

EFFECTOS DE "WARM-PRESTRESSING" PARA UN ACERO A533-B1
EN LA ORIENTACION T-S

A. Martín Meizoso (*) y J. Gil Sevillano (**)

(*) E.S. Ingenieros Industriales, (Universidad de Navarra),
Urdaneta 7, 20006 San Sebastián.

(**) Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa (CEIT),
Barrio de Ibaeta s/n, 20009 San Sebastián.

RESUMEN

Este artículo discute los fenómenos involucrados en la fractura por descohesión de un acero A533-B1 tras un tratamiento de precarga en la zona dúctil (Warm Prestressing: WPS). Se emplea el modelo de Ritchie, Knott y Rice (R.K.R.) para la modelización de la fractura frágil y se obtienen previsiones para diferentes historias de carga. A la vista de los resultados, se discute el modelo presentado, concluyéndose que es el campo residual de tensiones el efecto preponderante con los niveles de cargas ensayados. Confirman esta conclusión los ensayos realizados con un tratamiento intermedio de relajación de tensiones. Por último se discute el efecto de la irradiación sobre el fenómeno WPS.

ABSTRACT

This paper deals with A533-B1 Warm Prestressing phenomena in a quantitative manner. The Ritchie, Knott and Rice's cleavage fracture model is used in order to foresee the effect of different loading histories and preloading levels. On the basis of the experimental results, it is concluded that the residual stresses are the main factor responsible for the usual WPS effects. This conclusion is also supported by tests with an intermediate stress release treatment, which show no significant toughness elevation. The role of irradiation on WPS effects is also discussed.

1. INTRODUCCION

Descripción fenomenológica del WPS

Cuando un sólido agrietado se precarga a una temperatura en la que presenta fractura dúctil sin llegar a romper, presenta luego una mayor resistencia a la fractura frágil (por descohesión).

Este mecanismo de aumento de la tenacidad se presenta únicamente para el mecanismo de fractura frágil. No se ha observado WPS en la zona dúctil [1]. Constituye, por tanto, una anomalía dentro de la fractura frágil del material original. Esta disparidad puede ser muy importante, llegando a obtenerse valores de tenacidad dobles e incluso triples de los originales [2]. Resulta evidente el interés tecnológico por profundizar en los mecanismos subyacentes a este aumento de la tenacidad.

2. MODIFICACIONES INTRODUCIDAS POR EL WPS

2.1. En cuanto a la Geometría del Sólido

- 1) La geometría del sólido sin fisura ("bulk") presenta una modificación mínima. Las condiciones de contorno, estado de tensión o deformación plana, forma, etc., permanecen invariantes.
- 2) Respecto a la geometría de la fisura:
 - a) La modificación de la longitud de la fisura (posible propagación) es mínima con los niveles habituales de WPS.
 - b) El radio de la punta de la fisura aumenta (enromamiento) . La diferencia es clara (éste es el tercer efecto Nichols [3]).
 - c) Puede ocurrir contacto entre los labios de la grieta (Crack closure).

2.2. En cuanto al Estado de Tensiones

- 1) Las tensiones remotas (condiciones de contorno) permanecen invariantes.
- 2) Tensiones residuales
 - a) En la punta de la grieta aparecen tensiones residuales compresivas (segundo efecto Nichols [3]).
 - b) En la estela de la grieta se generan tensiones debido al "crack closure"; parecen irrelevantes en cuanto a su magnitud y efecto posible. (Cuando se carga desaparece el contacto).

2.3 En cuanto al Material

El material, salvo en el entorno de la grieta, permanece invariable. Pero es ésta la zona determinante de su tenacidad.

Propiedades Plásticas - En cuanto el material se deforma plásticamente su

comportamiento futuro es función del ciclo previo de deformación. En una primera aproximación podemos señalar las siguientes características:

1. Igual módulo elástico (módulo de Young)
2. Un superior límite elástico ($\sigma_o \approx \sigma_1 + \sigma_2$)
3. El índice de endurecimiento (N) aumenta (*)
4. Una reducción del límite elástico a compresión (efecto Bauschinger).

Tenacidad del material - La fractura frágil para este tipo de aceros está controlada por una tensión crítica, σ_f , sobre una distancia característica [4,5], significativa microestructuralmente: x_c .

Se presume que ambos parámetros σ_f y x_c son parámetros característicos del material; por ende, función de su microestructura. Por tanto, no varían con la temperatura mientras no se den modificaciones microestructurales.

La única modificación microestructural, a las temperaturas de tratamiento WPS, son las debidas a la propia deformación plástica. Se tiene evidencia de que σ_f aumenta al hacerlo la deformación previa [6,7]. La variación de σ_f en función de la deformación admite para muchos materiales una representación del tipo $\exp(\bar{\epsilon}/2)$, compatible con la mera influencia de la deformación sobre la modificación geométrica del espaciado entre las barreras controlantes de la propagación: x_c .

