

# REVISTA SAM

PUBLICACIÓN DE LA ASOCIACIÓN ARGENTINA DE MATERIALES



## ANÁLISIS BIDIMENCIONAL DEL FLUJO DE MATERIAL EN SOLDADURA POR FRICCIÓN-AGITACIÓN

D.SANTIAGO, G. LOMBERA Y OTROS

## TRANSICIÓN DÚCTIL FRÁGIL DE ACEROS FERRÍTICOS ALGUNOS ASPECTOS TODAVÍA ABIERTOS

JUAN E. PEREZ IPIÑA

Diciembre 2007  
Volumen 4 N° 3



**Comisión Directiva de la SAM**

Presidente:	Dr. Carlos Schvezov
Vice Presidente:	Dr. Ricardo Romero
Secretaria:	Dra. Alicia Ares
Pro Secretaria:	Dra. Sonia P. Brühl
Tesorero:	Mg. Mario Rosenberger
Pro Tesorera:	Dra. Elena Brandaleze
Vocales Titulares:	Dr. Rubén González Dr. Marcelo Stipcich Ing. Juan Pérez Ipiña
Vocales Suplentes:	Ing. Alberto Lucaioli Dr. C. González Oliver Dr. Mirco Chapetti
Revisor cntas:	Dra. Graciela Alvarez
Revisor cntas sup:	Ing. Julio Gaitán

**Delegados Regionales**

○ Bahía Blanca	Alberto Lucaioli
○ Bariloche,	Jorge Pelegrina
○ Buenos Aires CNEA	Paula Alonso
○ Buenos Aires UBA	Hernán Sbovoda
○ Buenos Aires CITEFA,	Víctor Fierro
○ Córdoba	Reinaldo Manzini
○ Entre Ríos	Sonia Brühl
○ Buenos Aires INTI	E. de Las Heras
○ La Pampa	Rogelio Hecker
○ La Plata	Daniel Culcasi
○ Mar del Plata	Silvia Simison
○ Misiones	Mario Rosenberger
○ Neuquén	Juan Pérez Ipiña
○ Río Cuarto	Oswaldo Oviedo
○ Rosario	Alberto Armas
○ San Nicolás	Mabel Ramini
○ Santa Fe	José Bisang
○ Tandil	Alejandro Ges
○ Tucumán	Nicolás Nieva

**Comité Científico**

- Dr. Esteban Aglietti
- Dr. Manfred Ahlers
- Dr. Numa Capiatti
- Dr. Eduardo Dvorkin
- Dr. José R. Galvele
- Dr. Roberto J. Williams

**Colaboradores Especiales**

- Ramón A. Castillo Guerra
- Luis A. Quesada
- Liliana A. Roberti

**EDITORIAL**

*En la reunión de la Asociación realizada en San Nicolás del 3 al 7 de Septiembre de 2007 y tal como se destacara en la editorial del número anterior, hubo una importante participación de jóvenes investigadores, investigadores y profesionales de instituciones públicas, privadas y empresas. También se realizó la renovación de los integrantes de la Comisión Directiva la cual continuará trabajando para reforzar las acciones iniciadas dándoles continuidad e iniciando otras que tiendan a reforzar la consolidación de la SAM en el contexto actual de país, que presenta posibilidades ciertas de participación. En este marco, deseamos que la Asociación sea tenida en cuenta en la generación de las políticas de investigación y desarrollo que involucre a los materiales; disciplina que sabemos, es transversal en el desarrollo de tecnologías en una amplia gama de aplicaciones que van desde una maquina vial o agrícola hasta los nanomateriales con los desafíos que estas generan.*

*Dentro de este contexto resulta importante contar con la participación de los socios, ya sea a través de la asociación o por otros mecanismos de participación. También resulta importante la incorporación de la nueva generación en forma activa. En este marco se realizan las Segundas Jornadas de Jóvenes investigadores en Materiales – Jóvenes SAM 2008, reunión bianual que alterna con las Jornadas SAM. Esta segunda edición se realizará en la Ciudad de Posadas el 16 y 17 de octubre de 2008 en el Complejo La Aventura. La respuesta a la convocatoria de los jóvenes así como de sus directores ha sido muy buena contando a la fecha con 142 resúmenes aprobados y 157 participantes inscriptos que provienen de Buenos Aires y Ciudad, 71; Córdoba, 31; Misiones, 16; Río Negro, 12; Santa Fé, 9; entre las delegaciones más numerosas. El número de trabajos inscriptos así como la posibilidad de becar a la mayor cantidad posible de asistentes, garantiza unas jornadas productivas para el intercambio, la socialización y la consolidación del grupo de jóvenes.*

