

## Particularidades de la deformación plástica en los aceros austeníticos inestables bajo la acción de ensayos dinámicos

B. POTEJIN, A. FONSECA Y A. HERNÁNDEZ

*Dpto. de Física de los Metales. Escuela de Física,  
Universidad Central, Las Villas*

*Recibido: 30 de septiembre de 1974*

**ABSTRACT.** Plastic deformation peculiarities are studied through fatigue and impact tests of unstable austenitic steels. Morphological characters of phases  $\alpha$  and  $\epsilon$  which appear during deformation, as well as the fatigue curve and temperature dependence of resilience were obtained. Deformation development in the grains was analyzed comparatively for both tests by means of roentgenographical method. Morphology of new martensitic phases  $\alpha$  and  $\epsilon$  appeared during plastic deformation is analogous to the one obtained thermally for these steels. Formation of  $\epsilon$  phase with reduction in volume might originate cracks.

**RESUMEN.** Se estudian las peculiaridades de la deformación plástica bajo el ensayo de fatiga e impacto de los aceros austeníticos inestables. Se obtuvo el carácter de la morfología de las fases  $\alpha$  y  $\epsilon$  que aparecen durante la deformación, así como la curva de fatiga y la dependencia de la resiliencia con la temperatura. Se analizó mediante el método roentgenográfico el desarrollo de la deformación en los granos de una manera comparativa para ambos ensayos. Es característico el hecho de que la morfología de las nuevas fases martensíticas  $\alpha$  y  $\epsilon$  que aparecen durante la deformación plástica sea análoga a las obtenidas térmicamente para estos aceros. La formación de fase  $\epsilon$  con reducción del volumen puede originar grietas.

### INTRODUCCION

Al estudio de las peculiaridades de la deformación plástica de los diferentes metales, aceros y aleaciones se ha dedicado una gran cantidad de publicaciones. Esto está relacionado con el hecho de que el conocimiento del mecanismo de la deformación plástica de los materiales no sólo permite esclarecer o explicar las propiedades mecánicas de los metales, sino que también, y esto es lo más importante, permite crear nue-

vos tipos de aleaciones especiales y mejorar las ya existentes.<sup>1</sup> Uno de los mecanismos de la deformación plástica de los metales y aleaciones lo constituye la transformación martensítica, es decir, la formación de la estructura martensítica en la fase matriz de la aleación como resultado de la deformación plástica.

La última afirmación no contiene contradicción alguna, si se tiene en cuenta que la deformación plástica causada por el deslizamiento, por ejemplo, puede provocar la formación de las fases martensíticas con variación del tipo de red cristalina<sup>2,3</sup> lo cual a su vez, bajo las condiciones de tensiones aplicadas provoca el desarrollo de la deformación plástica.<sup>2</sup>

De esta forma, bajo determinadas condiciones puede considerarse la transformación martensítica como uno de los tipos de deformación plástica.<sup>4</sup>

El desarrollo de la componente de la deformación plástica condicionada por la transformación martensítica está dado, por una parte por las propiedades de las fases martensita y de la matriz, y por otra parte, por la cinética del desarrollo de la transformación martensítica. En este caso, se entiende por cinética del desarrollo de la transformación martensítica, la intensidad de la formación de la fase martensítica al aumentar el grado de deformación plástica. Es de esencial importancia aquí, las características de la morfología de las nuevas fases martensíticas que se forman durante la deformación.

Hay que tener presente que cada tipo distinto de deformación de los metales (tracción, torsión, fatiga, etc.) se verifica en condiciones específicas, es decir, el estado tenso que provoca la deformación se diferencia mucho uno del otro, lo cual naturalmente, influye sobre el carácter de la transformación martensítica.<sup>1</sup> En este caso también influyen factores como la temperatura y la velocidad de deformación del metal.<sup>1,5</sup>

Un tipo interesante de deformación plástica de los metales lo es la fatiga. Si observamos que más del 90% de las roturas de las piezas, máquinas y componentes empleados en la industria, el transporte, la técnica, etc., están ocasionados total o parcialmente por la acción de la fatiga, entonces se comprende el por qué del gran interés que se le presta en la literatura científica a estos problemas.

En el presente trabajo se ofrecen los resultados de la investigación de las características de la transformación martensítica bajo las condiciones de tensión dinámica (fatiga e impacto) del acero 0X14AГ12M.

