1 \quad (16)$$

De esta manera, se determina la cantidad de perlita a través de la función G ,

conociendo la función f_1 que depende de la temperatura.

Las funciones $f_1(T)$ y $G(z)$ pueden determinarse a partir de los diagramas de fase (III), y se obtuvo (7):

$$f_1(T) = \frac{1}{t_{0,5}} f(\Theta_1) \quad (17)$$

donde:

$t_{0,5}$ tiempo más corto para la transformación de perlita en un 50%

Θ_1 : temperatura adimensional correspondiente a $t_{0,5}$; $\Theta_1 = \frac{T_A - T}{T_A - T_1}$

$$\Theta_1 = \frac{T_A - T}{T_A - T_1} \quad (18)$$

Utilizando esta temperatura se aproximaron como sigue:

$$f(\Theta_1) = \left[1 - \exp(-7.0 \Theta_1^{2.5}) \right] \exp \left[-2.0(1 - \Theta_1)^2 \right] \quad (19)$$

$$G(z) = \left[1 - \exp(-2.0 z) \right] \left[1 - \exp(-2.4 z^3) \right] \left[1 - 0.16 (2.5 - z)^2 \right] \quad (20)$$

Estas funciones se muestran en la figura 6.

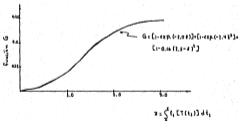
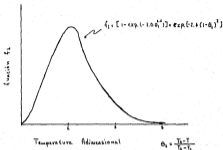


FIGURA 6

RELACION ENTRE FUNCION G E HISTORIA DE TEMPERATURA Z

Transformación Austenita-Martensita.

Si la transformación perfitica en el intervalo $T \geq M_s$ es p , la austenita no transformada es $1-p$.

Como la transformación martensítica no depende de la historia térmica, el porcentaje de martensita en peso sería:

$$m = (1-p) m_1(T) \quad (21)$$

según el análisis efectuado (7) siendo m_1 la cantidad de austenita retenida

$$m_1(T) = (1-m_f) \phi(\theta_2) \quad (22)$$

$$\theta_2 = \frac{M_s - T}{M_s - M_F} \quad (23)$$

$$\phi(\theta_2) = \left[\frac{1 - (-1 - \theta_2)^{2.5}}{2} \right] \times \left[1 - \exp(-17.0 \theta_2^2) \right] \quad (24)$$

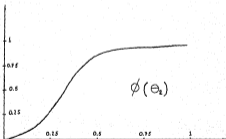


FIGURA 7

La figura 7 muestra la ecuación (24).

Determinado el volumen fraccional de cada fase existente dependiente del tiempo se obtiene la expresión de la deformación y la deformación total según la e.c. (25)

Los parámetros p , n se definirán como porcentaje en peso que será aproximadamente el porcentaje en volumen.

La expresión correspondiente a la ecuación (1) se obtuvo (3)

$$\dot{\epsilon}^T = p(\gamma_p - \alpha_p T) + n(\gamma_n - \alpha_n T) + \alpha_A^T(T - T_0) \quad (25)$$

$$\left. \begin{aligned} \alpha_p &= \frac{1}{w} (1.01 + 0.03c) \times 10^{-3} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1} \\ \alpha_n &= \frac{1}{w} \times 1.37 \times 10^{-3} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1} \\ \alpha_A &= \frac{1}{w} \times 2.85 \times 10^{-3} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1} \end{aligned} \right\} \begin{array}{l} \text{factores de expansión} \\ \text{para perlita (p), mar-} \\ \text{tensita (n) y austeni-} \\ \text{ta (A), respectivamente.} \end{array}$$

$$\left. \begin{aligned} \gamma_p &= \frac{1}{w} (1.42 - 0.56c) \\ \gamma_n &= \frac{1}{w} (1.42 + 0.21c) \end{aligned} \right\} \begin{array}{l} \text{cambio volumétrico} \\ \text{para perlita (p) y mar-} \\ \text{tensita (n) a temperatura} \\ \text{constante} \end{array}$$

$$w = 122.82 + 2.15c + 8.56 \times 10^{-3} T_0$$

Utilizando las ecuaciones arriba citadas, se evaluarán los valores de δ , obteniéndose los siguientes valores:

%C	δ 850 °C	δ 900 °C	δ 950 °C
0.2	0.015674	0.01640	0.017128
0.4	0.014697	0.01544	0.015368
0.6	0.013834	0.01455	0.015368
0.8	0.012927	0.01364	0.014283

Para este cálculo es porcento de austenita se supuso a 10% y perfilts de un 15%.

