

COMPORTAMIENTO A LA FRACTURA EN LA REGIÓN LÍMITE ENTRE LA TRANSICIÓN Y EL *UPPER SHELF* DE ACEROS FERRÍTICOS

Juan E. Perez Ipiña^a

^a*Grupo Mecánica de Fractura, Universidad Nacional del Comahue/CONICET, Buenos Aires 1400,
8300 Neuquén, Argentina, pipina@uncoma.edu.ar*

Palabras Clave: Aceros, Tenacidad a la fractura, Transición dúctil-frágil, *upper shelf*.

Resumen. Debido a la dispersión de resultados en los ensayos de tenacidad a la fractura de aceros ferríticos en la zona de transición dúctil-frágil, resulta difícil la determinación de un valor característico de tenacidad para estos aceros. A medida que aumenta la temperatura de ensayo, los mecanismos dúctiles se vuelven más activos y en algunos casos no se observa clivaje. En las cercanías del *upper shelf*, y contrariamente a lo que sucede cuando se presenta solo clivaje, a medida que la temperatura se incrementa se produce una disminución de la dispersión, siendo ésta dependiente del tamaño: se observa mayor dispersión para espesores grandes que para probetas pequeñas. También se observa que el comienzo del comportamiento dúctil se produce a menores temperaturas en probetas pequeñas, dando una temperatura de inicio del *upper shelf* dependiente del tamaño y entonces no característica del material. Se presenta un modelo que explica esta situación.

1 INTRODUCCIÓN

Los metales que tienen una estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo (bcc), los polímeros y los cerámicos, exhiben una transición en el modo de fractura: por clivaje en temperaturas bajas, por desgarramiento dúctil a mayores temperaturas, y mixto en la región de transición propiamente dicha (Figura 1). Este comportamiento, típico de los aceros estructurales, ha sido intensivamente estudiado por más de 50 años y debería parecer absurdo considerar que más trabajo y comprensión son necesarios. Ahora bien, la mayoría del trabajo hecho hasta hace unos treinta años ha sido de naturaleza empírica, involucrando ensayos de impacto, usando una variedad de diseños de probetas y esquemas de medición. La correlación entre el comportamiento de una probeta y la experiencia de fallas en servicio ha resultado en guías útiles para el control de la fractura (Pellini, 1973), pero sólo los desarrollos en mecánica de fractura elastoplástica han brindado una mejor herramienta para evaluar las diferentes variables involucradas en esta región de transición. (Landes y McCabe, 1982)

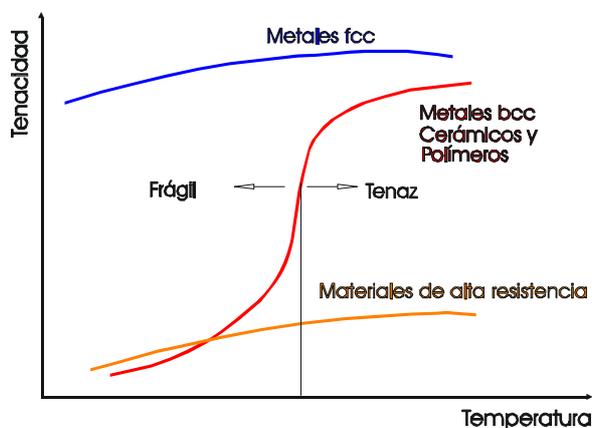


Figura 1

La caracterización y la predicción de la tenacidad a la fractura en la zona de transición dúctil frágil para aceros ferríticos es uno de los problemas más importantes que permanecen abiertos en mecánica de fractura. (Landes et al., 1993). Hay una gran necesidad tecnológica de cerrar este tema por cuanto al presente la tenacidad a la fractura de materiales de recipientes a presión está siendo establecida por correlaciones empíricas basadas en valores de límite inferior (*lower bound*) de ensayos K_{IC} o K_{Ia} , tanto para metal base como para material de soldadura correspondientes a una amplia cantidad de aceros empleados. Además de que la validez de la representatividad como *lower bound* ha sido repetidas veces puesta en duda a partir de nuevos datos generados, el mayor problema para una aplicación más precisa de mecánica de fractura ha sido que es impráctico obtener valores *lower bound* válidos de cada material individual, habiendo sido adoptada por necesidad una curva universal. El margen de error es importante, por lo que se emplean grandes coeficientes de seguridad para cubrir las incertidumbres.

En la transición, el ensayo de una probeta mostrará típicamente un registro carga-desplazamiento no lineal, debido a la plasticidad, y quizá algo de crecimiento estable de fisura, interrumpido abruptamente por la ocurrencia de una súbita falla por clivaje (Figura 2). El área bajo el registro carga-desplazamiento puede ser evaluado a través de J , denominándose J_C o J al clivaje. También puede obtenerse el parámetro CTOD.

Este fenómeno tiene directa relación con la elevación de la tensión de fluencia al disminuir la temperatura, logrando así que en las inmediaciones de la punta de la fisura se alcancen tensiones de tracción suficientes como para iniciar el proceso de fractura frágil (Figura 3). En

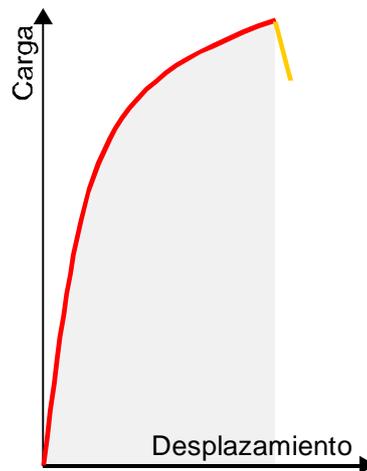


Figura 2

la zona superior será necesario un mayor endurecimiento por deformación plástica, que puede estar acompañado o no de crecimiento estable de fisura. Incluso, en algunos casos, puede no producirse la fractura frágil antes de alcanzarse la carga máxima.