El planteamiento de este trabajo nos parece racional, dado que esta clase de aceros data de la última década. En estos aceros se emplea el efecto positivo de la influencia de la transformación martensítica sobre la plasticidad y la resistencia de los mismos.<sup>6,1</sup> Hay que notar que en el pasado, el fenómeno de la aparición de martensita durante la deformación se consideraba como negativo y sin embargo, en los últimos años, este fenómeno encontró utilidad en la creación de aceros y aleaciones especiales.

### MATERIALES Y METODOS

El acero investigado, el 0X14AΓ12M y otros dos aceros de composición química parecida, las cuales aparecen en la Tabla I, fueron elaborados en hornos eléctricos, después de su laminado se les sometió a tratamiento térmico (calentamiento a 1 050°C durante una hora, enfriamiento en agua). Posteriormente de ser confeccionadas las probetas del ensayo de fatiga se sometieron a tratamiento térmico (1 100°C durante 4 horas y enfriamiento al aire) con el objetivo de aumentar el tamaño del grano para una observación metalográfica más fácil. Los aceros 2 y 3 fueron sometidos a tratamiento térmico 1 150°C durante una hora y enfriamiento en agua) con el mismo objetivo.

TABLA I

ELEMENTOS (% EN PESO)											
ALEACION	C	Cr	Ni	Mn	Mo	Cu	N	S	P	Si	Ti
No. 1 0X14AΓ12M	0.07	14.04	0.18	12.77	0.82	0.10	0.19	0.008	0.026	0.16	—
No. 2 00X14AΓ12M	0.04	13.35	—	11.30	0.60	—	0.15	0.02	0.011	0.06	—
No. 3 00X14AΓ12	0.04	13.90	—	11.73	—	—	0.14	0.02	0.006	0.10	0.034

Tabla I. Composición química de los aceros estudiados.

La presencia de una cantidad correspondiente de elementos austenizadores (C, N, Mn), permitió obtener en el acero No. 1 una estructura austenítica pura, asimismo en el acero No. 3 está presente de un 5 a un 10% de ferrita, lo cual está condicionado por un pequeño valor de la suma  $30 (\% C + \% N) + \% Mn$  en comparación con el acero No. 1. Los aceros No. 2 y No. 3 se ensayaron en estado fundido.

La forma y dimensiones de las muestras destinadas al ensayo de fatiga y también el esquema del ensayo de estas muestras se dan en la Fig. 1.

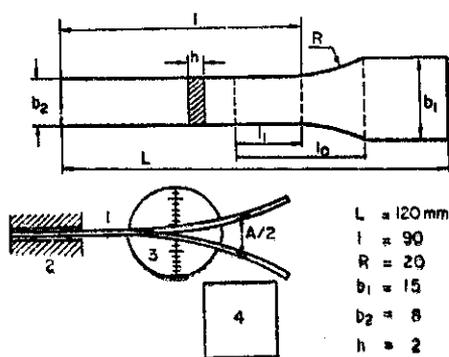


Fig. 1. Esquema del ensayo de fatiga (1— muestra ensayada, 2— soporte para fijar la muestra, 3— catetómetro para medir amplitud A, 4— electroimán para flexionar la muestra con frecuencia de 60 hertz) y forma y dimensiones de las muestras ensayadas.

La máquina empleada para el ensayo de fatiga es de principio electromagnético con frecuencia de 60 hertz y condiciona vibraciones de una amplitud determinada en las probetas de ensayo. Las amplitudes se miden con ayuda de un catetómetro por método óptico con una precisión de 0.013 mm. El cálculo de las tensiones mecánicas se realiza mediante la fórmula

$$\sigma_{\max} = K \frac{3 \cdot E \cdot h \cdot l_1}{2 l_0^3} \cdot \Delta \quad (1)$$

donde:

A — amplitud medida a una distancia  $l_1$  en mm.

E — módulo de elasticidad del acero en  $\text{kg/mm}^2$ .

h — espesor de la muestra plana.

K — coeficiente de concentración de tensiones en la zona de supuesta ruptura; en nuestro caso está próximo a la unidad.

Para los ensayos de impacto se emplearon las probetas estandarizadas de Charpy con radio de la entalladura de 1 mm. Los ensayos de estas probetas para diferentes temperaturas se realizaron con empleo de agua caliente (hasta  $100^\circ\text{C}$ ) o enfriamiento en una mezcla de nitrógeno líquido y alcohol (hasta  $-70^\circ\text{C}$ ) en la máquina de impacto UT-30. La precisión en la medida de  $a$  (resiliencia) fue de  $0.3 \text{ Kgm/cm}^2$ .