ANÁLISIS DE LA MICRODEFORMACION POR RAYOS X.

Si se tiene un difractograma de un acero resacido y de uno templado, podemos observar lo siguiente al compararlos:

1. Existe una disminución de la intensidad máxima de las líneas características de difracción en el acero templado.
2. Se tiene mayor ensanchamiento de las líneas de difracción en el acero templado que en el resacido.
3. Se observa un ligero desplazamiento del ángulo de difracción en la muestra templada.

De estos hechos, el que nos presenta una mayor importancia es el ensanchamiento de las líneas de difracción, ya que éste nos indica la distorsión que presenta el acero templado.

Esta microdeformación se calcula en base a las siguientes ecuaciones:

Ensayamiento de las líneas de difracción por tamaño de la partícula

$$\beta_p \cos \theta = \frac{K \lambda}{r} \quad (26)$$

donde:

β_p = ancho del pico a 1/2 de la intensidad máxima

θ = ángulo de Bragg

$K = 0,9$

λ = longitud de onda

r = tamaño de la partícula

Ensayamiento debido a las fuerzas internas

$$\beta_f \cos \theta = 2 \langle \epsilon^2 \rangle^{1/2} \sin \theta \quad (27)$$

donde:

$\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}$ = microdeformación

β_f = ancho integral

θ = ángulo de Bragg

De esta forma si las dos clases de ensanchamiento ocurren simultáneamente:

$$\beta = \beta_f + \beta_p \quad (28)$$

$$\beta \cos \theta = \frac{K \lambda}{r} + 2 \langle \epsilon^2 \rangle^{1/2} \sin \theta \quad (29)$$

donde:

β = ancho total del pico difractado a 1/2 de la intensidad máxima.

Se observa de la ecuación (27) que una gráfica de $\cos \theta$ vs $\sin \theta$ nos da una estimación aproximada de la microdeformación.

Ya que $\hat{\beta}_4$ y $\hat{\beta}_5$ son ensanchamiento extra, o sea, adicionales debidos a la divergencia del haz y a su ancho, es necesario restar el ancho experimental, que es el que se obtiene de una muestra con la menor cantidad de defectos posibles.

III. EXPERIMENTACION

En este trabajo se estudian probetas de acero 1060 cuyas composiciones se indican a continuación.

Elemento	%
C	0,58
Mn	0,85
Si	0,25
P	0,021
S	0,031
Cr	0,14
Mo	0,03

Este acero se adquirió en forma cuadrada de 1,27 X 5,08 cm. Posteriormente se les efectuó un corte en dirección transversal (muestras), por electroerosión a diferentes profundidades, teniendo el corte las características mostradas en la figura (8). Se prepararon muestras con dos espesores diferentes; una serie con 4,5 mm y otra con 9,5 mm.

Todas las probetas recibieron tratamiento térmico de recocido a $900 \text{ }^\circ\text{C} \pm 25 \text{ }^\circ\text{C}$ y con flujo constante de nitrógeno. El tiempo de permanencia fue de 2 horas, dejándolas enfriar en el horno. Las probetas ya recocidas se prepararon metalográficamente hasta pulirlo espejo en las dos caras, posteriormente se procedió a realizar el temple a una temperatura de sustentación de $850 \text{ }^\circ\text{C}$ durante dos horas teniendo como medio de temple salmuera a $-10 \text{ }^\circ\text{C}$ con agitación violenta.

Las probetas a ensayar fueron introducidas al horno en crisoles de grafito bajo un flujo constante de nitrógeno.

El horno utilizado es del tipo de tubo horizontal con una temperatura de operación máxima de 1100 °C y precisión de ± 25 °C.