*Este recambio generacional propio de la vida también tiene noticias tristes como el fallecimiento del Dr. Robert Cahn, quien ha fallecido el 9 de abril del 2007, lo cual a pesar de haber ocurrido hace un año no deja de congojarnos. El Dr. Robert Cahn ha sido "un distinguido investigador en la naturaleza de los sólidos cristalinos, especialmente en metales y aleaciones", para tomar las palabras de Alan Cottrell en el obituario redactado el 22 de mayo de 2007 en la sección ciencia del The Guardian. La pausa que realizamos para honrar su memoria debería servirnos para que rescatemos su contribución en este campo y continuemos con el mismo o mayor ímpetu las investigaciones que en nuestra capacidad sea la de mayor contribución al conocimiento y su aplicación.*

*Comisión Directiva*



## INDICE

<b>EDITORIAL.....</b>	<b>1</b>
<b>ANÁLISIS BIDIMENSIONAL DEL FLUJO DE MATERIAL EN SOLDADURA POR FRICCIÓN-AGITACIÓN .....</b>	<b>3</b>
<b>TRANSICIÓN DÚCTIL FRÁGIL DE ACEROS FERRÍTICOS ALGUNOS ASPECTOS TODAVÍA ABIERTOS .....</b>	<b>12</b>



## ANÁLISIS BIDIMENSIONAL DEL FLUJO DE MATERIAL EN SOLDADURA POR FRICCIÓN-AGITACIÓN

D. Santiago <sup>(a)</sup>, G. Lombera <sup>(a)</sup>, A. Cassanelli <sup>(b)</sup>,  
S. Urquiza <sup>(b)</sup> y L. A. de Vedia <sup>(c)</sup>

<sup>(a)</sup> Dto. de Mecánica, Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de Mar del Plata, CONICET, Mar del Plata, Argentina.

<sup>(b)</sup> Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de Mar del Plata, Mar del Plata, Argentina.

<sup>(c)</sup> ITPJAS, Universidad Nacional de San Martín-CNEA, CIC San Martín, Buenos Aires, Argentina.  
e-mail: [dsantiago@fi.mdp.edu.ar](mailto:dsantiago@fi.mdp.edu.ar)

### RESUMEN

*El proceso de soldadura por fricción-agitación o "Friction Stir Welding" (FSW) es un método de soldadura desarrollado por el (TWI) "The Welding Institute" de Inglaterra en 1991 [1]. Es un nuevo concepto en soldadura en fase sólida por fricción especialmente apto para la soldadura del aluminio y sus aleaciones y ofrece aspectos interesantes pudiendo en muchos casos reemplazar a los procesos usuales por arco.*

*El modelado numérico del proceso, permite predecir comportamientos, pudiendo acelerar los procesos de diseño, bajando los costos y optimizando las variables tecnológicas a utilizar [2, 3].*

*En este trabajo se resolvió un modelo bidimensional del proceso de soldadura por fricción utilizando un programa de elementos finitos de propósito general. Se implementó una formulación de flujo viscoso, donde las propiedades mecánicas del material se representaron con una ley constitutiva para aluminios a altas temperaturas. Para la determinación del campo de temperaturas se consideró la generación de calor interna por deformación plástica del material. Se resolvió el caso con un esquema iterativo no-linealmente acoplado. Se relacionó la distribución del flujo del material y el campo de presiones con los defectos de soldadura observados en la práctica. Se contrastaron los resultados numéricos con datos experimentales reportados en bibliografía.*

### ABSTRACT

*The process of Friction Stir Welding (FSW) is a welding method developed by The Welding Institute (TWI) of England in 1991 [1]. It is a new welding concept in solid phase by friction particularly apt for the welding of components made of aluminum and its alloys being capable, in certain cases, of replacing the conventional arc welding process with advantages.*

*The numerical modeling of this process allows predict the behavior without the need of specified test, accelerating the design process, lowering costs and optimizing the technological variables to use [2, 3].*

*In this work a friction stir welding process bi-dimensional model was solved by general purpose finite element program. A viscous flow formulation was used, where the material mechanical properties was represented by a constitutive law for aluminum at height temperature. For the determination of temperature field, the internal heat generation by material plastic deformation was considered. The case was solved by a coupled no-linear iterative scheme. The material flow distribution and pressure field was related with welding defects watched in practice. The numerical results were contrasted with the experimental data reported in bibliography*