Fractura por clivaje y fractura dúctil parecen ser fenómenos de alguna forma independientes, de tal manera que el clivaje puede ocurrir antes o después de J_{IC} , en algún punto de la curva de resistencia J-R. Paris et al. (1979) definen al clivaje como un fenómeno de inestabilidad local del material a escala microscópica, mientras que la inestabilidad dúctil estaría asociada con las condiciones globales del sistema, tales como *compliance* y geometría. En la Figura 4 se puede observar una interpretación algo más elaborada de las categorías de comportamiento de la tenacidad en la transición dada por Landes y McCabe (1982). En la figura 5 se muestran los diferentes parámetros de fractura empleados.

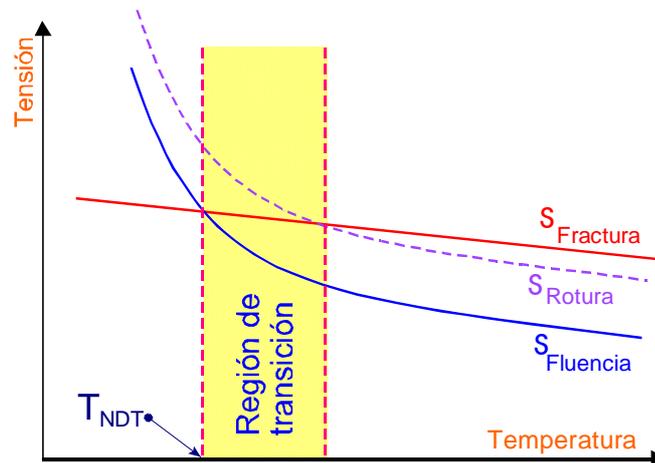


Figura 3

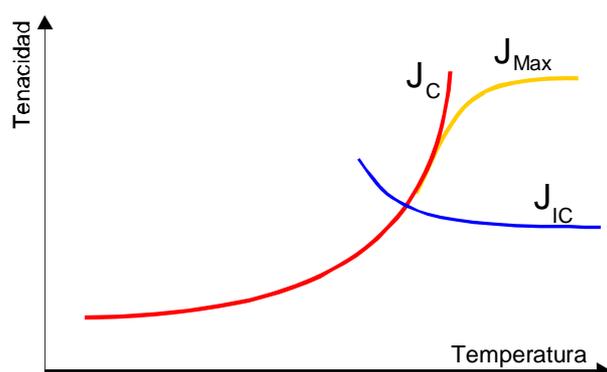


Figura 4

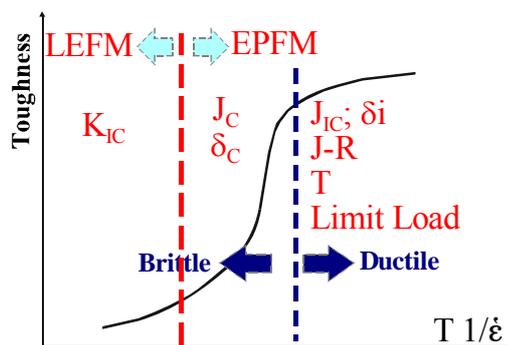


Figura 5

Además de esta variación de tenacidad con la temperatura, en la transición se dan también una muy importante dispersión en los valores de tenacidad y un efecto de tamaño, tal como se muestra en la Figura 6.

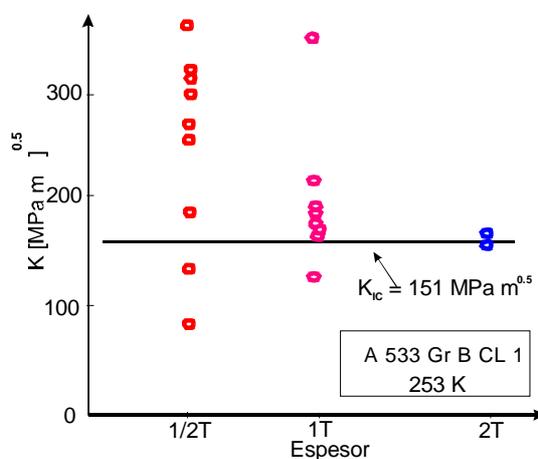


Figura 6

2 TEORÍA ESTADÍSTICA

La interpretación del fenómeno se hizo originariamente a través de la formulación de dos teorías. Una primera teoría explicaba el citado comportamiento en términos de un relativamente menor *constraint* de las probetas pequeñas, mostrando consecuentemente valores más altos de tenacidad (Dawes, 1979). Dicha teoría justificó el método de la British Standard Institution para los ensayos CTOD (BSI, 1979), donde se sugería que las condiciones de restricción a la deformación quedaban totalmente simuladas en la probeta con la utilización del mismo espesor que en servicio. De acuerdo con esta hipótesis, no se puede predecir la tenacidad de determinado tamaño mediante el ensayo de probetas más pequeñas.