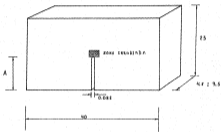
Después del temple las probetas se marcaron con el propósito de identificación. Se les removió la capa de óxido hasta dejarlas nuevamente a espejo y se atacaron para su observación con Nital 2 durante 10 segundos, se midió al microscopio el ancho de muestra así como la dureza Vickers, de la superficie con una carga de 150 Kg.

Una vez realizada esta para cada probeta, se procedió a su análisis usando un difractómetro marca Shimadzu modelo XD3A con radiación monocromática $K_{\alpha 1}$ de Cu, todas las pruebas de difracción se realizaron a temperatura ambiente, utilizando un barrido en etapas en $1/25^\circ$ por etapa con un haz de 1 mm. Las placas estudiadas se indican a continuación (2 8).

120
100
80
20

El haz de rayos X se dirigió en el área sombreada de la probeta, como se señala en la figura (B).

Posteriormente las probetas seleccionadas se atacaron con ácido clorhídrico al 20% a una temperatura de 70 °C durante 15 minutos, se observó y midió en el microscopio el ancho de la muestra procediéndose de nuevo a analizarlas por difracción de rayos X con las mismas placas.



4 min.
A = 11 mm.

Ant: mm.

FIGURA 3

IV. RESULTADOS

Las 16 piezas estudiadas con espesor de 4.5 mm se fracturaron durante el temple, de las cuales 8 muestras se observan en las figuras 9 a 16 sin ataque.

Los resultados se muestran en la tabla 1.

El tipo de fractura obtenida después de ataque se presenta en las figuras 17 a 24, después de realizar un microataque. Para la otra serie con 9.5 mm de espesor, se observa en las figuras 25 a 31.

La microdeformación obtenida por temple y analizada por el difractómetro se compara contra la microdeformación obtenida después de ser atacadas las probetas con ácido clorhídrico al 20%. Estos resultados se presentan en la tabla 1 y se observa en la figura 32 graficados contra la profundidad de la muestra.

En los dos casos se analizaron los picos 00,00, 100 y 120, se procedieron las intensidades y se compararon.

Con la del pico (211) de ferrita, se utilizó una velocidad de rotación de 4 $^{\circ}$ /min con radiación monocromática de Cu K , el ancho del haz fue de 6 mm con un colimador de divergencia de 4 mm, un colimador de recepción de 4 mm y una rendija de 0.6 mm.

T A B L A 1

Frob.	L	L1	L2	E1	E2	Dhb	EX10 ³
1	4	0.085	0.108	0.05373	0.03433	174	19.4
2	5	0.086	0.104	0.07678	0.03922	191	37.5
3	6	0.089	0.109	0.08088	0.00112	184	78.8
4	7	0.086	0.106	0.09905	0.09741	181	1.6
5	8	0.090	0.095	0.06384	0.04637	239	17.4
6	9	0.094	0.145	0.08837	0.04875	163	4.6
7	9.5	0.093	0.100	0.06391	0.05890	208	4.1
8	11	0.086	0.100	0.04555	0.03931	196	6.2

L: longitud total de la muestra

L1: radio de la muestra antes de ataque con ácido clorhídrico

L2: radio de la muestra después de ataque con ácido clorhídrico

E1: microdeformación antes de ataque con ácido clorhídrico

E2: microdeformación después de ataque con ácido clorhídrico

Dhb: dureza Brinell (promedio de ocho durezas)

En la tabla 2 se presentan los resultados de medición de la longitud de la distancia del primer contorno de la punta de grieta Y_p con respecto a la longitud de muestra, así como el desplazamiento de la apertura de grieta.

Se muestra en la figura 33 gráficamente ésto resultados. En la figura 34 se grafica la relación entre los resultados de la dureza y los valores de microdeformación antes y después del ataque.