## INTRODUCCIÓN

La soldadura por fricción-agitación (Stir-Welding o Friction Stir Welding –FSW-) es una técnica para unir dos láminas o placas gruesas por medios mecánicos. En la figura 1 se muestra una representación esquemática del proceso de FSW, la herramienta consiste de un “hombro” normal al eje de rotación de ésta, y un perno de diámetro pequeño conectado a dicho hombro (Fig. 2). El hombro de la herramienta, cuyo diámetro es relativamente grande respecto del perno, actúa como un respaldo superior para prevenir que el material salga expulsado de las piezas a soldar. Esto minimiza la formación de huecos en la zona soldada. Usualmente el perno está “roscado” para proveer una mayor área de calentamiento por fricción, mientras se mantiene el diámetro del perno relativamente pequeño. Se denomina Lado de Retroceso (LR) al lado donde la velocidad tangencial de la herramienta tiene sentido opuesto al avance de la misma (-VS), y Lado de Avance (LA) al opuesto del anterior.

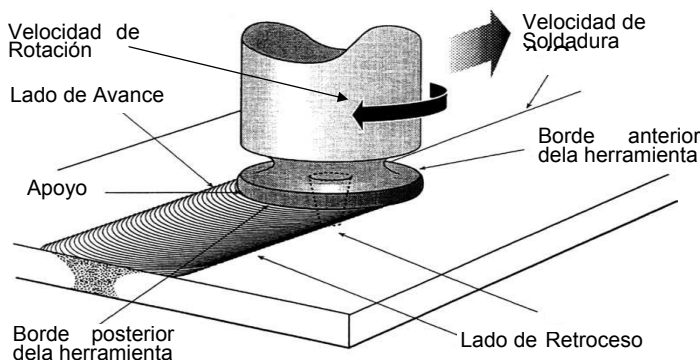


Fig.1 Esquema del proceso de FSW

Una vez que las láminas o placas se colocan a tope en un eje común, el perno rotativo se hunde dentro de las piezas a soldar hasta que el hombro de la herramienta está en contacto íntimo con la superficie de trabajo. Después que el perno se inserta, éste se mueve en la dirección de soldadura. A medida que la herramienta se mueve a lo largo de la costura, el material calentado y ablandado fluye alrededor del perno hacia su

parte posterior donde se consolida para crear la soldadura. El resultado es una soldadura de estado sólido y alta calidad. El eje de la herramienta generalmente está inclinado unos grados ( $2^\circ$  o  $3^\circ$ ) respecto de la vertical, para facilitar la consolidación de la soldadura.

Existen varios trabajos de simulación que intentan describir el flujo del material alrededor de la herramienta de soldadura [4, 5], pero en ninguno de los consultados, se analiza si existe alguna correlación entre la distribución del flujo de material y los defectos de soldadura. En este trabajo se relacionó la presencia de defectos en una soldadura realizada en forma experimental con el campo de presiones y la distribución del flujo en una simulación bidimensional del proceso. Si bien el flujo del material alrededor de la herramienta de soldadura es tridimensional debido al efecto de mezclado que produce la rosca del perno, en trabajos anteriores [2] observamos que existía un fuerte gradiente de dicho flujo en los planos perpendiculares al eje de la herramienta y cerca de la superficie de la misma. Por lo tanto, para poder captar estos gradientes de flujo con un costo computacional aceptable, se decidió hacer un análisis bidimensional que nos proveyera datos cualitativos de la naturaleza del flujo alrededor de la herramienta.

## ECUACIONES GOBERNANTES

### Modelo mecánico

Despreciando las fuerzas inerciales y de volumen, las ecuaciones de equilibrio en un volumen de material  $\Omega$  con una frontera  $\partial\Omega$  se pueden escribir de la siguiente manera:

$$\nabla \cdot \sigma = 0 \quad \text{en } \Omega \quad (1)$$

donde  $\sigma$  es el tensor de tensiones de Cauchy. Las tracciones  $T^o_i$  se pueden describir en una porción de la frontera  $\partial\Omega_t$  (condiciones de Neumann), mientras los componentes de la velocidad  $u^o_i$  se puede especificar en el resto de la superficie  $\partial\Omega_u$  (condiciones de Dirichlet).