La segunda teoría, introducida por Landes y Shaffer (1980), propone un modelo estadístico en base a la mayor dispersión que presentan los ensayos sobre espesores menores. Dicho modelo sugiere que pequeñas probetas permitirían caracterizar la tenacidad en grandes espesores. De acuerdo con estos autores, la tenacidad no es constante en el frente de fisura, y la inestabilidad no estaría gobernada por la tenacidad promedio, sino por el punto de valor mínimo. En una probeta grande habría una probabilidad mayor de encontrar puntos de baja tenacidad que en una pequeña, lo que traería aparejada una menor dispersión. Los extremos inferiores de las dispersiones coincidirían para los diferentes tamaños.

La dispersión y el efecto de tamaño en la tenacidad a la fractura son actualmente explicados por medio de la teoría de *weakest link*: se asume que regiones pequeñas de muy baja tenacidad, llamadas *weak links*, están distribuidas aleatoriamente en el material. La falla

ocurre si en uno de estos *weak links* se alcanza la tensión crítica. Las tensiones delante de la punta de la fisura tienen un pico característico que se ensancha y desplaza hacia el ligamento a medida que la carga crece. La carga para la fractura depende de la ubicación del *weak link* en el volumen delante de la prefisura por fatiga y de la tensión crítica del *weak link* involucrado. Puede ocurrir algo de deformación plástica o aun crecimiento estable de fisura antes de que tenga lugar el clivaje (Heerens et al., 1993).

Además de la gran dispersión, la teoría del *weakest link* también explica el efecto de tamaño de probeta como un incremento de la longitud del frente de fisura (por incremento del espesor de la probeta) que trae como consecuencia un incremento del volumen altamente tensionado que está delante de la punta de la fisura. Esto aumenta la probabilidad de encontrar un *weak link*, de tal manera que es esperable que un espesor grande presente una menor tenacidad que uno pequeño. En comparación con una fisura estacionaria, el crecimiento estable de fisura afecta el volumen de material altamente tensionado y deformado plásticamente delante de la punta y también puede influenciar el disparo del clivaje (Heerens et al., 1993).

Landes y Shaffer (1980) aplicaron la función distribución de Weibull de dos parámetros a los resultados de inestabilidad J_C provenientes de los ensayos con probetas chicas. La probabilidad de que J_C sea mayor que J está dada por:

$$[1 - F_1(J)] = e^{-\left(\frac{J}{c}\right)^b} \quad (1)$$

Para espesores N veces mayores:

$$[1 - F_N(J)] = e^{-\left(\frac{J}{c}\right)^b} \quad (2)$$

donde N es denominado factor de tamaño.

Entonces, habiendo determinado la distribución de Weibull con el cálculo de los parámetros c y b de la ecuación (1), usando los valores experimentales de ensayos de probetas pequeñas, por medio de la ecuación (2) y los valores c y b , podemos calcular la distribución estadística de resultados que nos darían los ensayos sobre probetas que tienen una relación de tamaño N . La aplicabilidad es clara: ensayando probetas pequeñas podemos conocer la tenacidad de tamaños mayores.

Lamentablemente con el modelo de dos parámetros de Weibull, el valor medio de inestabilidad J_C tiende a cero para tamaños extremadamente grandes. Landes and McCabe (1982) propusieron que existe un límite inferior de tenacidad J_C aun en el caso en que el tamaño de la probeta crezca indefinidamente. Este límite inferior puede ser tenido en cuenta a través del tercer parámetro de Weibull, J_0 .

De esta manera las ecuaciones (1) y (2) modifican a:

$$[1 - F_1(J)] = e^{-\left(\frac{J-J_0}{\theta-J_0}\right)^b} \quad (3)$$

$$[1 - F_N(J)] = e^{-N\left(\frac{J-J_0}{\theta-J_0}\right)^b} \quad (4)$$

donde: $\theta = J_0 + c$.

En la Figura 7 están representadas las derivadas de las ecuaciones (3) y (4) (funciones densidad de probabilidad), la primera con los parámetros obtenidos de resultados experimentales (Iwadate et al., 1983), y la segunda con la distribución calculada con los parámetros de la ecuación (3) para un espesor mayor ($N = 4$), donde puede apreciarse cómo disminuyen la dispersión y la media para probetas mayores, mientras que el valor umbral se mantiene.

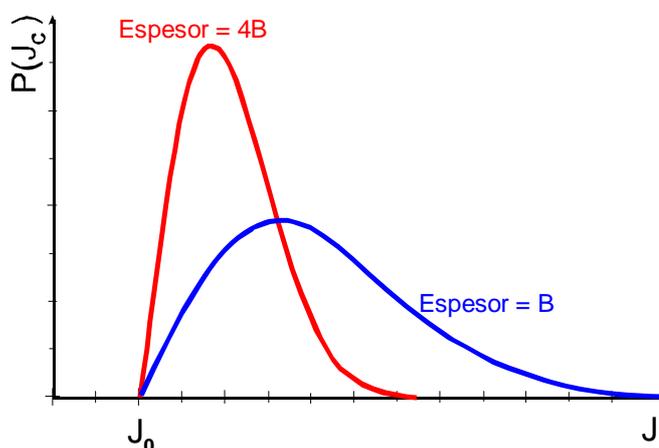


Figura 7

Posteriormente McCabe et al. (1993) propusieron usar una distribución de Weibull de tres parámetros, pero expresada en términos de K en lugar de J :

$$[1 - F_1(K_{J_c})] = e^{-\frac{K - K_0}{\theta - K_0} b} \quad (5)$$

Según Wallin (1984, 1985), parece ser que tanto la pendiente b como el umbral K_0 tienden a ser constantes, con valores 4 y 20 MPa.m^{1/2} respectivamente. Entonces sólo sería necesario determinar el factor de escala θ . McCabe et al (1993) entonces postularon que, para una dada temperatura, la cantidad de ensayos necesarios para tener una medida aceptable podría reducirse a sólo 6 probetas, frente a un número mucho mayor cuando hay que determinar los tres parámetros (Perez Ipiña et al., 1994; Zerbst et al., 1993).