TABLE 2

No. Prob.	V_{Σ}^2 con steque	V_{Σ}^2 sin steque	Dif.	α/ω	$\bar{r}_p(\text{mm})$
1	1.35×10^{-4}	1.75×10^{-4}	0.000344	0.1739	19
2	1.61×10^{-4}	2.55×10^{-4}	0.000398	0.2174	11.65
3	4.81×10^{-5}	7.15×10^{-3}	0.007185	0.3608	12.72
4	3.83×10^{-4}	3.24×10^{-3}	0.000059	0.3043	10.73
5	1.73×10^{-4}	2.26×10^{-3}	0.000053	0.3479	8.94
6	2.48×10^{-4}	2.33×10^{-3}	0.000018	0.3913	9.9
7	7.05×10^{-3}	4.58×10^{-3}	0.0024	0.4130	5.68
8	3.93×10^{-3}	3.83×10^{-3}	0.0001	0.4782	2.69

V. DISCUSIÓN DE RESULTADOS.

Debido al cambio de geometría, los aspectos de fractura se han modificado sustancialmente, comparada con respecto a los ensayos en las muestras redondas (1)*. Como se observan en las figuras 17 a 26, el fisuramiento no se propagó linealmente a partir de la ranura, sino que siguió el contorno de deformación que se muestra en las figuras 9 a 16, por lo que no se permitió aplicar la técnica propuesta para evaluar la energía de fractura.

En las muestras con mayor espesor, los aspectos de fractura tampoco fueron favorables, aun en algunos casos, como las figuras 27 a 29 aparecieron las grietas a partir de la ranura preexistente, pero posteriormente bifurcaron.

La principal causa que se puede mencionar es que la distribución de esfuerzo originada por transformación de fase no resultó favorable, es decir, en la punta de la grieta no se generó suficiente tensión para propagar la grieta hacia adelante ó más bien se generó compresión que actuó para cerrar la grieta como se muestra en el desplazamiento de la apertura de grieta en la tabla 2. Toda la fractura, por consiguiente, fue originada por corrosión bajo tensión durante recocido que, a sea con o sin modificación de superficie por ataque químico, se relevó al esfuerzo por agrietamiento.

Otro caso probable es la dirección de fibras de la muestra. En el caso de la muestra redonda la fibra de flujo es perpendicular a la superficie de muestra, mientras que en los probetas del presente estudio, la fibra se encuentra paralela a

* Referencia al final del texto.

la superficie de la muestra. Por lo que la propagación de la grieta debería cortar la fibra, lo que resultó más difícil.



Esto podría indicar que la pieza con grieta perpendicular a la fibra de deformación, no se genera fácilmente fisuración por temple, en otros palabras, la tenacidad se incrementa.

La técnica propuesta (5)* no es fácil de aplicarse cuando la grieta no se propaga de tal forma que pueda evaluarse fácilmente el área de la superficie fraturada. Sobre todo cuando la trayectoria de propagación está afectada por la heterogeneidad de la microestructura metálica aunque es de esperarse que la tenacidad haya aumentado por esta heterogeneidad.

Por lo anterior, en este estudio no se logró determinar la tenacidad de este acero. Los valores de microdeformación antes y después de ataque corresponden entonces al estado de tensión que se encuentra cada muestra debido a tratamiento de temple y el grado de agrietamiento por corrosión bajo tensión.

Los datos que se observan en la figura 33, muestran el efecto de la ranura preexistente que según su profundidad afecta al estado de tensión en la probeta.

El valor extrapolado al origen corresponde al valor calculado mediante la estimación de Lorewitz descrita en el capítulo II, por lo que los valores obtenidos

* Referencia al final del texto.

ton razonables. En cuanto a la diferencia antes y después de fractura, todos los datos con excepción de la muestra 3 alcanzan el mismo orden reportado en la reevaluación de ésta técnica (8)* aunque indiscutiblemente se requiere un análisis elástico-plástico para evaluar el estado de tensión en función de la profundidad de la ranura preacuñada. En este estudio únicamente se hace un análisis cualitativo en base a observación de las líneas de deformación que se presentan en las figuras 9 a 16 y con algunos aspectos de fractura.

