

TRANSICIÓN DÚCTIL FRÁGIL DE ACEROS FERRÍTICOS. ALGUNOS ASPECTOS TODAVÍA ABIERTOS

Juan E. Perez Ipiña
Grupo Mecánica de Fractura / Laboratorio de Propiedades Mecánicas.
Universidad Nacional del Comahue - CONICET

RESUMEN

La transición dúctil frágil de aceros ferríticos es un tema que, a pesar de haber sido extensivamente estudiado durante varias décadas, presenta aspectos muy importantes que no son completamente conocidos. La transición se debe a una competencia entre mecanismos dúctil y frágil, y mecánica de fractura ha mostrado ser la herramienta idónea para su tratamiento.

Se describe la evolución del enfoque ingenieril de la transición hasta la Master Curve, propuesta por K. Wallin, adoptada por ASTM en 1997 y modificada en 2002. ASTM E1921.

Se analizan los problemas aun bajo investigación como dispersión de resultados y efectos de tamaño y constraint.

También se discuten alternativas en el tratamiento de la dispersión por medio de estadística de Weibull de 3 parámetros: 3P-W en J distinta de 3P-W en K, determinación de umbral y tamaño mínimo de muestra.

Se muestran resultados de un round robin realizado recientemente por la European Structural Integrity Society (ESIS) donde se ponen de manifiesto los aspectos mencionados.

ABSTRACT

Although the brittle to ductile transition has been extensively studied during several decades, very important aspects are not fully understood. This transition in the fracture mode can be related to the competition between ductile and brittle mechanisms, and fracture mechanics has proved to be the appropriate tool to be employed.

The evolution of the engineering approach applied to the transition up to the adoption by ASTM of the Master Curve proposed by K. Wallin, ASTM E1921, is discussed.

Aspects still under research, as scatter in results, size and constraint effects, are described.

Alternatives to scatter treatment by means of 3-parameter Weibull statistics are discussed: 3P-W in terms of J different to 3P-W in terms of K, threshold evaluation and minimum number of specimens.

Results obtained from a round robin performed by the European Structural Integrity Society (ESIS) are discussed, pointing out some of the topics mentioned.

INTRODUCCIÓN

Los metales que tienen una estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo (bcc) exhiben una transición en el modo de fractura: por clivaje a 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, y que también presentan otras familias de materiales como polímeros y cerámicos, 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 como Charpy V y *Drop Weight*.

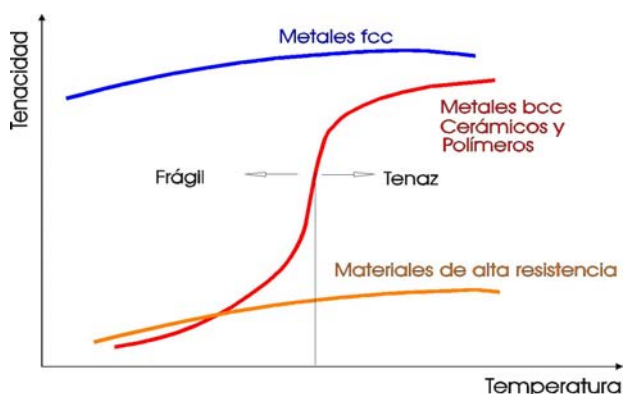


Figura 1. La transición dúctil frágil para distintos materiales

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 [1], 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. [2]

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 [3]. Hay una gran necesidad tecnológica de cerrar este tema por cuanto la tenacidad a la fractura de materiales de recipientes a presión está

siendo establecida muchas veces por una curva universal basada en correlaciones empíricas de valores de límite inferior (*lower bound*) de ensayos correspondientes a una muy amplia cantidad de aceros empleados en su determinación.

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

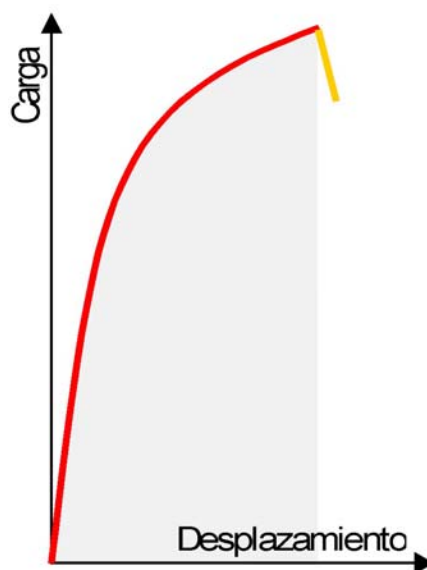


Figura 2. Registro típico de ensayo de fractura en transición.

Este fenómeno de transición tiene directa relación con la elevación de la tensión de fluencia al disminuir la temperatura que presentan los materiales que la sufren (Figura3). A bajas temperaturas ($T < T_{NDT}$), con altas tensiones de fluencia, en las inmediaciones de la punta de la fisura se alcanzan tensiones de tracción suficientes como para iniciar el proceso de fractura frágil. En cambio, para temperaturas altas, no se logran tensiones suficientemente altas como para que se dispare el fenómeno de clivaje y se está en la región de comportamiento dúctil

o *upper shelf*. En la transición propiamente dicha se requiere una deformación plástica significativa en la punta de la fisura, que será mayor en la zona superior de la transición, con menor tensión de fluencia que en la inferior. Aquí será necesario un mayor endurecimiento por deformación plástica, que puede estar acompañado o no de crecimiento estable de fisura.