La aparición de este modelo significó un gran avance en el tratamiento de la problemática, pero al cabo de poco tiempo se empezaron a plantear limitaciones en el mismo: efectos de crecimiento estable de fisura y pérdida de *constraint*, que se vuelven más importantes a medida que aumenta la temperatura de ensayo.

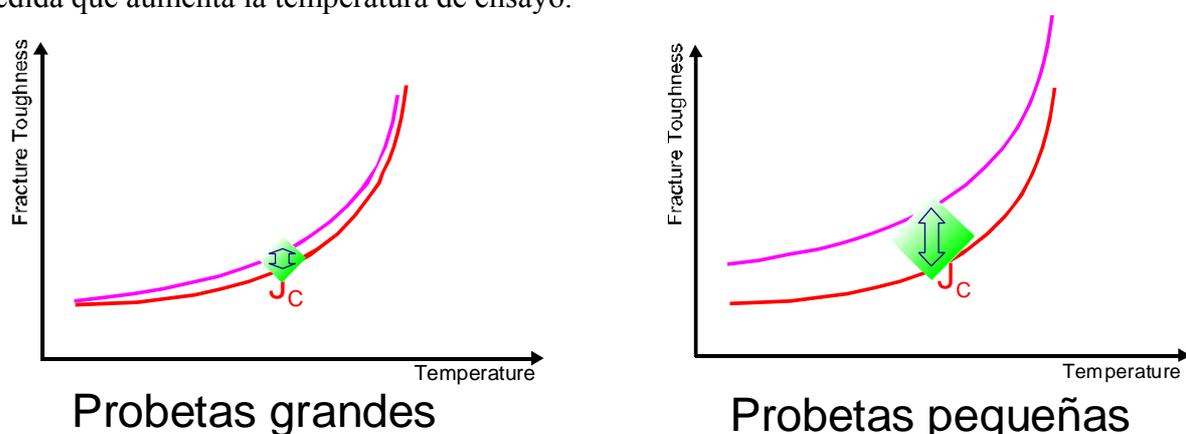


Figura 8

3 CARACTERIZACIÓN DE LA TENACIDAD EN EL *UPPER SHELF*

En el *upper shelf* cambia el mecanismo de crecimiento de fisura, se considera generalmente que no es posible el mecanismo de clivaje en esta región. La fisura crece en forma estable y, eventualmente, puede producirse una inestabilidad por mecanismo dúctil. La caracterización del crecimiento de fisura deja de ser posible mediante un único parámetro como ocurre en la transición y en el *lower shelf*. Se emplean las curvas de resistencia al crecimiento de fisura, con un valor, J_{IC} , que marca el comienzo del crecimiento estable (ASTM, 2005). El módulo de desgarramiento (*tearing modulus*, T), proporcional a la pendiente de la curva de resistencia es empleado para realizar análisis de inestabilidad por mecanismo dúctil (Paris et al., 1979).

Cuando se realiza el relevamiento de la curva de transición en términos de tenacidad a la fractura, es común suspender un ensayo cuando se supera la carga máxima sin que haya ocurrido clivaje. Cuando todos los ensayos realizados a una temperatura alcanzaron el *plateau* de carga máxima sin clivaje es común considerar que ya se alcanzó el *upper shelf*.

4 USO EN CÓDIGOS Y NORMAS

Tradicionalmente vienen siendo usadas las curvas de transición obtenidas a partir ensayos de impacto Charpy V. Para aplicaciones nucleares, el código ASME (1973) introdujo la llamada curva de tenacidad a la fractura de referencia, K_{IR} , en función de la temperatura, figura 9.

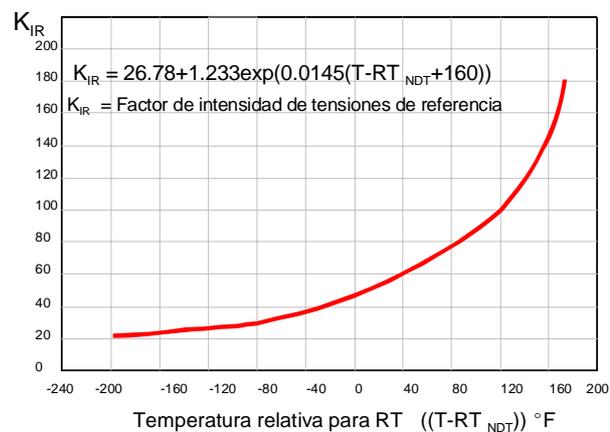


Figura 9

Wallin (1992) propuso también una curva universal de transición de K_{IC} en función de la temperatura, llamada *master curve*. La misma está basada en ensayos de probetas de espesor $B=1$ " (u obtenidos por alguna equivalencia de ensayos de probetas de otro tamaño). Este concepto es una continuación del empleado por ASME para obtener curvas *lower bound* para K_{IC} y K_{Ia} en recipientes a presión. La *master curve* aplicada a valores medios de K_{IC} se expresa como (Figura 10):

$$K_{Jc} = 30 + 70e^{0.019(T-T_o)} \quad (6)$$

con K en unidades de $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. T_0 es la temperatura de referencia para posicionar la curva sobre la abscisa. Es la temperatura donde el valor medio $K_{JIC} = 100 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. A diferencia de los usos anteriores de temperaturas de referencias, en este caso T_0 tiene base estrictamente en datos obtenidos con ensayos de mecánica de fractura, e incorpora la dispersión de la tenacidad en la transición dúctil frágil. Este método fue normalizado por ASTM en 1997 (ASTM, 1997) y posteriormente mejorado en varias oportunidades.