Todas las muestras ensayadas, o sus partes correspondientes fueron pulidas electrolíticamente (composición del electrolito: 50 gr de  $\text{CrO}_3$ , 100 ml de  $\text{H}_3\text{PO}_4$  y 50 ml de  $\text{H}_2$ ) y luego se electroatacaron con este mismo reactivo y con  $\text{CrO}_3 - \text{H}_2\text{O}$  (composición 10 gr de  $\text{CrO}_3$  en 100 ml de  $\text{H}_2\text{O}$ ) para obtener las microestructuras iniciales. La morfología de la distribución de las fases martensíticas aparecidas durante la deformación y la identificación de estas fases se determinó con el empleo del microscopio óptico Neophot 2 con instalación de luz polarizada. La utilización de este método, a diferencia de los métodos metalográficos corrientemente empleados, permitió diferenciar con precisión la fase  $\gamma$  cúbica centrada en las caras de la austenita, la fase cúbica centrada en el cuerpo de la martensita  $\alpha$  y la fase hexagonal compacta de la martensita  $\epsilon$ .

Se realizaron investigaciones de la microdureza de estas fases mediante el microdurómetro PMT-3.

Mediante el empleo del aparato de rayos-X TUR-61-M por el método de la toma invertida,<sup>7</sup> se valoró comparativamente, el desarrollo del proceso de deformación plástica y de aparición de tensiones de segundo género bajo las condiciones de fatiga e impacto, analizando la cantidad de reflejos en la placa de rayos X de características nítida y difusa.

Como en el ensayo de fatiga no hay deformación macroplástica, pues en el mismo, las tensiones presentes son elásticas, no puede hablarse

de velocidad de deformación plástica sino que tiene sentido para nosotros el cálculo de la velocidad de aplicación de las tensiones o velocidad con que las tensiones desde cero alcanzan su valor máximo. Como trabajamos con frecuencia de 60 ciclos/seg y las tensiones alcanzan su valor máximo en 1/4 de ciclo, esto se produce en 1/240 seg. Así la velocidad viene dada por:

$$V = \frac{\Delta\sigma}{\Delta t} = 240 \cdot \frac{\text{kg/mm}^2}{\text{seg}} \quad (7)$$

En los ensayos de impacto la velocidad de deformación de la probeta puede ser calculada a partir de la velocidad con que se mueve el péndulo de relaciones sencillas de conservación de la energía. La velocidad con que se deforma la probeta está comprendida entre los valores  $V_0$  y  $V_f$ .

$$V_0 = \sqrt{2gh} \quad ; \quad V_f = \sqrt{V_0^2 - \frac{2A}{m}}$$

donde:

$h$  — altura desde donde cae el péndulo.

$A$  — energía absorbida para romper la probeta.

$m$  — masa del péndulo.

TABLA II

VELOCIDAD DE DEFORMACION ENSAYO DE IMPACTO			VELOCIDAD DE APLICACION DE LAS TENSIONES. ENSAYO DE FATIGA	
$A_K$ gm	$V_0$ m/seg	$V_f$ m/seg	$\sigma_{\text{kg/mm}^2}$	kg/mm <sup>2</sup> · seg
19	5.4	3.2	30	7200
12	5.4	4.2	50	12000
6	5.4	4.8	70	16800

Tabla II. Valores de la velocidad de deformación en el ensayo de impacto de acuerdo con el valor de la resiliencia y valores de la velocidad de aplicación de las tensiones en el ensayo de fatiga acorde con la carga aplicada.

En la Tabla II se muestran los resultados para tres valores de A y para tres cargas diferentes en el ensayo de fatiga.

## RESULTADOS Y DISCUSION

En la Fig. 2 se muestra la curva de fatiga en coordenadas semilogarítmicas (curva 2 de la figura). De manera que el límite de fatiga del acero No. 1 en este caso corresponde a 32 kg/mm<sup>2</sup>. El proceso de amenoramiento de la carga (parte inclinada de la curva 2) está precedido de la deformación plástica (curva 1). El período de tiempo correspondiente a la abscisa y que va desde el eje de ordenadas hasta la curva 1 recibe el nombre de período latente, es decir, que en este período no se observa el surgimiento de la deformación plástica en la muestra. La línea 1 corresponde a la aparición de las primeras líneas de deslizamiento sobre la superficie. Mientras menor es la tensión aplicada, tanto más demora el comienzo del proceso de formación de las primeras líneas de deslizamiento. En el intervalo de tiempo contenido entre las curvas 1 y 2 (Fig. 2) se desarrolla el proceso de la deformación plástica, aparecen nuevas fases martensíticas,