El tensor de velocidades de deformación  $\mathbf{D}$  está relacionado con la parte simétrica del gradiente del campo de velocidades  $\mathbf{u}$  de acuerdo a

$$\mathbf{D} = \frac{(\nabla \mathbf{u}^T + \nabla \mathbf{u})}{2} \quad (2)$$

Suponiendo que el material es incompresible, la ecuación de continuidad que se debe cumplir en todo el dominio  $\Omega$  es

$$\nabla \cdot \mathbf{u} = 0 \quad (3)$$

Si se adopta una formulación de flujo para modelar las grandes deformaciones plásticas involucradas en el proceso de FSW, el tensor desviador de tensiones  $\mathbf{S}$  se puede relacionar con el tensor de velocidades de deformación  $\mathbf{D}$  –que es en realidad un desviador en virtud de la hipótesis de incompresibilidad- por la siguiente relación:

$$\mathbf{S} = 2\mu\mathbf{D}, \quad \mathbf{S} = \sigma - p\mathbf{I}$$

$$\mu = \frac{\sigma_e}{3\varepsilon_e} \quad (4)$$

donde  $\mu$  es la viscosidad efectiva del material y  $p$  la presión hidrostática. Además,  $\sigma_e$  es la tensión efectiva o el segundo invariante de la tensión y  $\varepsilon_e$  es la velocidad de deformación efectiva o el segundo invariante de la velocidad de deformación. Estos se pueden escribir como

$$\sigma_e^2 = \frac{3}{2} \mathbf{S} \cdot \mathbf{S}$$

$$\varepsilon_e^2 = \frac{2}{3} \mathbf{D} \cdot \mathbf{D} \quad (5)$$

En este trabajo se asumió un material viscoplástico y rígido donde la tensión de flujo depende de la velocidad de deformación y de la temperatura. Esto se representa por la siguiente relación [6]:

$$\sigma_e = \frac{1}{\alpha} \operatorname{argSh} \left[ \left( \frac{Z}{A} \right)^{1/n} \right], \quad \text{con } Z = \varepsilon_e \exp \left( \frac{Q}{RT} \right) \quad (6)$$

donde  $\alpha$ ,  $Q$ ,  $A$  y  $n$  son constantes del material (tabla 2),  $R$  es la constante de los gases y  $T$  la temperatura absoluta. Las constantes del material se pueden determinar usando ensayos de compresión estándar. El modelo mecánico se completa luego de describir las condiciones de contorno apropiadas.

#### Modelo térmico

La distribución de temperaturas se obtiene resolviendo la ecuación de balance de calor

$$\rho C_p \frac{D\theta}{Dt} = \nabla \cdot (k \nabla \theta) + \gamma \quad (7)$$

donde  $\rho$  es la densidad,  $C_p$  la capacidad calorífica,  $k$  la conductividad térmica,  $\theta$  la temperatura y  $\gamma$  la fuente de calor interna. Si bien se trata de resolver un problema estacionario, se implementó un esquema temporalmente dependiente para facilitar la convergencia del sistema de ecuaciones. La fuente de calor interna se puede describir como sigue:

$$\gamma = \eta \cdot (\mathbf{S} : \mathbf{D}) - r_c^{-1} \cdot (\theta_{prom} - \theta_0) \quad (8)$$

donde el primer término es la disipación de la potencia viscoplástica que se puede expresar como el producto contraído de la tensión con la velocidad de deformación ( $\mathbf{S} : \mathbf{D}$ ). Se asume que alrededor del 90% de la potencia plástica se convierte en calor ( $\eta = 0.9$  fracción de potencia que no es absorbida en defectos microestructurales). El segundo término se asume como una pérdida de calor por contacto con la base donde se encuentran apoyadas las placas, siendo  $r_c$  la resistencia de contacto,  $\theta_{prom}$  la temperatura promedio del elemento y  $\theta_0$  la temperatura de la placa base (la cual se consideró constante).

Además se adoptaron las propiedades del aluminio puro, tanto para los parámetros mecánicos como para la conductividad y el calor específico dependientes de la temperatura. El modelo térmico se completa luego de describir las condiciones de contorno apropiadas.

## PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

### *Modelo geométrico*

La placa que se simuló tiene 100mm de largo y 60 mm de ancho, con un agujero central de diámetro 6.5mm que representa el perno de la herramienta. En este caso se asume un marco de referencia fijado a la herramienta de soldado, de tal manera que la placa se mueve hacia ella con una velocidad ( $V_s=1.15\text{mm/seg}$ ) y temperaturas ( $T_0=25^\circ\text{C}$ ) impuestas en la superficie de entrada a la zona de estudio. La velocidad de rotación de la herramienta es  $V_r=8.17$  vueltas/seg.

Se considera una relación de deslizamiento relativo entre la herramienta y el material en contacto con ella de 0.5. Esta suposición no es representativa del fenómeno de fricción que se genera entre las dos superficies, pero a los efectos cualitativos del trabajo, se puede considerar válida.

Los datos del material y otros parámetros del modelo figuran en las Tablas 1 y 2.

### *Modelado Numérico*

Se modeló la placa base con una malla de elementos finitos triangulares del tipo Taylor-Hood, es decir, triángulos P2-P1, con interpolaciones cuadráticas para las velocidades y lineales para las presiones, en orden a lograr estabilidad de las interpolaciones de presión por la condición de divergencia nula conjuntamente con una adecuada captura de los gradientes de tensión en las capas límites.