El efecto de grieta se observa en la forma de contorno de deformación, que es básicamente formado por la deformación lateral de la probeta pero se presenta cierta tendencia de ho-esfuerzo esperado alrededor de la grieta. Los datos graficada en la figura 33 presenta la distancia más corta del contorno que resta de la punta de la grieta. Esta distancia decrece conforme aumenta la profundidad en la grieta. Aparentemente la concentración de esfuerzo por la grieta no ha modificado el patrón de deformación por temple, salvo una pequeña modificación a lo largo de la grieta, esto sería una de las causas por las que se origina la propagación hacia adelante de la grieta.

Para explicar la tendencia de la microdeformación con respecto a la profundidad de la grieta, se requiere el análisis de esfuerzo para la condición de generación de esfuerzo por temple.

Como se mencionó anteriormente, en este estudio no se realizó el análisis elástico-plástico pero se puede citar alguna posibilidad para este fenómeno.

En un análisis de factor de intensidad de esfuerzo para un doblez, el factor de la intensidad de esfuerzo se da para cada l .

* Referencia al final del texto.

$$K_I = \sqrt{a} \sqrt{\pi} F(a/w)$$

$$F(a/w) = 1.122 + 1.40(a/w) + 7.33(a/w)^2 - 13.08(a/w)^3 + 14.0(a/w)^4$$

$$a/w \leq 0.6$$

Esta función se muestra en la figura 35. La tendencia indica que existe un mínimo alrededor de $a/w = 0.13$, lo que implica que para determinado tamaño de la probeta hay una profundidad en la que el factor de intensidad se hace mínimo.

De la misma manera para el estado tensión originado por temple, se puede esperar una profundidad de grieta a la que ocurre el efecto máximo de la grieta.

En la figura 32, el pico máximo se encuentra $a/w = 0.3$. Así mismo se trata de justificar el argumento anterior, pero la tendencia observado se aclararía de esta manera mediante el análisis de esfuerzo adecuado.

Por otro lado se puede confirmar que esta tendencia sí debe ser explicada por el análisis mencionado, ya que las curvas obtenidas son prácticamente constantes como se muestran en la figura 34 para todo nivel de microdeformación. Es decir el tratamiento de temple ha generado una estructura similar entre las muestras y la diferencia en la microdeformación proviene de la relevación de esfuerzo mediante agrietamiento y a su vez el grado de agrietamiento depende del estado de tensión generada según la profundidad de la corona preaquinada.



FIGURA 9
Muestra # 1. Longitud muesca 4 mm



FIGURA 10
Muestra # 2. Longitud muesca 5 mm



FIGURA 11
Muestra # 3. Longitud muesca 6 mm



FIGURA 12
Muestra # 4. Longitud muestra 7 mm



FIGURA 13
Muestra # 5. Longitud muestra 8 mm



FIGURA 14
Muestra # 6. Longitud muestra 9 mm



FIGURA 15
Muestra # 7. Longitud muestra 9.5 mm



FIGURA 16
Muestra # 8. Longitud muestra 11 mm



FIGURA 17
Longitud muesca 4 mm

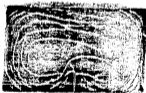


FIGURA 18
Longitud muesca 5 mm



FIGURA 19
Longitudinal muestra 6 mm



FIGURA 20
Longitudinal muestra 7 mm



FIGURA 21
Longitud inusca 9,5



FIGURA 22
Longitud inusca 11 mm



FIGURA 23



FIGURA 24



FIGURA 25
Espesor 9.5 mm



FIGURA 26
Espesor 9.5 mm



FIGURA 27
Espesor 9.5 mm



FIGURA 28
Espesor 9.5 mm

ESTA TESIS NO DEBE
SALIR DE LA BIBLIOTECA



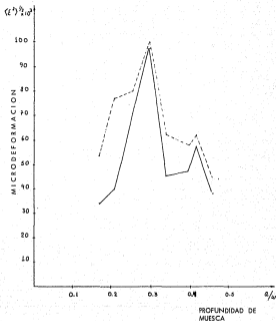
FIGURA 29
Espesor 9.5 mm



FIGURA 30
Espesor 9.5 mm



FIGURA 31
Espesor 9.5 mm



----- Antes de ataque
 ————— Después de ataque

FIGURA 32

Gráfico que relaciona profundidad de muesca y microdeformación

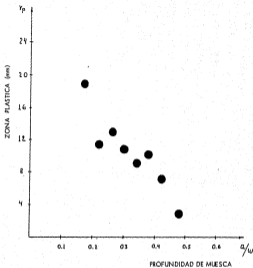


FIGURA 33
 Grafico que relaciona profundidad de muesca (a/w)
 con zona plástica (Y_p), frente de la grieta.