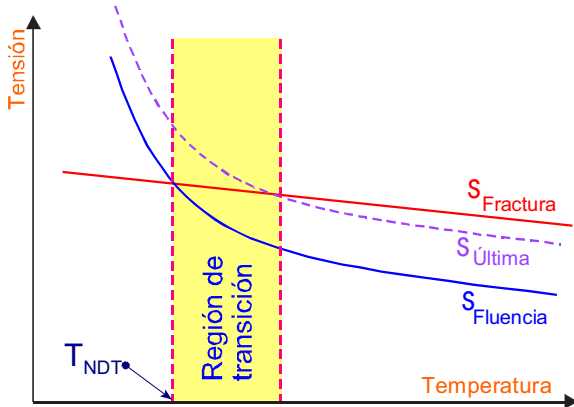


Figura 3. Competencia entre mecanismos dúctil y frágil en la transición.

Fractura por clivaje y crecimiento dúctil de fisura parecen ser fenómenos independientes, de tal manera que el clivaje puede ocurrir antes o después del inicio del crecimiento estable de fisura, J_{IC} ; en algún punto de la curva de resistencia J-R. Paris *et al.* [4] 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 rigidez y geometría. En la Figura 4 se muestra una interpretación más elaborada de la transición dada por Landes y McCabe, incluyendo los diferentes mecanismos involucrados: clivaje (línea roja siempre creciente) y comienzo de crecimiento dúctil de fisura (línea azul decreciente con la temperatura); la línea naranja corresponde a haberse alcanzado la carga máxima en un ensayo, J_{max} , condición que generalmente implica la finalización del mismo.[2]

La Figura 5 muestra las regiones de validez de mecánica de fractura lineal elástica (LEFM), mecánica de fractura elastoplástica (EPFM) y las de comportamiento frágil y dúctil, en función de la temperatura; se aprecia que

la transición debe ser evaluada con parámetros de fractura frágil elastoplásticos.

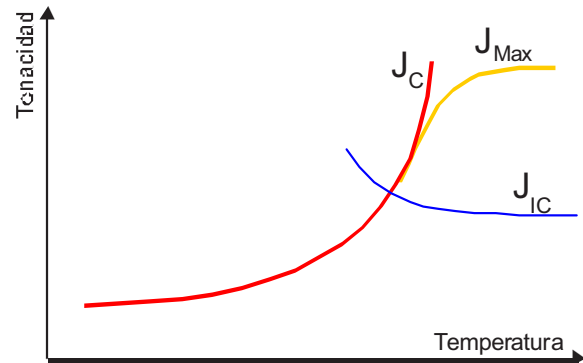


Figura 4. Curva de transición expresada en términos de parámetros de fractura

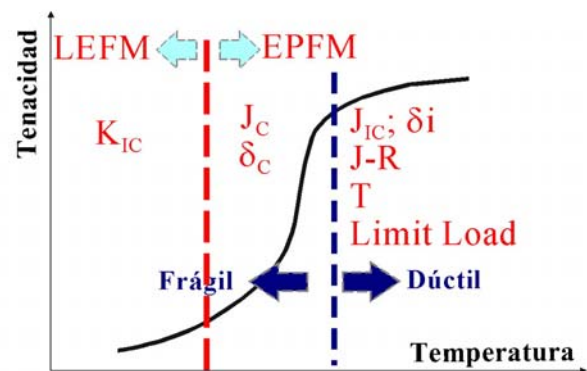


Figura 5. Regiones de validez de mecánica de fractura y cambio de comportamiento.

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 [5].

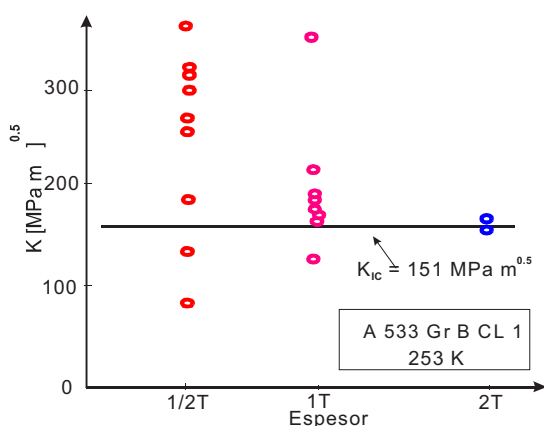


Figura 6. Dispersión de resultados para varios espesores.

TEORÍA ESTADÍSTICA

Landes y Shaffer [5], propusieron un modelo estadístico en base a la mayor dispersión que presentan los ensayos sobre espesores menores respecto de tamaños grandes. 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 y el modelo sugiere que pequeñas probetas permitirían caracterizar la tenacidad en grandes espesores.