En la figura 2 se observa la malla de EF utilizada y un detalle de la densificación alrededor del perno de soldadura. Antes de obtener esta malla se utilizaron otras con menos densidad de elementos en la región

de la herramienta, pero luego de resolver el problema, se observó que existía una capa límite del orden del tamaño de los elementos. Por ese motivo, se decidió incrementar la densidad de la malla para captar más fielmente los fenómenos producidos en el flujo alrededor de la herramienta.

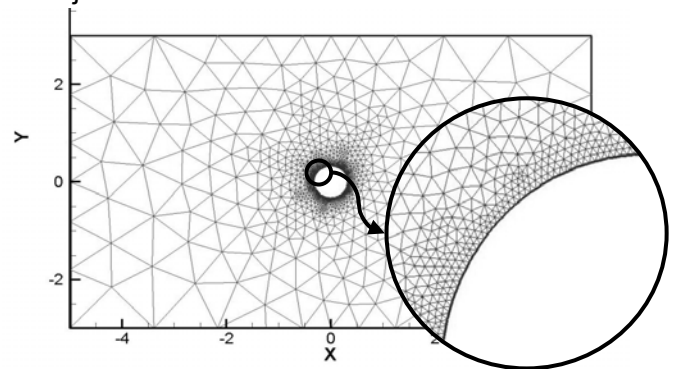


Fig.2 Malla de Elementos Finitos

El algoritmo de resolución consiste en dos subpasos: en el primero de ellos se obtiene el campo de velocidades asumiendo fijo el campo de temperaturas. Se itera por reemplazos sucesivos para adaptar no-linealmente los valores de viscosidad de acuerdo a las velocidades de deformación obtenidas en la iteración anterior. Las ecuaciones discretas son obtenidas a partir de la formulación clásica del problema de Stokes para flujos totalmente viscosos incompresibles y de acuerdo a las interpolaciones antes mencionadas, con el agregado de pseudo-compresibilidad artificial del tipo de Chorin[7]. El sistema de ecuaciones lineales para cada iteración es resuelto por el método de gradientes conjugados cuadrados con un preconditionador de factorización incompleta de tipo LU de acuerdo al esquema propuesto por Y. Saad en SparseKit[8]. En el segundo sub-paso se resuelve el campo de temperaturas con interpolación cuadrática como un problema de convección difusión, asumiendo el campo de velocidades resultante en el primer sub-paso. El método de resolución numérica es el mismo que en el primero.

Aunque se requiere la solución estacionaria, se implementó un esquema de avance en el tiempo totalmente implícito,

usado fundamentalmente como preconditionador del sistema de ecuaciones.

## RESULTADOS Y DISCUSIÓN

### *Campo de temperaturas*

En la figura 3 se muestra una comparación entre datos experimentales obtenidos de bibliografía [3] y la simulación realizada en una línea que se encuentra a 12.7 mm de la unión de las placas a soldar (ver línea de referencia en Fig. 4). Como se observa, los valores de temperaturas máximos se encuentran en el rango de los reportados en bibliografía para FSW [9]. La discrepancia en los valores más alejados se producen ya que en el análisis bidimensional no se tienen en cuenta muchos mecanismos de pérdida de calor, como ser en la herramienta de soldadura y la suposición que la placa base se encuentra a temperatura constante. En la figura 4 se muestra la distribución de temperaturas en toda la placa.

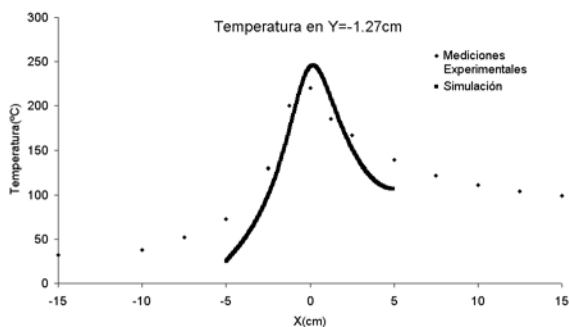


Fig.3: Distribución de temperaturas a 12.7 mm.

### *Campo de velocidades y presiones*

En la figura 5 se muestra una comparación entre un patrón de flujo reportado en bibliografía [10] y el obtenido en la simulación. El procedimiento para obtener estos patrones consiste en trazar una línea de marcadores perpendicular a la velocidad de soldadura y observar la distribución de los mismos luego que la herramienta traspasa la posición de dicha línea. Si bien los parámetros de procesamiento utilizados en la

simulación no son los mismos que los utilizados en la referencia 10, se observa claramente la similitud en los patrones de flujo. El campo de presiones obtenido en esta simulación es la componente hidrostática del tensor de tensiones. En la figura 6 se muestra la evolución de una línea de trazadores que avanza hacia la herramienta (de Fig. 6(a) a 6(f) ).