Otro aspecto de la fractura frágil de la mayoría de los materiales tenaces, particularmente relevante en esta aplicación, es que la fractura frágil es inducida por deformación ("slip induced"). Esto es, sin una ulterior deformación plástica no es posible disparar el mecanismo de fractura [10,11].

Trataremos ahora de cuantificar cada uno de los aspectos reseñados como relevantes y concretaremos el material en estudio: acero A533-B1 muy empleado en la construcción de recipientes a presión y donde el efecto WPS es particularmente interesante.

3. EFEECTO DEL ENROMAMIENTO

En la Mecánica Lineal de la Fractura se supone habitualmente una grieta (teóricamente una discontinuidad infinitesimal) -grieta de Griffith- en el continuo. Cuando el sólido agrietado se carga, la punta de la grieta constituye una singularidad dentro de los campos de tensiones: la tensión en la punta es teóricamente infinita. Evidentemente, un material potencialmente dúctil fluye plásticamente en la zona próxima a la punta de la grieta, enromándola, alcanzando unos campos de tensiones soportables por el material.

El enromamiento de la punta depende del factor de intensidad de tensiones aplicado (que actúa en este caso como una condición de contorno) y de las propiedades elastoplásticas del material. La siguiente fórmula fue propuesta por McMeeking [12].

$$\delta = \frac{0,6 K^2}{\sigma_0 E} \left[\frac{2}{\sqrt{3}} (1+\nu) (1+N) \frac{\sigma_0}{NE} \right]^N$$

para un material con coeficiente de Poisson: $\nu = 0,3$, índice de endurecimiento: $N = 0,1$ y una relación límite elástico a módulo de Young: $\sigma_0/E = 0,0025$ queda como:

$$\delta = 0,436 \frac{K^2}{\sigma_0 E} = n^* \cdot \frac{K^2}{\sigma_0 E} = n^* \frac{J}{\sigma_0}$$

Se han propuesto muchas otras fórmulas; para las condiciones impuestas, se reducen a una formulación similar en la que varía la constante n^* [12-20].

Para el material seleccionado, el tratamiento más severo de WPS a temperatura ambiente ($K = 290 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) conduce a un enromamiento comprendido entre 0'21 y 0'63 mm, según el autor más optimista y pesimista de los citados. McMeeking, que será el empleado en adelante, predice: $\delta = 0'39 \text{ mm}$.

Los campos que se generan en la punta de una grieta enromada al ser cargada han sido calculados por Creager [21] para el régimen elástico lineal. Se observa que el enromamiento resulta beneficioso en cuanto disminuye las tensiones aplicadas a la punta de la grieta; siendo necesarias cargas mayores para alcanzar la tensión crítica de fractura frágil.

La figura 1 muestra la tensión normal al plano de fractura en función de la distancia al frente de la grieta.

- a) en el caso elástico lineal: grieta afilada (a puntos),
- b) a temperatura ambiente, con la máxima carga admisible ($R=0'00046$), (la diferencia es insignificante con la solución elástica, como prevén Dowling y Wilson /22/).
- c) a la temperatura habitual de ensayo 77 K: para el momento de fractura del material sin tratar ($R=0,009$),
- d) idem. para el máximo enromamiento posible ($R=0,328$).

Se observa, que salvo en el último caso, con un tratamiento muy severo, las soluciones prácticamente coinciden con la solución elástica.

La figura 2 muestra la tensión normal teniendo en cuenta la

plastificación en la punta de la grieta [21,22]. El caso lineal de la figura 1 se transforma en la figura 2 debido a la plastificación.

4. EFECTO DEL "CRACK CLOSURE"

Tras la precarga, al descargar se producen contactos entre los labios de la grieta [25] que transmiten parte de la descarga. Según los resultados de Newman [26] y McEvily [27], el factor de intensidad de tensiones necesario para volver a abrir completamente la grieta, K_{cl} , podemos estimarlo entorno a $21 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ para una precarga de $K_{\text{max}} = 83 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$

En la discusión volveremos sobre su efecto.

5. TENSIONES RESIDUALES EN LA PUNTA DE LA GRIETA

Al cargar, la zona próxima a la punta de la grieta entra en fluencia, sufriendo un alargamiento permanente. Al descargar, estas zonas deformadas plásticamente a tracción quedan sometidas a compresiones residuales.

Estas compresiones residuales suponen una carga adicional para alcanzar la tensión crítica de fractura. Además, localizada donde es más beneficiosa: en la punta de la grieta. La bibliografía parece unánime en asegurar que es éste -con precargas moderadas- el efecto más importante dentro del WPS [11,28-32].