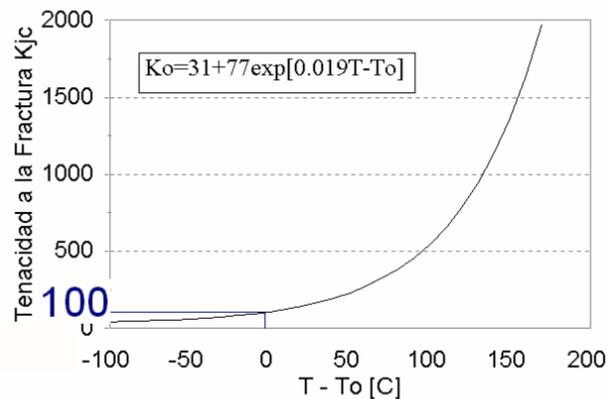


Figura 10

5 EL COMIENZO DEL *UPPER SHELF*

Cuando se busca el límite entre la transición y el *upper shelf*, el mismo puede ser considerado, al menos como una primera aproximación, como la intersección de una curva de clivaje con una de “mecanismo dúctil” (figura 11). Debido a la dispersión de resultados, Ericksonkirk y Ericksonkirk (2006) propusieron la intersección entre la curva de K_{Jmed} dada por ASTM (*Master Curve*) con la curva de variación de J_{IC} como el límite entre la región de transición y el *upper shelf*. Esta alternativa da como resultado una temperatura bien definida como límite entre fractura frágil y comportamiento dúctil.

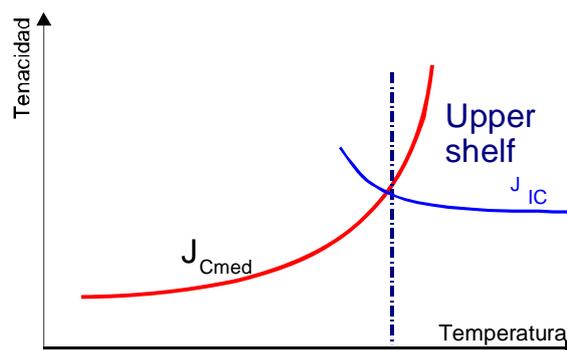


Figura 11

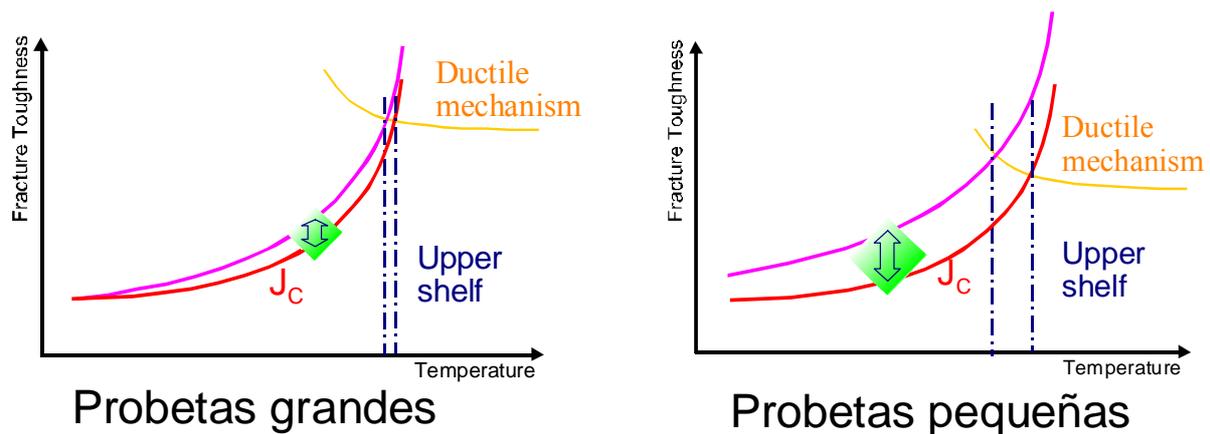


Figura 12

La dispersión en la tenacidad por clivaje, que depende del tamaño, es tomada en consideración en la figura 12. En ella se observa una subregión donde conviven resultados de clivaje y de no clivaje donde la dispersión por clivaje está limitada por la ocurrencia del mecanismo dúctil, que impide alcanzar suficiente *driving force* para disparar los valores más altos de la banda de dispersión del clivaje. Nótese que aquí la dispersión disminuye a medida que la temperatura se incrementa. También se observa en la figura que la mencionada subregión donde ambos mecanismos coexisten se ensancha hacia temperaturas menores a medida que el tamaño disminuye.