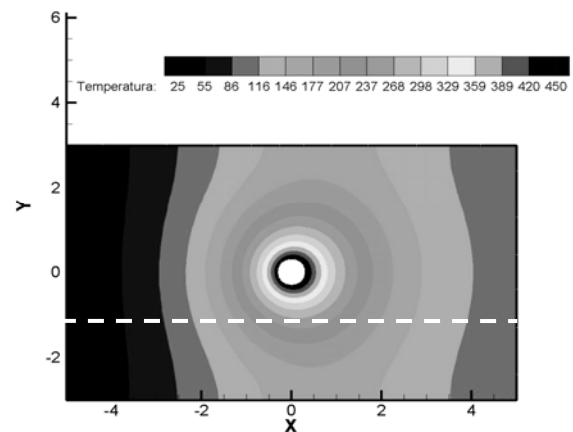


Fig. 4 Distribución de temperaturas en toda la placa

En dicha figura se observa como el material se va depositando detrás de la herramienta (círculos punteados), desde el LR hacia el LA. Los últimos trazadores en depositarse detrás de la herramienta se ubican del LA y coincide con la zona de menores tracciones (Fig. 6(f) ).

Si bien en este trabajo no se considera la acción del hombro, la fuerza vertical ejercida por la herramienta produce, a través del área del hombro, una distribución de tensiones de compresión debajo de la misma. En consecuencia, un incremento de la fuerza vertical ejercida por la herramienta tiende a producir un incremento de la zona comprimida delante de la herramienta y una reducción de la zona traccionada detrás de la misma. Cuando la zona en un principio traccionada alcanza valores de presiones positivas, el material fluiría alrededor del perno como se observa en las figuras 6. Vale destacar que este análisis es netamente cualitativo y no se puede conocer a priori el aporte al campo de presiones que genera el hombro de la herramienta ni el alcance que

tiene el mismo a través del espesor de las placas soldadas.

En la figura 7 se observa un defecto de soldadura que fue corregido con sucesivos incrementos en la penetración de la herramienta sobre las placas soldadas [11]. Las flechas blancas indican las marcas en el trazo de la herramienta donde se incrementó la penetración de la herramienta en las

placas soldadas. Claramente se observa que el incremento del clavado de la herramienta produjo que el material fluyera del LR hacia el LA, eliminando el defecto. Se reconoce una correspondencia entre las zonas donde se producen los defectos en forma experimental y las zonas traccionadas del modelado numérico.

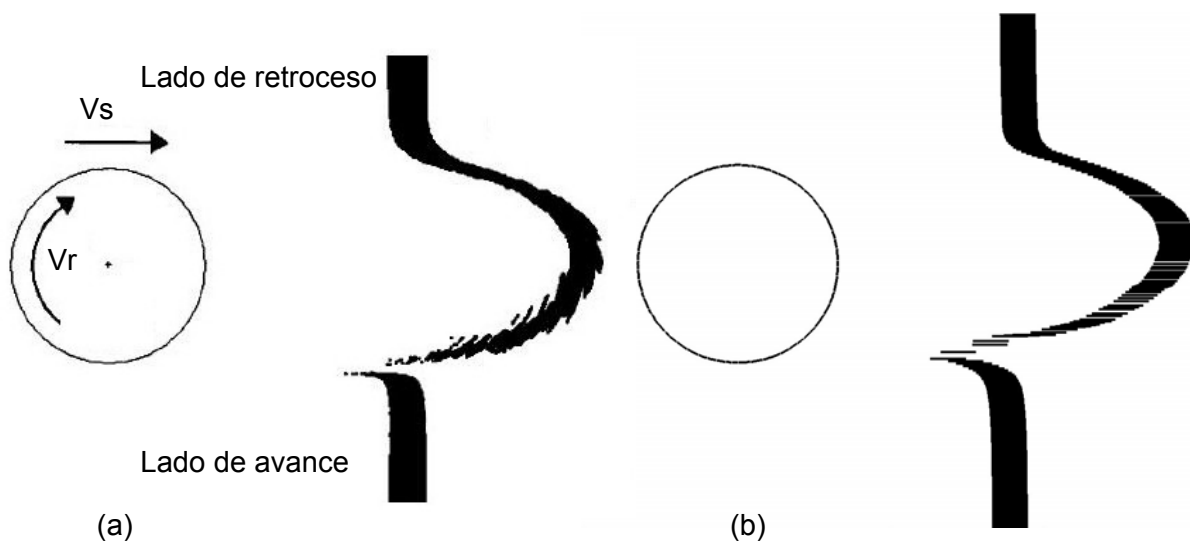


Fig. 5 Patrones de flujo. a) Valores numéricos, b) Valores experimentales

Property	$\rho$ [Kg/m <sup>3</sup> ]	Cp [J/Kg °C]	k [W/m °C]
Aluminum	2.7 10 <sup>3</sup>	1.05 10 <sup>3</sup>	207.0