5.1 Métodos de cálculo

La evaluación de las tensiones residuales se puede abordar mediante el empleo de la técnica de elementos finitos elasto-plásticos [28] con un mallado muy fino en el entorno de la punta de la grieta o elementos singulares.

Otra técnica de cálculo consiste en simplificar el problema considerando un sólido elasto-plástico perfecto (no endurecible). La deformación plástica asociada a las grietas agudas puede, en este caso, simularse utilizando la teoría del continuo para dislocaciones.

El mejor método conocido para simular una grieta y su zona plástica por este método es el de Bilby, Cottrell y Swinden (BCS) [33]. Empleando este método, Chell, Haigh y Vitek [2] demuestran que la distribución de tensiones en la punta de una grieta para un material elasto-plástico perfecto sometido a varias cargas y descargas (como es el caso del WPS) puede obtenerse por superposición de las apropiadas distribuciones de tensiones para cargas monotónicas (fig. 3). Estos resultados son consistentes con los obtenidos por Rice [34] para las distribuciones de tensiones en fatiga (donde también se realizan descargas).

Puesto que alguna simplificación es inevitable, y la dispersión experimental es considerable, la segunda vía de aproximación al problema es muy utilizada, por su extraordinaria sencillez [11, 31, 35].

La figura 4 muestra, a título de ejemplo, la evolución de las tensiones durante la descarga calculada por este método.

6.1 Secuencias de carga

Hasta el presente se ha supuesto siempre el ciclo más típico de WPS: Carga y descarga a la temperatura superior, enfriamiento y fractura a la temperatura inferior. Este ciclo se denomina LUCF por sus iniciales en inglés: Load, Unload, Cool, Fracture.

Otros ciclos de carga y temperatura [30] típicos del WPS son LCF (Load, Cool, Fracture) y LCUF (Load, Cool, Unload, Fracture).

Las figuras 5 y 6 muestran los resultados previstos para los diferentes ciclos en función de la temperatura.

6. ENSAYOS REALIZADOS

6.1. Muestras de ensayo

Se han realizado un total de 15 ensayos de WPS. Todos los ensayos se han realizado con probetas compactas de tracción del tipo empleado en los ensayos tipificados para la medida de la integral J (ASTM E-813), entalladas lateralmente en un 20% de la sección.

Al material de partida se le sometió a un tratamiento simulativo de una estabilización tras soldadura calentándolo durante 40 h a 610°C y enfriamiento dentro del horno.

6.2. Agrietamiento previo

El crecimiento por fatiga de la fisura previa se realizó en una máquina servohidráulica de ensayos dinámicos de 100 KN de capacidad Instron 1342, la misma en la que luego se ensayarán las probetas a fractura.

Todas las fisuraciones se realizaron a temperatura ambiente, con una onda sinusoidal de 30 Hz. La fisuración se realizó bajo control automático del factor de intensidad de tensiones (nominalmente, $\Delta K=14$ MPa \sqrt{m} para todas las fisuraciones).

6.3. Precarga en la zona dúctil

Todas las precargas se realizaron a temperatura ambiente y hasta un valor nominal del factor de intensidad de tensiones, K , de $83 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Este nivel de precarga corresponde aproximadamente al utilizado por Lois, Gray y Hawthorne en sus ensayos [36]

La precarga se realiza bajo control de carga, aplicándose 345 N/s ; una velocidad lenta de carga con el objeto de aumentar la precisión, pues la rampa se detiene manualmente. Este nivel de carga se mantuvo aplicado durante un tiempo mínimo de un minuto antes de proceder a la descarga.

6.4. Enfriamiento

Todos los ensayos de fractura se realizaron a 77K tras permanecer la probeta sumergida en nitrógeno líquido un tiempo mínimo de diez minutos.

Se empleó un sistema extensométrico de varillajes coaxiales con un LVDT montado en el extremo superior para la medida de los desplazamientos sobre la línea de carga.

Todos los enfriamientos se realizaron bajo control de carga (para evitar introducir cargas espúreas por contracciones impedidas), aplicando una tracción de 500N cuando el enfriamiento se realiza sin carga, o la correspondiente a $K=83 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ cuando el enfriamiento se realiza bajo carga.

6.5. Descarga

En aquellos ciclos que requieren descarga, ésta se realizó bajo control de carga, a la misma velocidad empleada durante la precarga. Al final de la descarga se mantiene una carga residual de $\approx 500\text{N}$. Este nivel de carga se mantuvo al menos un minuto antes de proceder a la fractura.

6.6. Fractura en la zona frágil

Todas las fracturas se realizaron a 77K (-196°C). La carga hasta fractura se realiza bajo control de carga, y a la misma velocidad de aplicación de la carga que la empleada durante la precarga y descarga.