Como ya fue mencionado, no hay una caracterización de un solo parámetro (*single-parameter characterization*) en el *upper shelf*, como lo requeriría una única curva de *upper shelf*. Entonces no es solo la curva de iniciación de crecimiento estable de fisura quien define el comportamiento a fractura en esta región; deben ser consideradas las curvas R y la inestabilidad por desgarramiento dúctil. De todas maneras, desde un punto de vista de la práctica de laboratorio, los ensayos sin clivaje son finalizados cuando la carga comienza a disminuir y corrientemente se considera que el *upper shelf* ha comenzado cuando todos los ensayos realizados alcanzaron esta condición, Figura 13.

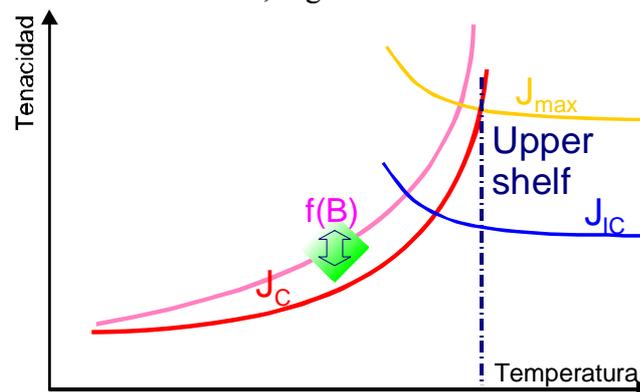


Figura 13

Perez Ipiña et al. (1994) propusieron la existencia de subregiones en la curva de transición, de acuerdo a la coexistencia de diferentes mecanismos actuantes a la misma temperatura, figura 14.

- I: Todas las probetas fracturan por clivaje sin nada de crecimiento estable de fisura.
- II: Algunas probetas fracturan por clivaje sin nada de crecimiento estable de fisura, mientras otras fracturan después de cierta cantidad de crecimiento estable de fisura.
- III: No se presenta clivaje antes de crecimiento estable de fisura. Todas las probetas fracturan por clivaje después de alguna cantidad de crecimiento estable de fisura.

IV: Algunas probetas fracturan después de una cierta cantidad de crecimiento estable de fisura, mientras que otras alcanzan la carga máxima y no presentan inestabilidad.

Para mayores temperaturas no ocurre clivaje y entonces se considera que el comportamiento ya corresponde al *upper shelf*.

Dependiendo de la diferencia entre J_{IC} y J_{max} , la intersección de J_{max} con la curva de límite superior de dispersión de clivaje puede ocurrir a mayores o menores temperaturas que la intersección de las curvas de J_{IC} con la de umbral de clivaje.

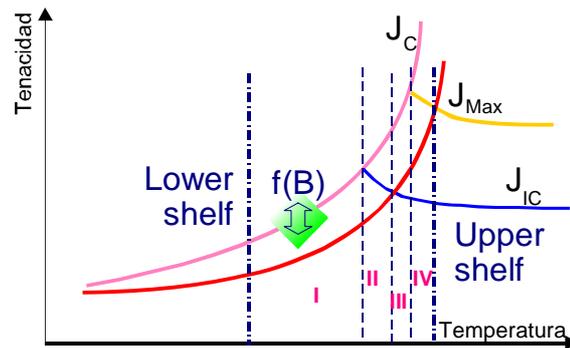


Figura 14

Por otro lado, la tenacidad a la fractura de carga máxima es dependiente del tamaño; probetas pequeñas presentan el *plateau* de P_{max} muy cerca del comienzo del crecimiento estable de fisura, mientras que probetas grandes requieren más crecimiento estable de fisura para alcanzar dicho *plateau*, dando entonces mayores valores de J_{max} que las probetas pequeñas.

Las intersecciones con las curvas de clivaje -la curva superior de clivaje es también dependiente del tamaño- ocurren entonces a diferentes temperaturas, Figuras 15 y 16. La Región IV se ensancha y se desplaza hacia temperaturas más altas a medida que el tamaño se incrementa, haciendo que el comienzo del *upper shelf* sea también dependiente del tamaño de la probeta o estructura.