La dispersión y el efecto de tamaño en la tenacidad a la fractura son actualmente explicados por medio de la teoría del eslabón más débil o *weakest link*: se asume que regiones pequeñas de baja tenacidad, llamadas *weak links*, están distribuidas aleatoriamente en el material. La falla ocurre si en uno de estos *weak links* se alcanzan la condición 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 fisura 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.[6, 7]

Además de la gran dispersión, la teoría del *weakest link* también explica el efecto de tamaño 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 en promedio 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.[7]

La Figura 7 [6] da una interpretación gráfica a lo expuesto en el párrafo anterior. En ella se muestra que hay una curva inferior (roja) de tenacidad por clivaje que es característica del material y una superior (rosa) que marca el límite superior de la dispersión y que depende además del tamaño. A mayores tamaños, disminuirá la dispersión y esta curva se acercará a la roja. A temperaturas bajas, *lower shelf*, le corresponde la caracterización por K_{Ic} . En la primer parte de la transición, región I, siempre se presentará fractura frágil con deformación plástica y sin presencia de crecimiento estable de fisura previo. A partir de una cierta temperatura algunas probetas fallarán por clivaje solo después de haber superado el valor de inicio de crecimiento estable de fisura (curva azul de J_{Ic}), región II de la figura. En la región III todas las probetas fracturarán por clivaje, pero luego de cierto crecimiento estable de fisura; mientras que en la región IV algunas probetas fallarán por clivaje después de crecimiento estable y otras no fallarán. Para temperaturas mayores no se llegará a la condición de fractura frágil y ya no pertenece a la región de transición, correspondiendo al *upper shelf* o región de comportamiento dúctil de la figura 5.

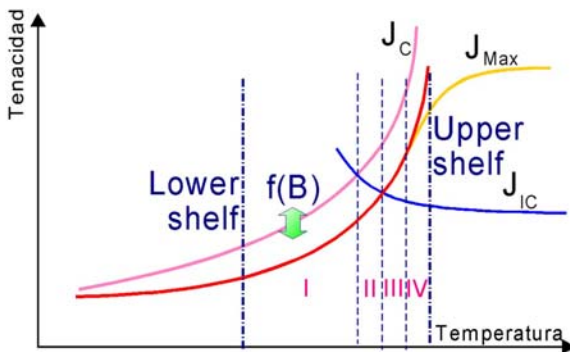


Figura 7. Reinterpretación de la curva de transición.

Landes y Shaffer [5] aplicaron una función distribución de Weibull de dos parámetros a los resultados de inestabilidad J_C provenientes de los ensayos. Como el valor medio de inestabilidad J_C tiende a cero para tamaños grandes, Landes y McCabe [2] propusieron que el límite inferior o umbral de tenacidad puede ser tenido en cuenta por medio de una distribución de Weibull de tres parámetros, 3P-W, ecuación 1.

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

donde: J_C : tenacidad crítica

J_0 : tenacidad umbral (tercer parámetro de Weibull)

θ : Factor de escala

b : pendiente de Weibull

En la Figura 8 está representada la derivada de esta ecuación (función densidad de probabilidad), curva azul. También se incluyó en línea roja la densidad de probabilidad correspondiente al mismo material, pero para un tamaño N veces mayor, $N=4$ [8]. En la figura puede apreciarse cómo disminuyen la dispersión y la media para probetas mayores, mientras que el valor umbral se mantiene.

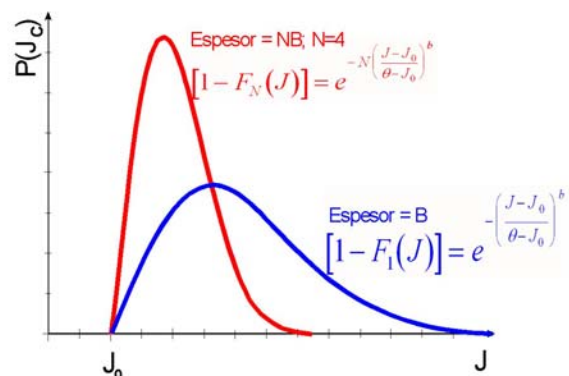


Figura 8. Densidad de probabilidad de 3P-W

Entonces, habiendo determinado la distribución de Weibull con el cálculo de sus parámetros de la ecuación (1) a partir de los valores experimentales de ensayos de probetas pequeñas, 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 estructuras mayores.

Recientemente McCabe *et al.* [8] propusieron usar una distribución de Weibull de tres parámetros, pero expresada en términos de K_{JC} en lugar de J_C :

$$[1 - f(K_{JC})] = e^{-\left(\frac{K_{JC} - K_0}{\theta_K - K_0}\right)^{b_K}} \quad (2)$$

donde:

$K_{JC} = (J_C * E / (1 - \nu^2))^{0.5}$: Valor de tenacidad crítica en términos de K , calculado a partir de un ensayo J_C .

K_0 : Valor umbral expresado en K .

θ_K : Factor de escala

b_K : Pendiente de Weibull.