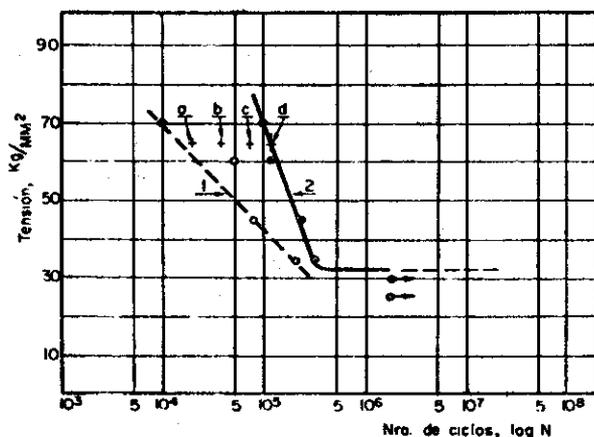


Fig. 2. Curva de fatiga en coordenadas semilogarítmicas para el acero No. 1. Curva 1— Comienzo de la deformación plástica. Curva 2— Rotura de la muestra.

Es interesante notar que la deformación plástica en las condiciones de fatiga pura, surge bajo la acción de la deformación elástica. Esto se puede imaginar si se tiene en cuenta que durante el ensayo de fatiga, la frecuencia y la velocidad de aplicación de la carga son grandes. En este caso el campo variable de la tensión conduce a un movimiento oscilatorio de dislocaciones. En caso de que la frecuencia propia de la oscilación de las dislocaciones esté próxima o coincida en fase con la frecuencia a que está sometida la muestra, surge el fenómeno de oscilación resonante de las dislocaciones, lo cual, a su vez, puede motivar el desplazamiento irreversible de ellas. Esto, constituye el acto elemental de la deformación plástica. En estas condiciones las dislocaciones pueden moverse desprendiéndose de las atmósferas de los átomos de mezcla a las que estaban unidas, y formando líneas de deslizamiento. En este último caso empiezan a actuar las fuentes de multiplicación de las dislocaciones.

Sin embargo, durante todo este proceso no ocurren variaciones macroscópicas de la estructura; es decir, la forma y las dimensiones de la muestra no varían también permanecen constantes las dimensiones de los granos. Las fases martensíticas  $\epsilon$  y  $\alpha$  que se formaron, son análogas, por su forma a la martensita que aparece por enfriamiento en estos tipos de aceros (Fig. 3). En la Fig. 3-a se muestra la etapa inicial de la deformación (que corresponde al punto "a" de la Fig. 2) y se observa la aparición de martensita dispuesta entre las líneas de deslizamiento en las Fig. 3-b, c d, (correspondientes a los puntos "b" y "c" en la Fig. 2) se observa el desarrollo del proceso de deslizamiento y aumento de la cantidad de martensita. En la Fig. 4, obtenida mediante empleo de luz polarizada se muestra la disposición mutua de las fases martensíticas  $\epsilon$  y  $\alpha$ .

En este caso la fase  $\epsilon$  aparece como líneas blancas o como conjunto de líneas blancas (Fig. 4-b, d), aunque su aspecto al observarse directamente a través del microscopio es brillante. En las Fig. 4-a, c obtenidas sin el empleo de luz polarizada la fase  $\epsilon$  aparece en forma de líneas de deslizamiento rectas y puede fácilmente confundirse con ellas. La martensita  $\alpha$  de un aspecto de formación oscura aparece igual bajo luz natural y la polarizada. La martensita  $\alpha$  se dispone entre las formaciones claras (brillantes) de la martensita  $\epsilon$ , por las fronteras de las maclas (Fig. 4-c, d) o en el interior del grano o macla.