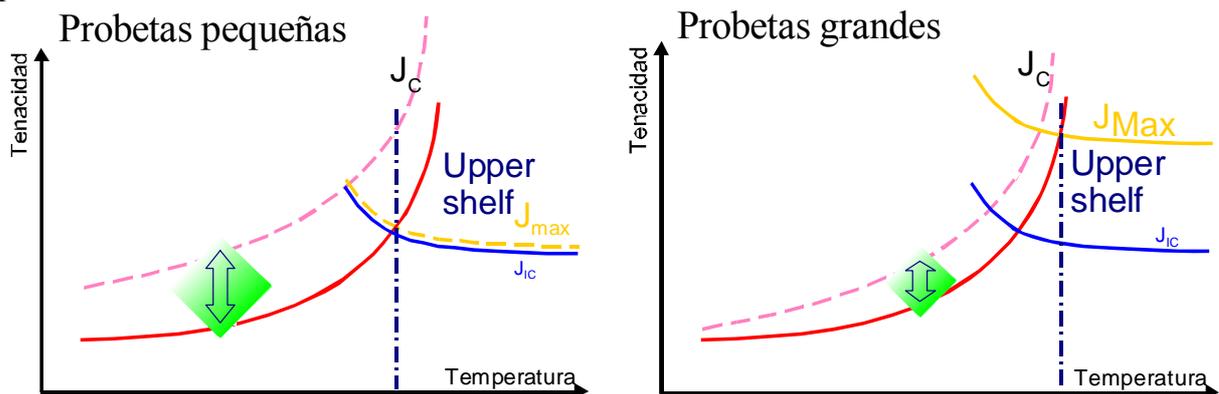


Figura 15

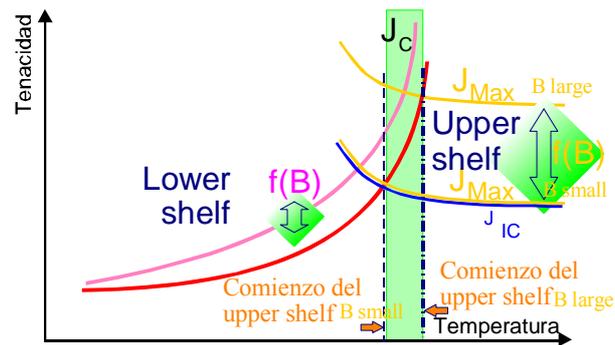


Figura 16

En la Figura 17 se han presentado los resultados obtenidos recientemente en el *Round Robin* realizado por ESIS (Heerens y Hellman, 2002). El material usado en este programa cooperativo fue un acero de recipiente de presión templado y revenido DIN 22NiMoCr37, ensayado usando cuatro tamaños de probetas C(T) (espesores de 12.5 mm, 25 mm, 50 mm y 100 mm, identificadas como 1/2T, 1T, 2T y 4T respectivamente), a ocho temperaturas diferentes, principalmente en la zona de transición dúctil-frágil. El parámetro medido fue la integral J, calculada de acuerdo al procedimiento ESIS P2-92. Dispusieron en total de 24 juegos de datos individuales con la mayoría de ellos constando de al menos 30 probetas.

En los gráficos de la figura se pueden verificar varios de los aspectos enunciados: para temperaturas 0°C y 20°C la dispersión para $B=12.5\text{mm}$ es baja y se presentaron muy pocos ensayos con clivaje, mientras que ella es mayor para tamaños más grandes, con un porcentaje mayor de ensayos con clivaje. Los valores de tenacidad a carga máxima presentan poca dispersión para un dado tamaño y una dada temperatura, pero aumentan -a la misma temperatura- cuando se incrementa el tamaño. Las distintas subregiones comienzan a temperaturas menores y ocupan bandas más anchas de temperaturas para tamaños menores. Por último, probetas pequeñas muestran el comienzo del *upper shelf* a temperaturas menores que probetas más grandes.

Desde un punto de vista ingenieril sería deseable ser capaz de determinar el comienzo del *upper shelf* por medio de ensayos de laboratorio, de manera tal que materiales y condiciones operativa por encima de la transición pudieren ser completamente establecidas. Es imperativo que este comienzo del *upper shelf* obtenido en laboratorio sea el mismo que el de la estructura real. En cambio, y como ya lo estableció Wallin (2002), la iniciación de la fractura es posible a valores muy altos de K_{Jc} - y a altas temperaturas. No puede definirse ningún valor absoluto de temperatura de comienzo del *upper shelf*. La transición de dúctil a frágil no es una propiedad verdadera del material. Siempre está relacionada con el tamaño de la estructura.

Es necesario continuar investigando esta región, especialmente el efecto de ensayos no válidos y también como predecir y/o prevenir la fractura por clivaje en grandes estructuras ensayando en laboratorio probetas relativamente pequeñas.