Según Wallin [9, 10], parece ser que tanto la pendiente b como el umbral K_0 tienden a ser constantes, con valores 4 y 20 $\text{MPa.m}^{1/2}$ respectivamente. Entonces sólo sería necesario determinar el factor de escala θ_K . McCabe [8] entonces postuló 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. [6, 11]

ESTIMACIÓN DE LA CURVA DE TRANSICIÓN

La forma tradicional de obtener la curva de transición es mediante ensayos Charpy con entalla en V, realizando varios ensayos por temperatura. Los inconvenientes mayores de esta metodología consisten en que no da valores cuantitativos para evaluar peligrosidad de defectos y no permite hacer análisis de vida residual de componentes, además de cuestiones de tamaño pequeño y presencia de entallas mecánicas en lugar de fisuras. [12]

En los años 70', y para aplicaciones nucleares, ASME introdujo la llamada curva de referencia, figura 9, que relaciona valores de tenacidad a la fractura con la diferencia entre la temperatura de interés y la temperatura de comienzo de la transición dúctil frágil, T_{NDT} [13]. Esta curva fue obtenida como valor *lower bound* de una gran cantidad de ensayos estáticos (K_{IC}), dinámicos y de arresto (K_{Ia} y K_{ID}) sobre materiales de uso en recipientes de presión. Para poder usarla se precisa solamente obtener el valor de T_{NDT} , lo que se consigue mediante ensayos *Drop Weight* [14]. Además del hecho que los materiales han evolucionado en lo referente a sus propiedades mecánicas, los valores de tenacidad obtenidos durante este desarrollo pueden ser discutibles por cuanto en esa época no eran bien conocidos varios aspectos de la mecánica de fractura, especialmente relacionados con el comportamiento elastoplástico, las limitaciones, los efectos de las cargas de impacto y del arresto de fisuras.

Mucho más recientemente, Wallin [15] propuso también una curva universal de transición de K_{JC} 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. La *master curve* aplicada a valores medios de K_{JC} se expresa como (Figura 10):

$$K_{JC} = 30 + 70e^{0.019(T-T_0)} \quad (3)$$

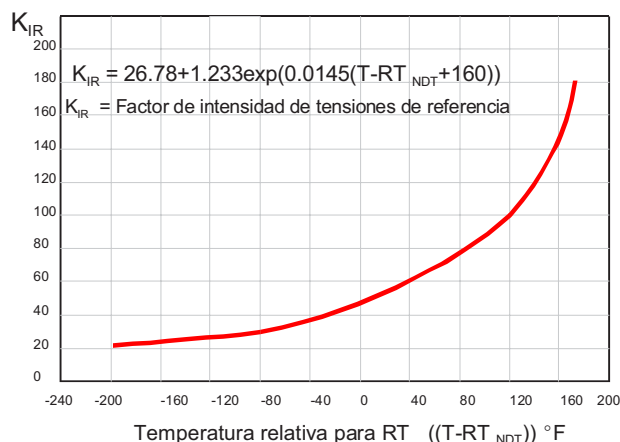


Figura 9. Curva de K_{IR} del Código ASME.

T_0 es la temperatura de referencia para posicionar la curva sobre la abscisa. Es la temperatura donde el valor medio $K_{JC} = 100 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. La diferencia mayor con la curva ASME es que en este caso hay una curva de tenacidad a la fractura media en función de la temperatura, mientras que en ASME la tenacidad que se obtiene corresponde a un valor *lower bound*.

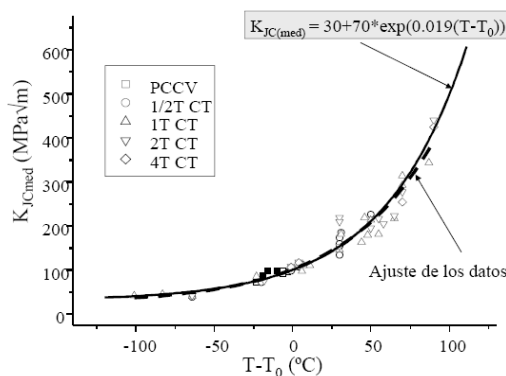


Figura 10. Master Curve de Wallin.

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.

MÉTODOS DE ENSAYO NORMALIZADOS

Debido a que es difícil atribuir un significado apropiado a los resultados de los ensayos en esta región, no ha habido hasta hace pocos años demasiados intentos de normalizar un procedimiento de medición del

parámetro J_C . [5] La *British Standard Institution*, al normalizar el ensayo CTOD [16], lo hizo aplicable tanto al *upper shelf* como a la zona de transición, por medio de los parámetros δ_c , δ_u y δ_m , que son los valores de CTOD para clivaje antes o después del crecimiento estable y al comienzo del *plateau* de carga máxima, respectivamente. La condición que impone esta norma es realizar los ensayos con probetas del mismo espesor que el empleado en la estructura.

La *European Structural Integrity Society*, ESIS, en su documento ESIS P2-92 [17], establece que, dado que hay evidencia de considerable dependencia del tamaño, no se puede afirmar que los parámetros medidos en la zona de transición sean una propiedad del material. Si el espesor de las probetas es el mismo que el de la estructura en cuestión, y la orientación del plano de la fisura está correctamente modelado, no necesariamente debe cumplirse el requerimiento de validez como propiedad del material independiente del tamaño. De todas maneras, aclara, la relevancia y posterior uso de los parámetros medidos están fuera de los alcances de la norma. En base a las propuestas de McCabe *et al.* [8] y Heerens *et al.* [7], y haciendo uso de la *master curve* de Wallin, el GKSS-Forschungszentrum [18] elaboró un documento complementario del ESIS P2-92 donde, entre otras cosas, propone un procedimiento de evaluación y análisis estadístico de los resultados en la zona de transición dúctil frágil.