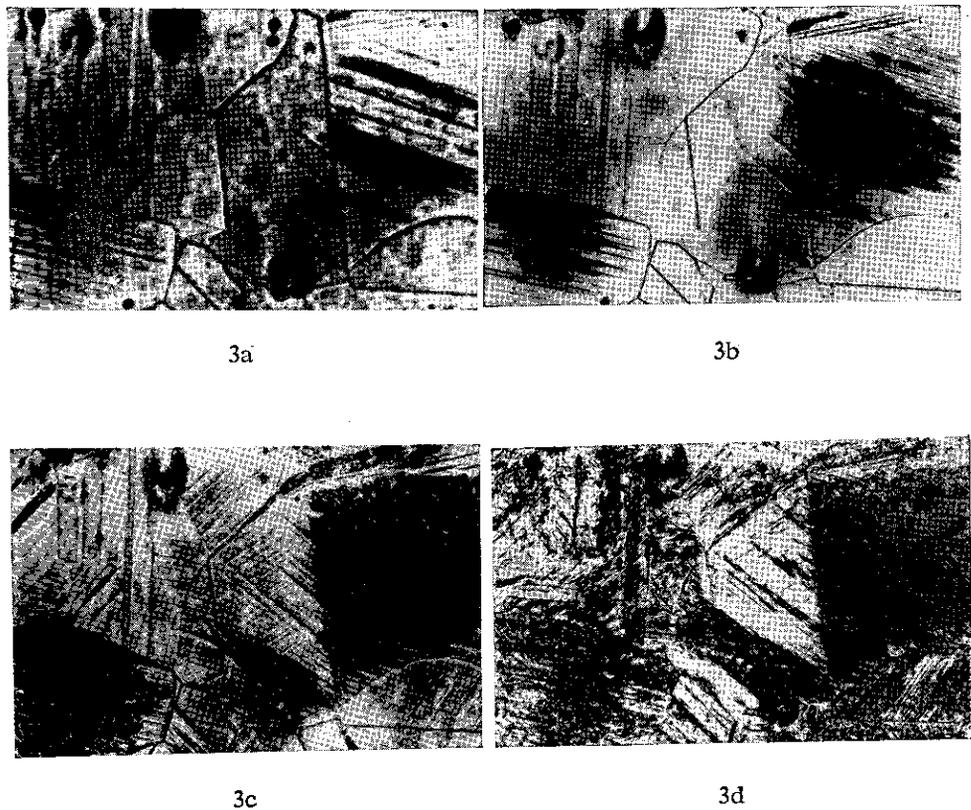


Fig. 3. Desarrollo de la deformación plástica y proceso de la transformación de fases bajo la fatiga para el acero No. 1. Los cuadros a, b, c y d corresponden por el número de ciclos y tensión aplicada a los puntos a, b, c y d de la fig. 2. Aumento 400.

Analizando la cinética del cambio de la transformación de fase en el ensayo de fatiga, es decir, analizando el desarrollo de las transformaciones de fases a medida que crece el número de ciclos es posible concluir que en un principio, se forman láminas de martensita  $\epsilon$ , a partir de la austenita  $\gamma$ , y luego, la martensita  $\epsilon$  se transforma en martensita  $\alpha$ . Todas las observaciones evidencian que tiene lugar la reacción:



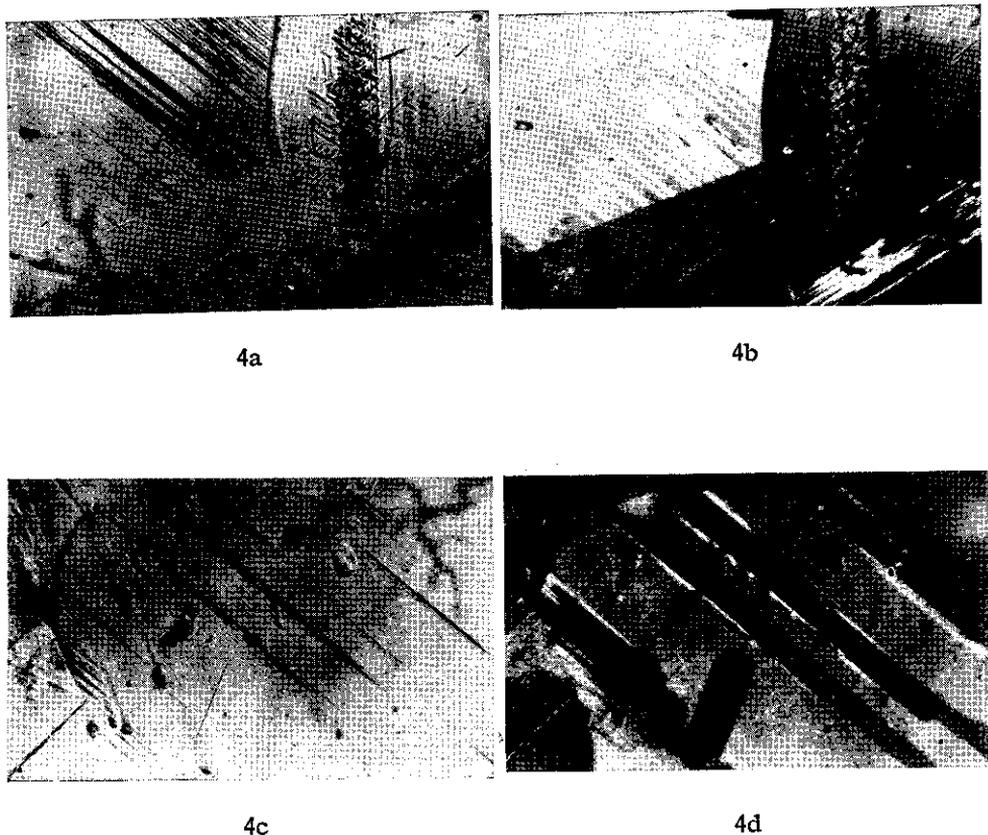


Fig. 4. Disposición mutua de las fases martensíticas  $\alpha$  y  $\epsilon$  que aparecen bajo la fatiga con tensión de 45 kg/mm<sup>2</sup>. Los cuadros a y c fueron obtenidos con luz natural; b y d— los mismos con el empleo de luz polarizada. Aumento 400.

Para el ensayo de impacto se estableció la distribución de la deformación plástica en las probetas para las primeras etapas de la deformación. Pudo observarse metalográficamente el cambio de estructura para cada grado de deformación y como resultado se obtuvo la aparición de la fase  $\epsilon$  previa a la aparición de la fase  $\alpha$  que sólo se observaba para las zonas de mayor deformación. Esto corrobora nuestra hipótesis sobre el mecanismo:  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ .

Está establecido, que la orientación de los granos con respecto a las tensiones que actúan explica la irregularidad de la distribución de las fases martensíticas en la muestra. En los granos o maclas convenientemente orientados aparece primeramente la martensita  $\alpha$ , al tiempo que en los granos o maclas vecinos se desarrolla el proceso de formación de martensita  $\epsilon$  (Fig. 5-a, b).

Cada ensayo de fatiga culmina con la formación y propagación de la grieta de fatiga. En la Fig. 5-c, d se muestra una grieta y junto a esta grieta principal (línea oscura que atraviesa la muestra) se observan grietas más pequeñas (mostrada por la flecha en la Fig. 5c). Estas grietas pequeñas se forman por lo general en la zona de aparición de la martensita  $\epsilon$  (compare las Fig. 5c y 5d). El hecho radica en que la transformación  $\gamma \rightarrow \epsilon$  ocurre con reducción del volumen específico del metal (la fase  $\epsilon$  es más densa que la fase  $\alpha$ ) aproximadamente en un 2%<sup>2</sup>, esto provoca la formación de grandes tensiones de dilatación en la zona de la transformación, tanto en la austenita, como en la martensita  $\epsilon$ .

De manera que es perfectamente natural, que las tensiones externas de dilatación, debidas a la carga aplicada, se suman a las tensiones internas debidas a la transformación  $\gamma \rightarrow \epsilon$  y conduzcan a la aparición de las grietas en la fase  $\epsilon$  que es la más frágil y no en la austenita.

Por consiguiente, en las primeras etapas del ensayo, la formación de martensitas  $\epsilon$  y  $\alpha$  puede contribuir al desarrollo de la deformación plástica del metal, a la vez que en la etapa de ruptura, estas fases pueden ser la causa del surgimiento de las grietas.

El ensayo de impacto también es un ensayo de tipo dinámico. El ensayo se realiza a distintas temperaturas con el fin de revelar el umbral de fragilidad del acero que se investiga. Así, cuanto menor es la temperatura a la cual se observa el descenso brusco de la resiliencia, tanto más segura se considera la aleación o metal.

En la Fig. 6 está representada la dependencia con la temperatura del parámetro de impacto  $a$  (resiliencia). Se ve que para el acero No. 1 casi no existe dependencia con la temperatura, aunque se tiene una tendencia débil hacia el aumento de la resiliencia con la disminución de la temperatura lo cual está condicionado por la intensificación de la transformación martensítica<sup>1</sup>. Para este acero los valores de la resiliencia se colocan por encima de la recta 1 (Fig. 6) para cualquier valor de la tem-

peratura. El hecho de que esta aleación fuera más rica en elementos austenitizadores que las otras y encontrarse laminada con estructura austenita 100% permitió que el mecanismo  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$  funcionara en forma óptima, con los resultados ya vistos.