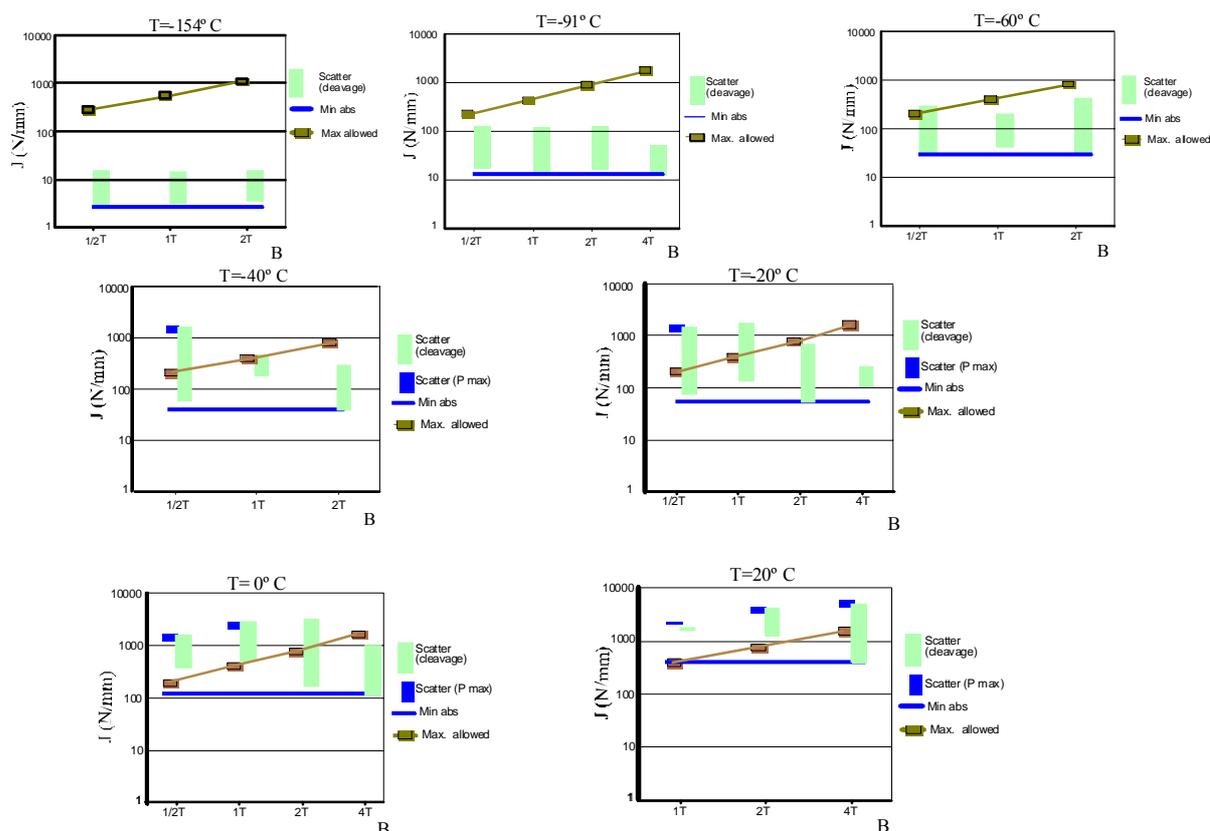


Figura 14

6 CONCLUSIONES

1. Se presentó un análisis del comportamiento a la fractura de aceros ferríticos alrededor del límite entre la transición dúctil frágil y el *upper shelf*.
2. Resultados experimentales muestran apartamientos respecto a lo que predice el modelo *weakest link*.
3. La dispersión disminuye cuando la temperatura se incrementa y también cuando el tamaño de las probetas disminuye como consecuencia de que muchas probetas alcanzaron el *plateau* de carga máxima.
4. No hay un límite independiente del tamaño entre clivaje y *upper shelf*.
5. Se expuso una interpretación del límite entre la región de transición y el *upper shelf*, confirmándose que este límite es dependiente del tamaño.
6. Es necesario continuar investigando esta región, el efecto de resultados no válidos y también como predecir y/o prevenir la fractura por clivaje en estructuras grandes a partir de ensayos de laboratorio de probetas relativamente pequeñas.

REFERENCIAS

- ASME Boiler and Pressure Code, Sections XI and III, 1973.
- ASTM E 1921:97, Standard test method for determination of reference temperature, T_0 , for ferritic steels in the transition range". *ASTM Annual Book of Standards, Vol. 03.01, 1997*.
- ASTM E 1820-05, Standard test method for measurement of fracture toughness". *Annual Book of ASTM Standards, Vol 03.01, 2005*.
- BS 5762: 1979, Methods for Crack Opening Displacement (COD) Testing. *British Standard Institution, 1979*.

- Dawes M.G., *Developments in Fracture Mechanics I*. Appld. Science Publishers Ltd. London, pp 20-24, 1979.
- Ericksonkirk, M., Ericksonkirk, M., *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 29, 672–684, 2006.
- Heerens J., Zerbst U., Schwalbe K.-H., Strategy for characterizing fracture toughness in the ductile to brittle transition regime. *Fatigue & Fracture Engng Mat & Struct*. 16(11):1213-1230, 1993.
- Heerens, J. y Hellmann, D., *Engng Fracture Mech.*, 69:4 (2002), 421-449.
- Iwadate T., Tanaka y., Ono S. and Watanase J., An analysis of elastic-plastic fracture toughness behavior for J_{IC} measurement in the transition region". *ASTM STP 803*: II- 531, II- 561, 1983.
- Landes J.D. and Shaffer D. H., Statistical characterization of fracture in the transition region. *ASTM STP 700* :368- 382, 1980.
- Landes J.D. and McCabe D. E., The effect of section size on the transition temperature behaviour of structural steels". *Scientific paper 82-ID7-Metal-p2*. Westinghouse R.D. Center, 1982.
- Landes J. D., Heerens J., Schwalbe K. -H., Petrovski B., Size, thickness and geometry effects on transition fracture. *Fatigue & Fracture Engng Mat & Struct*. 16(11):1135-1146, 1993.
- McCabe D. E., Zerbst U., Heerens J., Developmente of test practice requirements for a standard method on fracture toughness testing in the transition range". *Documento GKSS 93/E/81*, GKSS-Forschungszentrum Geesthacht GMBH, 1993.
- Paris P. C., Tada H., Zahoor A. and Ernst H., The theory of instability of the tearing mode of elastic-plastic crack growth. *ASTM-STP 668*: 5 36, 1979.
- Pellini W. S., Design options for selection of fracture control procedures in the modernization of Codes, Rules and Standards. *Proceedings of US-Japan Symposium on Application of Pressure Components Codes*, Tokyo, 1973.
- Perez Ipiña J. E., Centurion S. M. C., Asta E. P., Minimum number of specimens to characterize fracture toughness in the ductile-to-brittle transition region. *Engng. Fracture Mechanics* 47(3):457-463, 1994.
- Wallin K., The scatter in K_{IC} results. *Engng Fracture Mechanics* 19(6):1085-1093, 1984.
- Wallin K., The size effect in K_{IC} results". *Engng., Fracture Mechanics* 22(1):149-163, 1985.
- Wallin K., Recommendations for application of fracture toughness data for structural integrity analysis. *Proc. CSN/IAEA Specialists Meeting*. Oak ridge, Tenn., 1992.
- Wallin, K., *Engng Fracture Mech.*, 69:4, 451-481, 2002.
- Zerbst U., Heerens J., Schwalbe K.-H., Estimation of lower bound fracture resistance of pressure vessel steel in the transition regime". *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct*. 16(11):1147-1160, 1993.