Recientemente ASTM unificó los diferentes procedimientos de laboratorio para determinación de tenacidad a la fractura en una sola norma, la E1820 [19] que incluye la medición tanto de J_C como de CTOD en la región de transición dúctil frágil. Por otro lado, al normalizar ASTM [20] el procedimiento para determinación de T_0 ya descrito, da directivas para analizar la dispersión de los resultados experimentales. Este procedimiento requiere el uso de seis o más probetas, convierte los valores medidos de J_C en K_{J_C} equivalentes, censurando resultados que no están de acuerdo con límites de tamaño. Una distribución 3P-Weibull con pendiente igual a 4 y umbral igual a $20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ es usada para la determinación de un valor de tenacidad medio. Entonces queda fijada la posición de la

master curve media y pueden realizarse análisis de probabilidad de falla en todo el rango de la transición.

TEMAS ABIERTOS

Son varios los aspectos aún abiertos en la transición dúctil frágil y prácticamente todos tienen relación con la confiabilidad que puede llegar a dar una determinación de propiedades mecánicas en laboratorio para predecir lo que va a ocurrir en un componente en servicio. Podemos citar los efectos del crecimiento estable de fisura y pérdida de restricción a las deformaciones (*constraint*), muy importantes en el tercio superior de la transición, la determinación de los valores umbrales de tenacidad, la validación de una expresión que describa la tenacidad (media o umbral) de tenacidad dentro de las temperaturas de la región, la cantidad mínima de ensayos necesaria para que la muestra ensayada sea representativa de la población de variación de tenacidad a una dada temperatura y para un dado tamaño, etc.

En contraposición a la falta de comprensión completa de los aspectos descritos más arriba, hay urgencia por tener respuestas ya que muchos componentes-principalmente recipientes de presión- pueden llegar a trabajar en algún momento dentro de la transición. Esto ha influido para que la mayoría de los estudios experimentales realizados en transición se hayan focalizado sobre aceros para estas aplicaciones, habiendo más incertidumbres para otros materiales que también sufren transición.

La brecha abierta entre rigurosidad y aplicabilidad trata de ser reducida por medio de programas experimentales cooperativos tipo *round robin*, debido principalmente a lo costoso que resulta llevar adelante estas investigaciones. Los más importantes realizados en los últimos años han sido un programa interlaboratorios de Japón [21] y otro llevado adelante por la ESIS y coordinado por H. Heerens del GKSS de Alemania [22]. En este último caso se realizó el programa de ensayos descrito en la Tabla I, cubriendo 7 temperaturas diferentes desde -154°C hasta temperatura ambiente, y 4 tamaños distintos, desde espesores de 12.5mm hasta 100mm,

habiéndose realizado más de 600 ensayos en total.

De acuerdo a algunos autores [23, 24], los resultados de este *round robin* mostrarían que la predicción de la temperatura T_0 sería aceptable para buena parte de los juegos de datos obtenidos; pero no lo sería a la menor temperatura. Esto podría ser explicado porque, según sea la temperatura, distintos son los mecanismos de clivaje. A bajas temperaturas hay un daño crítico donde el material desarrolla numerosas pequeñas grietas de clivaje al ser cargado, ninguna de las cuales tiene suficiente *crack drive* para iniciar el clivaje a macro escala. Para que ello ocurra, varias de estas zonas deben unirse para activar la condición de inestabilidad por clivaje. Como hay muchos sitios de iniciación, no habría efecto de tamaño y el *weakest link* no sería aplicable. A temperaturas mayores, el material desarrolla comportamiento tipo *weak link* debido a que la densidad de puntos disparadores de clivaje es reducida. [25]

En las Figuras 11 a 14 se muestran los resultados del *round robin* para algunas temperaturas. De la observación de la misma y del análisis de otros autores [26], se notan problemas en la alta transición, principalmente para los tamaños menores, ya que muchos o incluso todos los resultados experimentales no cumplen con condiciones de tamaño mínimo requeridos en mecánica de fractura elastoplástica para asegurar condiciones de alta restricción a las deformaciones plásticas (*high constraint*) y crecimiento estable de fisura moderado.

Tabla 1. Programa experimental del *round robin* coordinado por ESIS.