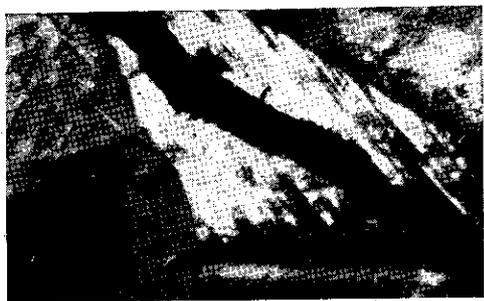
5a



5b



5c



5d

Fig. 5. Desarrollo de la deformación plástica y transformaciones de fases para el acero no. 1 durante la fatiga con tensión de 35 kg/mm<sup>2</sup>. a— después de  $2 \times 10^5$  ciclos, b— luego de  $3 \times 10^5$  ciclos, c y d— formación de la grieta y rotura después de  $4 \times 10^5$  ciclos. (Los cuadros a, b y d con luz polarizada y el cuadro c luz natural.) Aumento 400.

En la curva 2 (Fig. 6) se representa la tendencia de los valores de la resiliencia para el acero No. 2, la cual desciende motivado por la presencia de las fases  $\alpha$  (en un 35% aproximadamente) y la fase  $\delta$  (ferrita) en estado inicial. Esto también se observó para el acero no. 3 cuyos valores se representan en la curva 3 (Fig. 6).

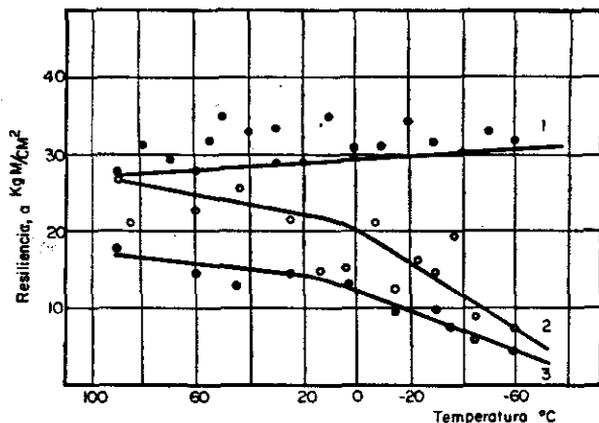


Fig. 6. Dependencia de la resiliencia con la temperatura para los aceros No. 1 (curva 1), No. 2 (curva 2) y No. 3 (curva 3).

De esta forma, si la formación de martensita en el proceso de deformación aumenta la resiliencia, la presencia de martensita  $\alpha$  y de ferrita  $\delta$  en estado inicial hace disminuir dicha propiedad, pues estas fases son relativamente más estables ante la deformación que la austenita  $\gamma$  y hacen frágil a la aleación, a la vez que es una parte de la estructura que no tiene la posibilidad de transformarse según  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$  y brindarnos los resultados anteriormente vistos para el acero No. 1. La presencia de la fase  $\alpha$  fragiliza el metal y a esto se debe la gran dispersión de valores que se observa en la curva 2 (Fig. 6).

En la Tabla III se muestran los datos comparativos sobre la cantidad de granos deformados en las muestras sometidas al efecto de la fatiga y al del impacto; la valoración se ha hecho según el principio de las manchas

(reflejos) nítidas y difusas en el roentgenograma. Los datos que se ofrecen son del acero No. 1 bajo fatiga y No. 2 y 3 para impacto. El acero no. 1 bajo impacto daba prácticamente el anillo de Debye continuo por la gran cantidad de manchas lo cual nos dice que prácticamente todos los granos en la zona se deformaban. Con la muestra fija y rotando la placa se obtuvo el doblete  $K \alpha_1 - \alpha_2$  perfectamente resuelto en el estado no deformado y el cual perdió dicha resolución al deformarse.

En correspondencia con que el ensayo de impacto provoca la flexión plástica de la muestra, la cantidad de granos deformados en este caso es mayor que la que se logra con el ensayo de fatiga.