Todas las fracturas fueron 100% descohesión (cleavage) y, por tanto, válidas para la medida de K_{Ic} directamente a través de la norma ASTM E399, o a través de la norma ASTM E813, pues en ningún caso se produjo iniciación estable de la propagación de la grieta.

Para cada uno de los ciclos de carga en estudio se realizaron tres ensayos. Para el ciclo de carga LUCF, a la vista de la dispersión de los resultados y de la importancia práctica de esta secuencia de cargas, se realizaron otros tres ensayos adicionales.

Se añadió un cuarto ciclo de cargas: precarga, descarga, relajación de tensiones, enfriamiento y fractura, que designaremos como SR (stress release), con objeto de verificar la hipótesis de que a los niveles de precarga ensayados, el efecto del campo residual de tensiones es el preponderante. El tratamiento de relajación de tensiones consistió en calentar las probetas a 410°C durante 4 h. en atmósfera de argón (para evitar la oxidación) y enfriamiento en el horno.

7. DISCUSION Y CONCLUSIONES

7.1 Efecto del Crack Closure

Podemos admitir, siguiendo el principio de superposición en régimen elasto-plástico perfecto, que su efecto quedaría borrado en cuanto el tamaño de la bola plástica en la carga a fractura incluya la debida al "crack closure" (estimada en $K_{c1} \approx 21 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}}$).

Si la descarga es en caliente (20°C = 293 K) -ciclos LUCF-, su efecto desaparecería cuando $K_3 > 41 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}}$. Puesto que K_3 se prevé para estos ciclos en torno a $53 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}}$, concluimos que el "crack closure" no juega un papel relevante.

Si la descarga es en frío (-196°C, 77 K) -ciclos LCUF-, bastará con que $K_3 > 21 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}}$, exigencia que se cumple incluso para el material sin tratamiento: $K_{Ic} (77 \text{ K}) \approx 32 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}}$.

Concluimos por tanto, que al menos para el material y ciclos en estudio, el "crack closure" difícilmente puede jugar un papel relevante en el fenómeno del WPS.

7.2 Mapa de WPS

La figura 6 muestra las predicciones de fractura en función de K_1 (a 293 K) y ensayos a 77 K. Chell [6] y Curry [31] sostienen que este mapa de fractura es relativamente insensible a modificaciones sobre el límite elástico. Nuestra experiencia es contraria: las curvas son sensibles al diferente comportamiento plástico. La figura 7 muestra el efecto del WPS sobre el mismo material con un aumento del 25% en el límite elástico (material irradiado), compárese con la figura 6 que corresponde a un material sin irradiación.

7.3. Modelo matemático

La figura 8 muestra los valores de tenacidad obtenidos experimentalmente, frente a los previstos. El acuerdo entre el modelo y los ensayos es francamente bueno, máxime teniendo en cuenta la crudeza de las hipótesis empleadas. Las diferencias no son significativas desde el punto de vista estadístico en ningún caso. De todas formas, los valores proporcionados por el modelo tienden a ser conservativos, particularmente en los ciclos con descarga. Este resultado confirma la escasa relevancia del "crack closure", pues su efecto sería el contrario al observado.

Los resultados obtenidos para las probetas con un tratamiento de relajación de tensiones tras la precarga, confirman que hasta el nivel de precarga estudiado, es el campo residual de tensiones en la punta de la grieta el que ejerce el efecto predominante en el fenómeno de WPS.

REFERENCIAS

- [1] Nakamura, H., Kobayashi, H., Kodaira, T. y Nakazawa, H., VI ICF, Cannes, 1981.
- [2] Chell, G.G., Haigh, J.R. y Vitek, V., Int.Journ. of Fracture, 1981.
- [3] Nichols, R.W., British Welding Journal, 1968.
- [4] Ritchie, R.O., Knott, J.F. y Rice, J.R., Phys. Solids, 1973.
- [5] Knott, J.F., J. Iron Steel Inst., 1966.
- [6] Beremin, F.M., Met. Trans. A, 1983.
- [7] Groom, J.D.G. y Knott, J.F., Metal Sci., 1975.
- [8] Gil Sevillano, J., Acta Met., 1986.
- [9] Evans, A.G., Met Trans. A, 1983.
- [10] Hahn, G.T., Met. Trans. A, 1984.
- [11] Chell, G.G. y Curry, D.A., Developments in Fracture Mechanics -2, Applied Science Publishers, London, 1981.
- [12] McMeeking, R.M., J. Mech.Phys.Solids, 1977.
- [13] Bates, R.C. y Clark, W.G., Trans. Am. Soc. Metals, 1969.
- [14] Brothers, A.J., Hill, M., Parker, M.T., Spitzig, W.A., Wiebe, W. y Wolff, U.E., ASTM-STP 493, 1971, tomado de [12].
- [15] Rice, J.R., Proc. 3th ICF, Munich, vol. II, 1973, tomado de [12].
- [16] Broek, D., Engng. Fracture Mech., 1974.
- [17] Parks, D.M., "Some Problems in Elastic-Plastic Finite Element Analysis of Cracks", Ph.D. Dissertation, Brown University, 1975, tomado de [12].
- [18] Tracey, D.M., "On the Fracture Mechanics Analysis of Elastic-Plastic Materials using the Finite Element Method", Ph.D. Dissertation, Brown University, 1973, tomado de [12].
- [19] Rice, J.R. y Sorensen, E.P., J.Mech.Phys.Solids, 1978.
- [20] Saka, M., Shoji, T., Takahashi, H. y ABE, H., J. Mech. Phys. Solids, 1982.
- [21] Creager, M. y Paris, P.C., Int. J. of Fracture, 1967.
- [22] Dowling, N.E. y Wilson, W.K., Eng. Fract.Mechanics., 1984.
- [23] Tracey, D.M., J.Eng.Mater.Technol., 1976.