Juego	T (°C)	Tamaño	Cantidad de probetas
1		1/2 T	31
2	-154	1T	34
3		2T	30
4		1/2 T	31
5		1T	34
6	-91	2T	30
7		4T	15
8		1/2 T	31
9	-60	1T	34

10		2T	30
11		1/2 T	30
12	-40	1T	32
13		2T	30
14		1/2 T	31
15		1T	30
16	-20	2T	30
17		4T	15
18		1/2 T	30
19		1T	30
20	0	2T	30
21		4T	16
22		1T	10
23	20	2T	30
24		4T	15

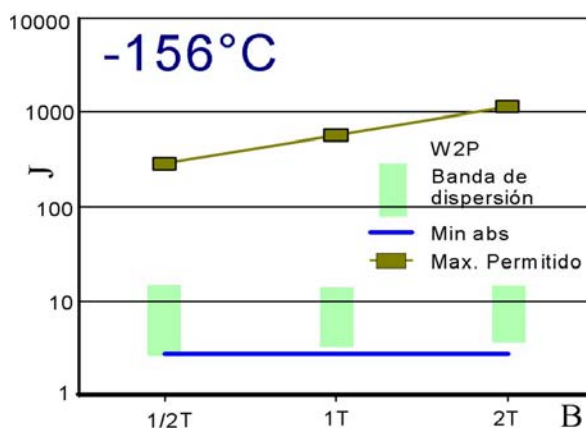


Figura 11. Resultados *round robin* ESIS a -156°C . (J [kJ/m²]; T=25mm.)

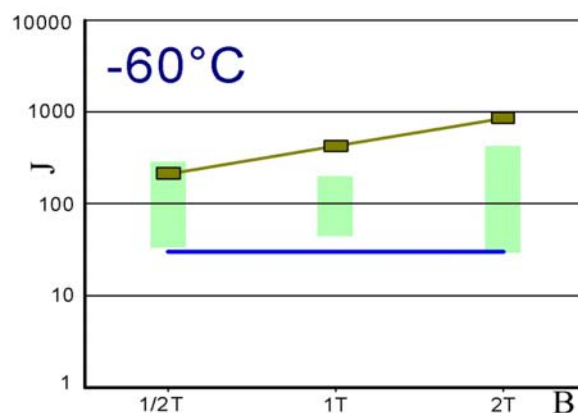


Figura 12. Resultados *round robin* ESIS a -60°C . (J [kJ/m²]; T=25mm.)

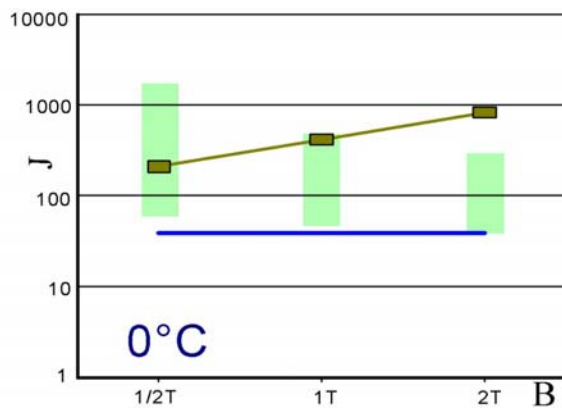


Figura 13. Resultados round robin ESIS a 0°C. (J [kJ/m²]; T=25mm.)

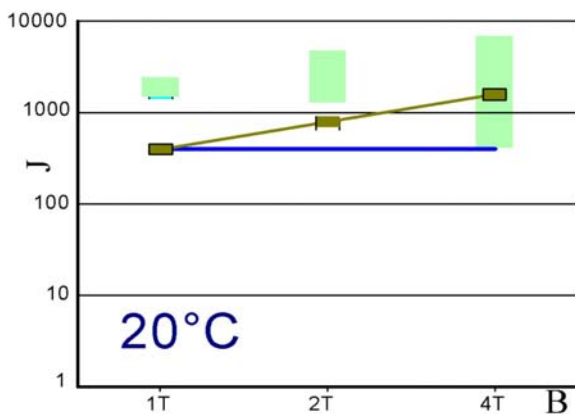


Figura 14. Resultados round robin ESIS a 20°C. (J [kJ/m²]; T=25mm.)

Landes *et al* [2, 5] propusieron que la dispersión de tenacidad a la fractura podía modelarse mediante una función distribución de probabilidad de Weibull (2 o 3 parámetros) en términos del parámetro elastoplástico J_C . En cambio, McCabe [8], Wallin [9] y otros autores propusieron una función similar, pero expresada en términos del parámetro lineal elástico K_{JC} . Ambos parámetros están relacionados por una correspondencia cuadrática y generalmente las determinaciones experimentales se hacen midiendo el parámetro elastoplástico J_C . Cuando se va a realizar el análisis en términos del parámetro lineal elástico los valores de los ensayos se convierten por medio de

$$K_{JC} = \sqrt{J_C \frac{E}{1-\nu^2}} \quad (4)$$

Algunos autores [27, 28] consideran equivalentes las descripciones por medio de funciones distribución de Weibull de tres parámetros tanto en términos de J_C como de K_{JC} . Las relaciones empleadas para las equivalencias de los tres parámetros de Weibull son

$$K_0 = \sqrt{J_0 \frac{E}{1-\nu^2}} \quad (5)$$

$$\theta_K = \sqrt{\theta_J \frac{E}{1-\nu^2}} \quad (6)$$

$$b_K = 2b_J \quad (7)$$

Las ecuaciones (5) y (6) son transformaciones directas: el umbral de tenacidad debe ser el mismo, sea expresado en términos de J_C o K_{JC} , y el factor de escala corresponde a una probabilidad de 63.2%, que también debe ser la misma. En cambio la relación de pendientes, ecuación (7), es una generalización de un caso particular correspondiente a un valor umbral nulo.