**Tabla 1:** Propiedades térmicas de la herramienta y las placas de aluminio

Material	A	$\alpha$ [mm <sup>2</sup> N <sup>-1</sup> ]	N	H [J mol <sup>-1</sup> ]
Alloys 1S	0.224 10 <sup>13</sup>	0.052	4.54	177876.4

**Tabla 2:** Parámetros de la ley de viscosidad

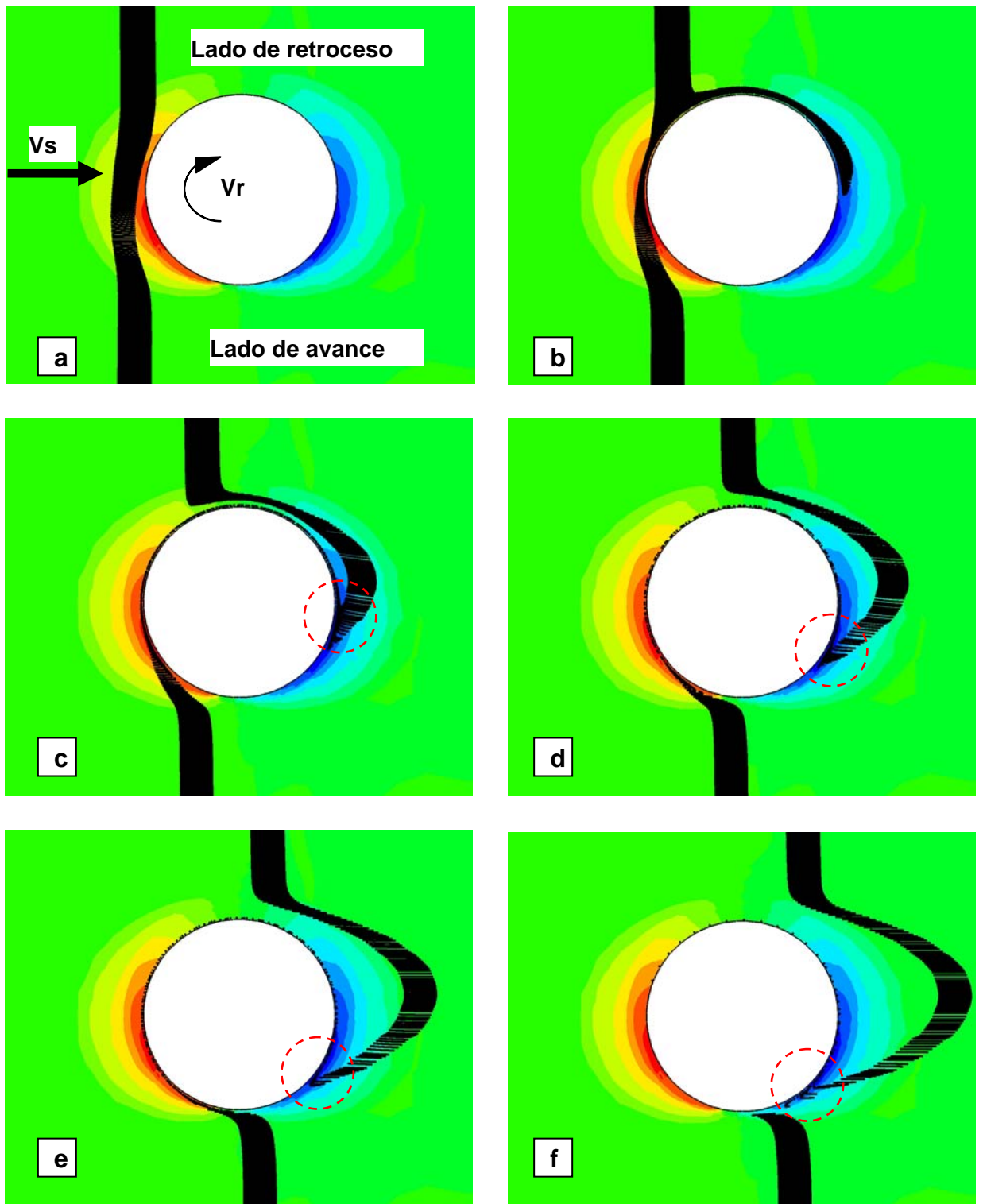


Fig. 6 Evolución de una línea de trazadores

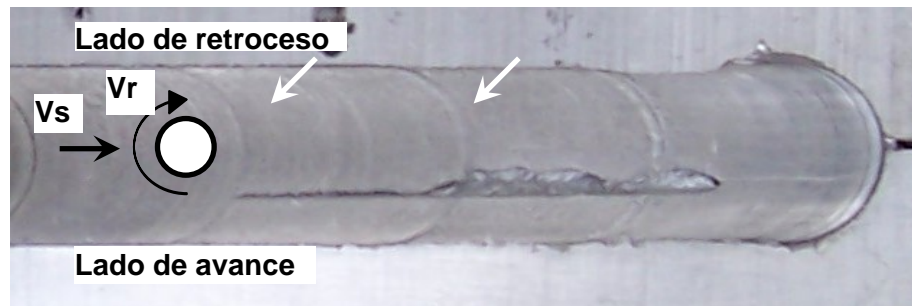


Fig. 7 Defecto de soldadura

## CONCLUSIONES

En este trabajo se planteó el análisis del proceso de FSW mediante la resolución de un problema de flujo viscoso acoplado con el campo térmico en un caso bidimensional. Se modeló el flujo alrededor del perno de la herramienta y se lo contrastó con mediciones experimentales con trazadores. Los patrones de flujo de material alrededor del perno de la herramienta obtenidos en este modelado conserva una buena correlación con las observaciones experimentales reportadas en bibliografía. Por lo antes mencionado, se puede decir que la ley constitutiva para aluminios a altas temperaturas implementada en este caso representó muy bien el comportamiento del material en las condiciones del proceso de FSW.

Se analizó la posible relación entre las zonas defectuosas observadas experimentalmente con los campos de presión y flujo de material obtenidos en la simulación.

Los valores de temperaturas máximos encontrados mediante la simulación presentan una buena correlación con los reportados en la bibliografía, encontrando una discrepancia en los valores más alejados.

Como se mencionó anteriormente, el interés de este trabajo fue obtener datos cualitativos del flujo alrededor de la herramienta. Los mismos nos permitirán

iniciar un análisis tridimensional del proceso de FSW con un mayor conocimiento sobre los requerimientos computacionales y limitaciones del modelo planteado.