- [24] Schwalbe, K.M., Discusión de [23], J. Eng. Mater. Technol., 1977.
- [25] Elber W., Engng. Fracture Mech., 1970.
- [26] Newman, J.C. Jr., ASTM-STP 748, 1981.
- [27] McEvily, A.C., Metal Science, 1977.
- [28] Beremin, F.M., VI ICF, Cannes, 1981.
- [29] Harrison, T.C. y Fearnehough, G.D., Journ. of Basic. Engineering, 1972.
- [30] Andrews, W.R., Journ. of Engineering for Industry, 1970.
- [31] Curry, D.A., Int. Journ. of Fracture, 1981.
- [32] Pineau, A., V ICF, Cannes, 1981.
- [33] Bilby, B.A., Cottrell, A.H. y Swinden, K., Proc. Roy. Soc., 1963, tomado de [11].
- [34] Rice, J.R., ASTM STP 415, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1967.
- [35] Curry, D.A., Int. Journ. of Fracture, 1983.
- [36] Loss, F.J., Gray, R.A.Jr., Hawthorne, J.R., Trans. ASME J. Press. Vessel Techn., 1979.

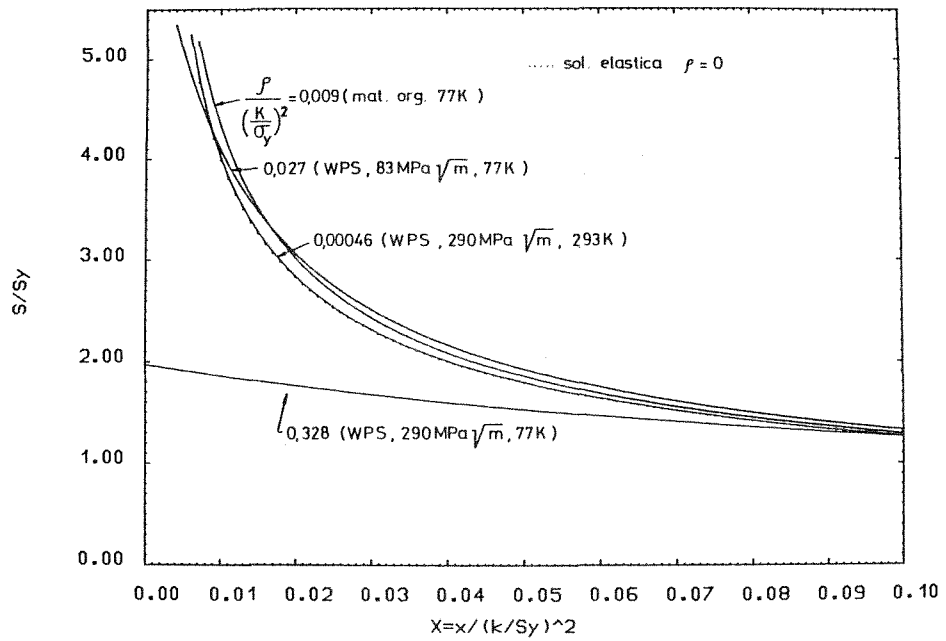


Fig. 1 - Diferentes campos de tensiones aplicables a un tratamiento de WPS.