Larrainzar *et al* [29] mostraron que si una 3P-W es válida en términos de J_C , no lo será en términos de K_{JC} , y viceversa, al menos para valores umbrales equivalentes. La figura 15 muestra en un gráfico de Weibull cómo un juego de datos correspondiente a una distribución 3P-W en J_C transformado a valores de K_{JC} (puntos rojos) no se corresponde con una 3P-W en K con parámetros escala y umbral dados por las ecuaciones (5) y (6) (línea recta marrón).

Por otro lado, el uso de la transformación simplificada de la pendiente dada por la ecuación (7) lleva a errores importantes (línea azul en la figura 15). Larrainzar *et al* [30] han propuesto una aproximación mediante el uso de las expresiones dadas por las ecuaciones (5) y (6) y una relación de las pendientes de Weibull dada por

$$b_K = \zeta b_J \quad (8)$$

donde ζ toma valores entre 2 y 1 de acuerdo a la figura 16.

De todas maneras, todavía no se conoce cual de las dos alternativas, J o K, describe con mayor aproximación los datos experimentales.

Otro tema abierto es la determinación del valor umbral de tenacidad para cada temperatura. Nuevamente colisionan la rigurosidad con las necesidades prácticas: la cantidad necesaria para una buena determinación estadística del tercer parámetro de Weibull o valor umbral es muy grande, atentatoria del sentido práctico. Entonces se buscan valores ingenieriles que aunque puedan presentar algunos errores o indeterminaciones, puedan ser obtenidos con una cantidad aceptable de ensayos. Fijar, como lo propuso Wallin, un valor umbral facilita las cosas, pero puede requerir adoptar valores umbrales excesivamente conservadores ($20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$), especialmente en la alta transición – comparar con los valores experimentales mínimos (línea horizontal azul) que muestran los gráficos de las figuras 11 a 14.

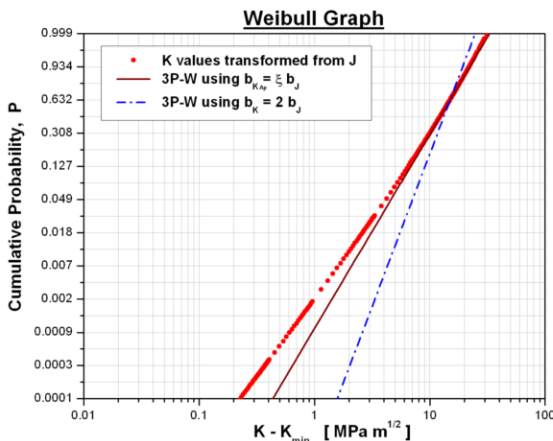


Figura 15. Valores 3P-W en términos de K_{JC} convertidos a K_{JC} equivalentes (ver texto).

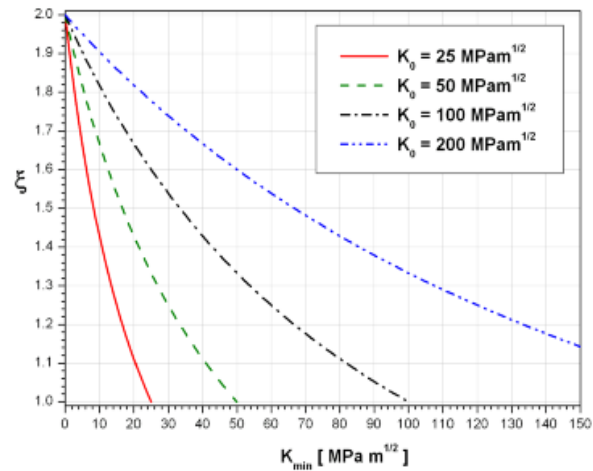


Figura 15. Factor ζ que relaciona las pendientes aproximadas de 3P-W en J y K.

RESUMEN Y CONCLUSIONES

Se realizó una descripción del estado del arte del problema de la transición dúctil frágil, especialmente de aceros ferríticos, de los aportes que ha realizado la mecánica de fractura a su comprensión y a su tratamiento desde un punto de vista cuantitativo y no solo cualitativo.

Fueron puntualizados varios de los aspectos todavía no completamente cerrados y se mostraron algunos de ellos más detalladamente.

Se puede concluir que, a pesar de toda la investigación realizada y de la necesidad tecnológica de tener resuelto el problema, todavía hay mucho por hacer en la transición dúctil frágil, no solo en aceros ferríticos, sino también en todos los materiales que la sufren.

REFERENCIAS

- [1] Design Options for Selection of Fracture Control Procedures in the Modernization of Codes, Rules and Standards. Pellini W. S., Proc. US-Japan Symposium on Application of Pressure Components Codes, Tokyo (1973).
- [2] The Effect of Section Size on the Transition Temperature Behaviour of Structural Steels. Landes J.D. and McCabe D. E., Scientific paper 82-ID7-Metal-p2. Westinghouse R.D. Center (1982).
- [3] Size, Thickness and Geometry Effects on Transition Fracture. Landes J. D., Heerens J., Schwalbe K. -H., Petrovski B., Fatigue & Fracture Engng Mat & Struct. **16**(11):1135-1146 (1993).
- [4] The theory of Instability of the Tearing Mode of Elastic- Plastic Crack Growth. Paris P. C., Tada H., Zahoor A. and Ernst H., ASTM-STP 668: 5 36 (1979).
- [5] Statistical Characterization of Fracture in the Transition Región. Landes J.D. and Shaffer D. H., ASTM STP 700 (1980) 368- 382.
- [6] Minimum Number of Specimens to Characterize Fracture Toughness in the