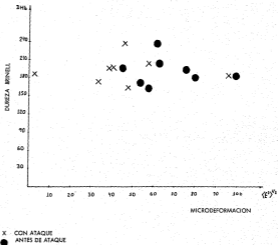


FIGURA 24
Gráfico microdeformación contra dureza

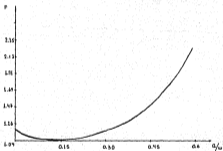


FIGURA 35

Gráfico que relaciona factor de Intensidad (F) contra α/w

RECOMENDACIONES.

Después de realizar este estudio acerca de la aplicabilidad de la técnica de determinar la tenacidad durante el temple se han observado algunas deficiencias para confirmar su utilidad. Las recomendaciones son las siguientes:

1. Verificar el efecto de heterogeneidad microestructural sobre la propagación de la grieta por temple. Por lo menos se debe confirmar que ésta técnica sea válida para la propagación de la grieta ramificada.

En principio, la propagación es algo espontánea, se puede esperar que la superficie generada puede considerarse efectiva para la evaluación de la energía. Por lo tanto la evaluación de área debe ser cuidadosa.

2. Asegurar que el estado de deformación sea plano comparando las dos series de pruebas con distintos espesores, se observa que mientras más grueso el espesor, las grietas están atravesándose a todo espesor. Sin embargo aún no se ha determinado el espesor mínimo requerido para el estado de deformación plana en función de la profundidad de la grieta en este estudio.

3. Realizar un análisis elástico-plástico. Para definir el estado de tensión a lo largo de la grieta durante la propagación es conveniente analizar mediante análisis numérico como se describió en el capítulo II. De esta manera se puede aclarar algunos aspectos señalados en el presente estudio.

VI. CONCLUSIONES

1. La técnica propuesta por Miteri para determinar la tenacidad de fractura durante el tratamiento térmico de temple no fue satisfactoria para una geometría rectangular en acero 1060, ya que la propagación de grieta no resultó favorable para medir su área efectiva.
2. La microdeformación representa el grado de distorsión por temple en función de la profundidad de grieta.
3. Se debe complementar el estudio con el análisis elástico-plástico con el fin de establecer la metodología para aplicar la técnica propuesta.

VII. BIBLIOGRAFIA

1. Sales, J. A.
Análisis por rayos X de la fractura por temple en los aceros.
Tesis profesional 1978. I, P. N.
2. Inoue, T.
An electric-plastic stress analysis of quenching when considering
in transformation lat.
J. Mech. Sci.
Pergamon Press, 1975, vol. 17, pag. 361-367.
3. Inoue, T., Horiguchi, K., Kimura, S.
Analysis of stress due to quenching and tempering of steel.
Tera (SIJ), Vol. 18, 1978, pag. 11-15.
4. Inoue, T., Ranilicki, B.
Description of stresses due to thermal hardening of some steels,
using a theory of thermoplasticity.
IUTAM, 1976.
5. Mizui, Y., Sales, J. A., Cabezas, J. G.
Analysis of quench cracking in steel by X ray diffraction.
Advances in Materials Research,
Pergamon Press.
6. Cahn, J. W.
Acta Me. 4, 572 (1956)
7. Inoue T.
Kinetics of phase transformations and analysis of stresses due to
quenching of steel.
JMS. vol. 26, 289, 1977, pag. 21-26
8. Cabezas, J. G., Estrón, M. P.
Reevaluación del método Mitani-Sales para la determinación
de energías superficiales de fractura.
Memorias 13, Congreso ANIAC, 1978. pag. 348-352.
9. Ikkemura, H.
Introducción a la mecánica de fractura lineal.
Mecánica de fractura y resistencia de materiales, Vol. 1.
H. Kihara, Baifukan, 1977 (japones).