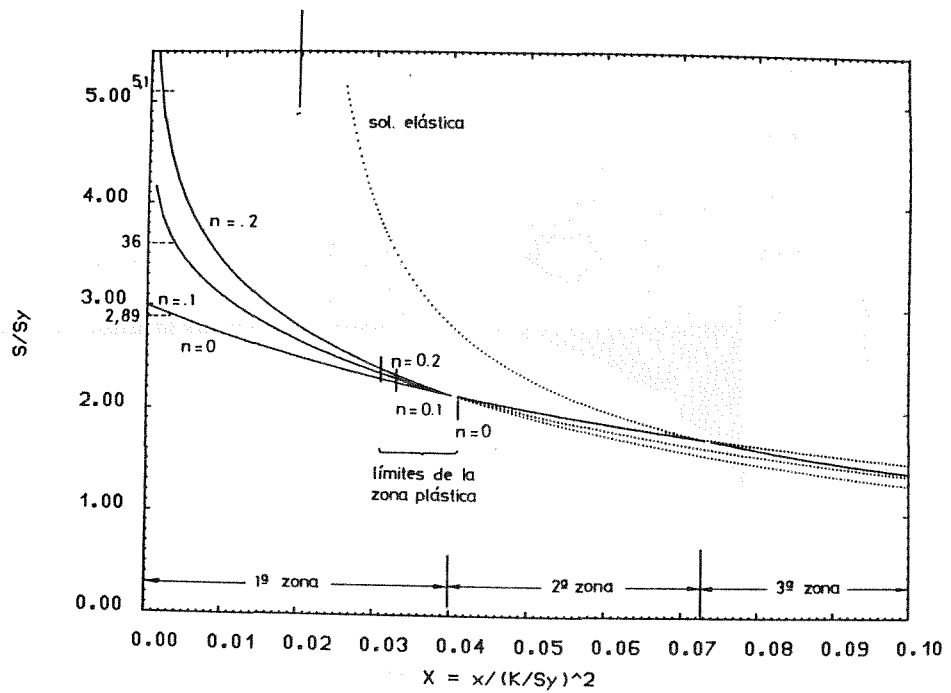


Fig. 2 - Campos de tensiones para una carga monótona.