- Ductile-to Brittle Transition Region. Perez Ipiña J. E., Centurion S. M. C., Asta E. P., Engng. Fracture Mechanics **47**(3):457-463 (1994).
- [7] Strategy for Characterizing Fracture Toughness in the Ductile to Brittle Transition Regime. Heerens J., Zerbst U., Schwalbe K.-H. Fatigue & Fracture Engng Mat & Struct. **16**(11):1213-1230 (1993).
- [8] Development of Test Practice Requirements for a Standard Method on Fracture Toughness Testing in the Transition Range. McCabe, D. E., Zerbst, U., Heerens, J., GKSS Publicaciones, 93/E/81, 1993.
- [9] The Size Effect in KIC Results. Wallin K., Engng. Fracture Mechanics **22**(1):149-163 (1985).
- [10] The Scatter in KIC Results. Wallin K. Engng. Fracture Mechanics **19**(6):1085-1093 (1984).
- [11] Estimation of Lower Bound Fracture Resistance of Pressure Vessel Steel in the Transition Regime. Zerbst U., Heerens J., Schwalbe K.-H., Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. **16**(11):1147-1160 (1993).
- [12] ASTM E23-02. Standard Test Method for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01 (2005).
- [13] Uma Visão Geral das Principais Metodologias para Avaliação da Integridade de Estruturas Trincadas. Barreto Cruz J. R., Paez de Andrade A. H., Proc. I Seminário de Mecânica da Fratura, Ouro Preto, Brasil: 55-72 (1995).
- [14] ASTM E 208-95 Standard Method for Conducting Drop-Weight Test to Determine Nil-Ductility Transition Temperature of Ferritic Steels. ASTM Annual Book, Vol. 03.01 (2002).
- [15] Recommendations for Application of Fracture Toughness Data for Structural Integrity Analysis. Wallin K., Proc. CSN/IAEA Specialists Meeting. Oak ridge, Tenn. (1992).
- [16] BS 5762: 1979, Methods for Crack Opening Displacement (COD) Testing. British Standard Institution.
- [17] ESIS P2-92, ESIS Procedure for Determining the Fracture Behaviour of Materials. European Structural Integrity Society (1992).
- [18] The GKSS Test Procedure for Determining the Fracture Behaviour of Materials: EFAM GTP 94. Schwalbe K.-H., Neale B. K., Heerens J., Documento GKSS 94/E/60. GKSS-Forschungszentrum Geesthacht GmbH (1994).
- [19] ASTM E1820-05. Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness. Annual Book of ASTM Standards, Vol 03.01 (2005).
- [20] ASTM E 1921, Standard Test Method for determination of Reference Temperature, T₀, for Ferritic Steels in the Transition Range. Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01 (2002).
- [21] Evaluation Of Elastic-Plastic Fracture Toughness Testing In The Transition Region Through Japanese Interlaboratory Tests. Iwadata, T., Yokobori, T., Fracture Mechanics - 24 Th Vol. STP 1207 233-263, 1994.
- [22] Development of the Euro Fracture Toughness Dataset. Heerens, J., and D. Hellmann, Engineering Fracture Mechanics, **69**, 421-449 (2002).
- [23] The Lower Bound Toughness Procedure Applied to the Euro Fracture Toughness Dataset. Heerens, J., M. Pfuff, D. Hellmann and U. Zerbst, Engineering Fracture Mechanics, **69**, 483-495 (2002).
- [24] Master curve analysis of the "Euro" fracture toughness dataset. Wallin, K., Engineering Fracture Mechanics, **69**, 451-481 (2002).
- [25] A Two Criteria Statistical Model for Transition Fracture Toughness. Landes J. D., Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. **16**(11):1161-1174 (1993).
- [26] Evaluation of Some Methods for Lower Bound Determination in the Transition Region of Ferritic Steels. Berejnoi C., Perez Ipiña J. E. LAAR **34**:241-248 (2004).
- [27] Transferability of elastic-plastic fracture toughness using the Weibull stress approach: significance of parameter calibration. Ruggieri C., Gao X., Dodds R., Engineering Fracture Mechanics, **67**, pp.101-117 (2000).
- [28] The Weibull stress parameters calibration upon the toughness scaling model between cracks having different constraint. Kozák V., Vlček L., Nuclear Engineering and Design, **235**, pp.1889-1896 (2005).
- [29] Transformaciones de Valores J_c en KJ_c Usando La Función de Weibull. Larrainzar C., Berejnoi C., Perez Ipiña J. 2° Jornadas de Ciencia y Tecnología de las Facultades de Ingeniería del NOA, CT06, Catamarca 19-20 Oct 2006.
- [30] Comparison of 3P-Weibull parameters in data sets based on J and K. Larrainzar C., Berejnoi C., Perez Ipiña J. Enviado a Fatigue & Fracture of Engng Mat & Structures.