TABLA III

Número del acero	Tipo de ensayo	Número total de manchas analizadas	% de manchas difusas en estado no deformado	% de manchas difusas en estado deformado
1	Fatiga	815	26.6%	46.9%
2	Impacto	62	0 %	70 %
3	Impacto	274	64 %	86.3%

Tabla III. Análisis comparativo del proceso de deformación de los granos por el método roentgenográfico para los tres tipos de aceros sometidos al ensayo de fatiga e impacto.

En el ensayo de impacto la dirección de la deformación es prácticamente fija y vendrá dada por el sentido en que se mueva el péndulo de la máquina. Esta direccionalidad conlleva a que en muchos casos la transformación sólo se lleve a cabo en los granos convenientemente orientados y en el resto no. Esto pudo observarse en la textura<sup>7</sup> que presentaban algunos roentgenogramas de probetas deformadas producto de que los granos de fase  $\gamma$  orientados convenientemente sufrían la transformación  $\gamma \rightarrow \epsilon$  y por ende dejaban de dar sus reflejos en la placa, mientras que el resto se mantenía, haciendo que los trazos (reflejos) formaron un círculo discontinuo.

El estudio de las características morfológicas de las fases martensíticas permite hacer las siguientes observaciones. En las zonas de la muestra de impacto deformadas plásticamente hasta el 10% se observa sólo martensita  $\epsilon$  y no se revela martensita  $\alpha$ . En la zona de compresión la cantidad de martensita  $\epsilon$  es algo mayor que en la zona de dilatación, lo cual está relacionado con una tendencia conveniente (con vistas a disminuir o relajar las tensiones en la zona de compresión) a transformarse en fases de volumen específico menor (como es el caso de la martensita  $\epsilon$  con factor de empaquetamiento de 0.74).

Se puede considerar que el proceso de formación de la martensita es similar bajo la tensión de fatiga y de impacto en las etapas iniciales.

### CONCLUSIONES

1. En el acero austenítico inestable de composición No. 1 sometido a fatiga e impacto se verifica la transformación martensítica según el esquema  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ .

La martensita  $\epsilon$  es intermedia y menos estable que la  $\alpha$  martensita.

2. Por su morfología las martensitas  $\epsilon$  y  $\alpha$  producto de la deformación son análogas a las que se forman en esos mismos aceros debido al enfriamiento (martensita térmica), lo que se demuestra por la ausencia de deformación macroplástica durante la fatiga en la muestra.
3. La presencia de la transformación  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$  en el acero No. 1 bajo ensayos de impacto conduce a una dependencia anómala con la temperatura de las propiedades de resiliencia, es decir la misma no decrece al disminuir la temperatura.
4. El análisis cuantitativo de los resultados obtenidos y de la literatura nos permite concluir que la transformación  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$  puede ocurrir simultáneamente como un mecanismo de deformación plástica así como un mecanismo de endurecimiento de los metales.

### REFERENCIAS

1. POTEJIN B. A., NAITO M. Y CODORNIÚ D. Influencia de las transformaciones de fases sobre las propiedades mecánicas del acero austenítico OX14AГ12M, *Revista CNIC, Ciencias Físicas*, 5, 2, 1974.

2. POTEJIN B.A. y BOGACHEV I.N. Relajación de las tensiones en el acero austenítico al cromo manganeso 30X10Г10, *F.Q.M.M.*, 18, 257, 1964.
3. BOGACHEV I.N. y MINTZ R.I. Elevación de la resistencia de las piezas de máquinas a la cavitación y erosión, 68-144, Construcción de máquinas, URSS, 1964.
4. BERNSHTEIN M.L. y ZAIMOVSKI V.A. Estructura y propiedades mecánicas de los metales, 70-157. Ed. Metalurgia, URSS, 1970.
5. VOLKOV N.A., WAISTEIN A.A. y POTEJIN B.A. Influencia del tipo del estado tenso del acero 30X10Г10 sobre la cinética  $\gamma \rightarrow \alpha$ ,  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$  de la transformación. *F.Q.M.M.*, 2, 73, 1970.
6. POTEJIN B.A., RUDAKOV A.A., KONDRATOV V.M. y MONOSHKOV H.A. Influencia de la estructura en la resistencia dinámica del acero X15H9. *F.Q.M.M.*, 5, 91, 1971.
7. GORELIK S.S., RASTORGUEV L.N. y SKAKOV V.A. Análisis roentgenográfico y electronográfico, 126-189, Ed. Metalúrgica, Moscú, 1970.