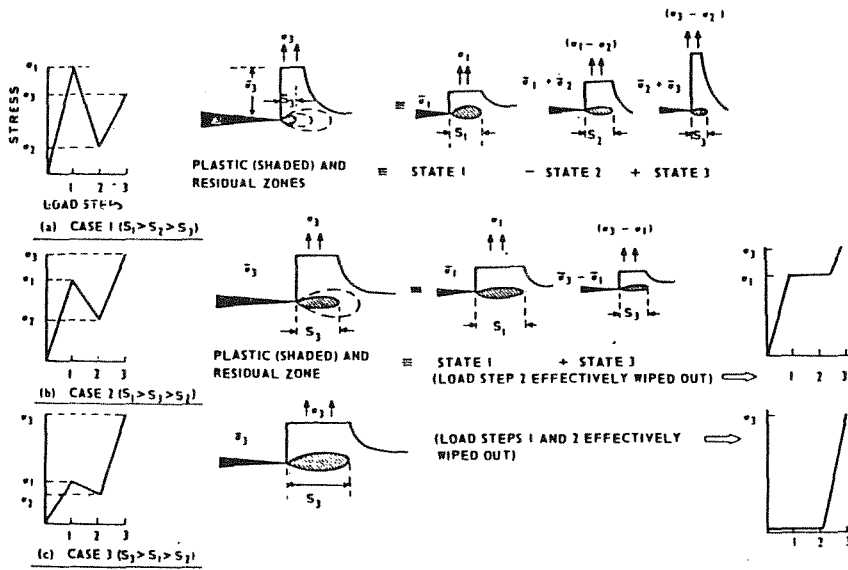


Fig. 3 - Esquema de la descomposición del WPS en cargas monótonas

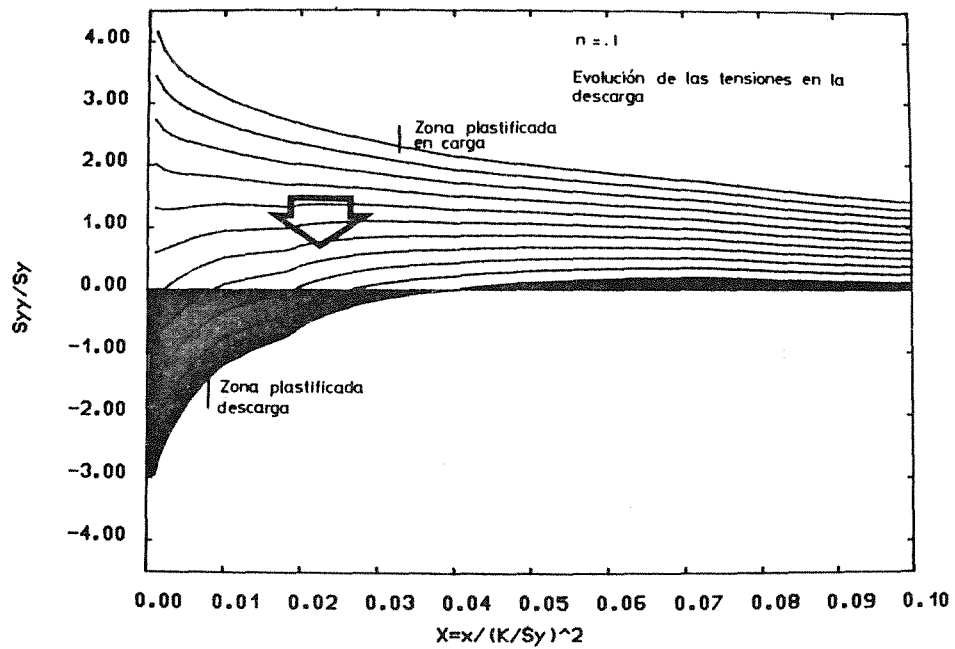


Fig. 4 - Evolución del campo de tensiones durante la descarga.

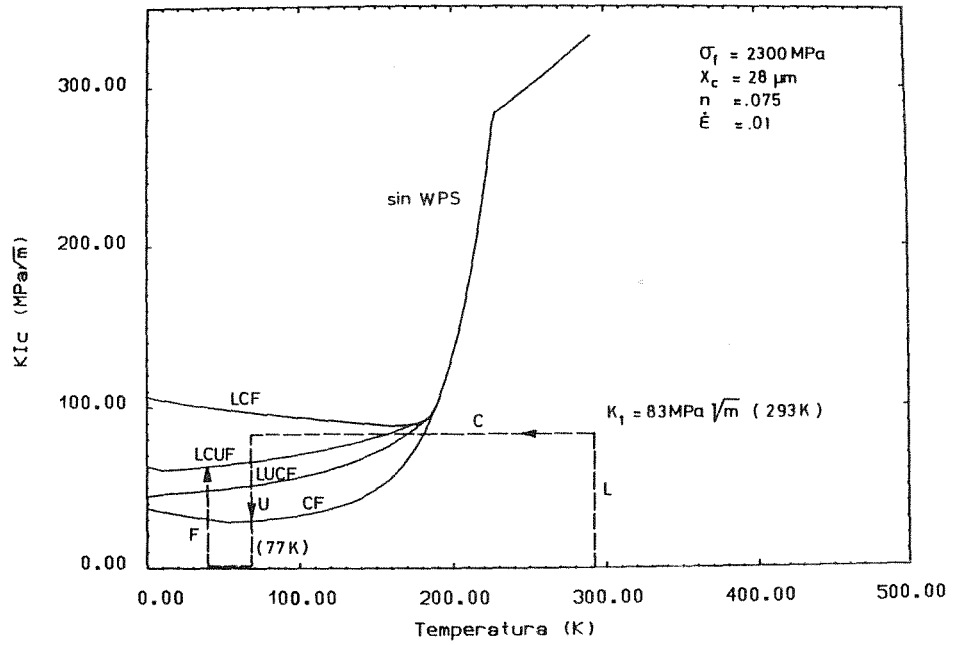


Fig. 5 - Predicciones de tenacidad en función de la temperatura.

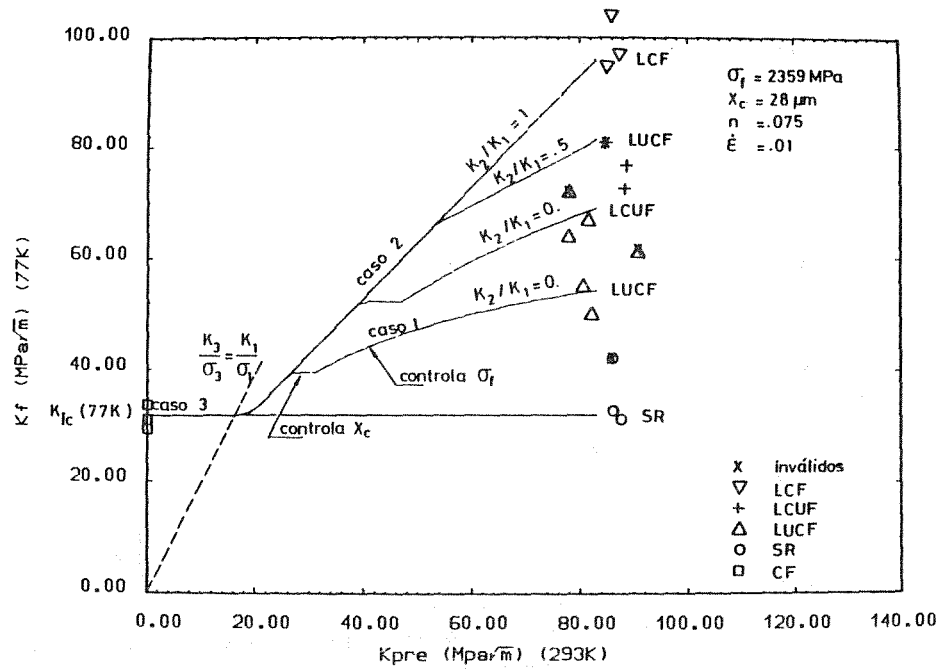


Fig. 6 - Predicción del mapa de WPS y resultados obtenidos.

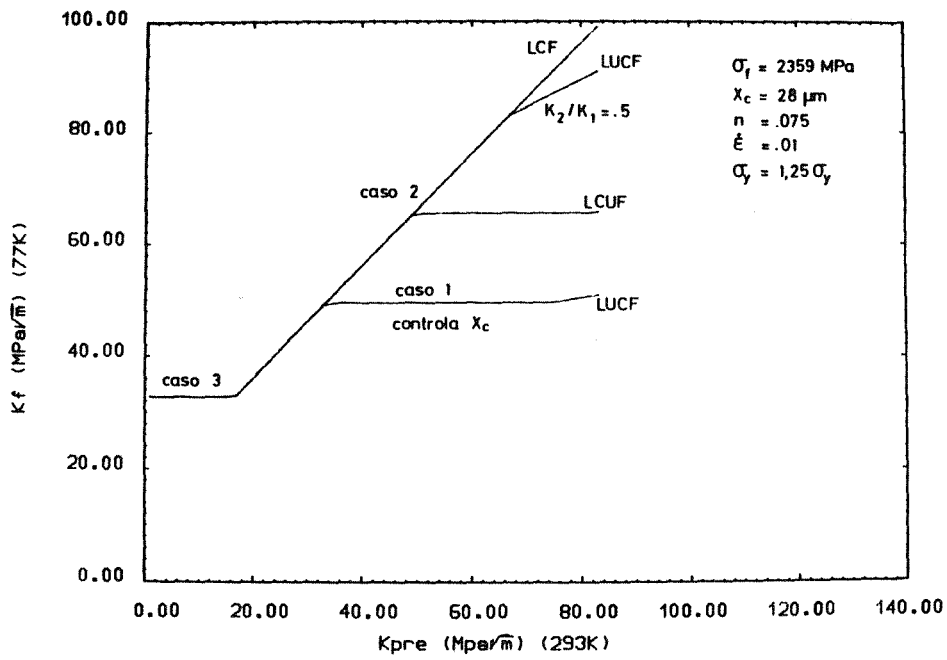


Fig. 7 - Previsión del efecto del WPS para el A533-B1 irradiado.

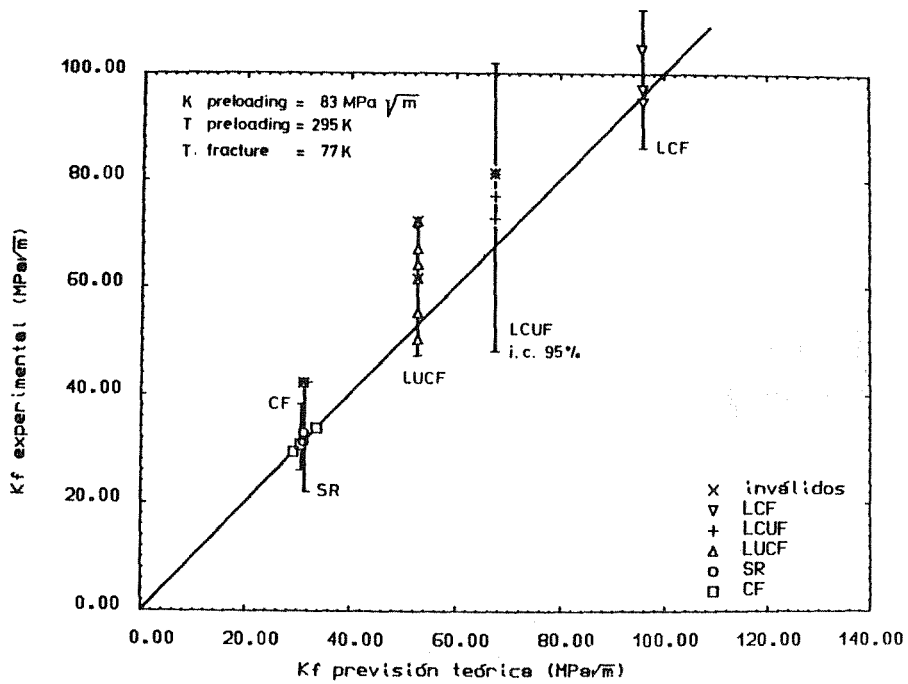


Fig. 8 - Valores de tenacidad previstos frente a experimentales.