## REFERENCIAS

1. M.W. Thomas, J. Nicholas, J.C. Needham, M.G. Murch, P. Templesmith, C.J. Dawes, "Friction Stir Butt welding", GB Patent Application No.9125978.8 Dec 1991. US Patent No.5460317, (Oct. 1995).
2. D. Santiago, G. Lombera, S. Urquiza, A. Cassanelli, L.A. de Vedia: "Numerical modeling of joints welded by "friction stir welding" process", *Materials Research*, Vol.7, No.4, pp.569-574, (2004).
3. Ulysse, "Three-dimensional modeling of the friction stir-welding process", *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, Vol. 42, pp. 1549-1557, (2002).
4. P. Colegrove, H. Shercliff, "3-Dimensional CFD modeling of flow round a threaded friction stir welding tool profile", *Journal of Material Processing Technology* xxx (2005) xxx-xxx(*in press*).
5. S. Xu, X. Deng, A.P. Reynolds, T.U. Seidel, "Finite element simulation of material flow in friction stir welding", *Science and Technology of Welding & Joints*, Vol. 6, No. 3, pp 191-193, (2001).



6. T. Sheppard, D. S. Wright, "Determination of flow stress: Part 1 constitutive equation for aluminium alloys at elevated temperatures", *Metals Technology*, pp. 215-223, (June 1979).
7. A.J. Chorin, *Math. Comp*, Vol. **22**, pp. 745-762, (1968).
8. Y. Saad, "SPARSEKIT: a basic tool kit for sparse matrix computation (version2)", University of Illinois, <http://www-users.cs.umn.edu/~saad/software/SPARSKIT/sparskit.html>, (1994).
9. C. M. Chen, R. Kovacevic, "Finite element modeling of friction stir welding – thermal and thermomechanical analysis", *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, Vol. **43**, pp. 1319-1326, (2003).
10. A.P. Reynolds, "Visualisation of material flow in autogenous friction stir welds", *Science and Technology of Welding & Joints*, Vol. **5**, No. 2, pp.120-124, (2000).
11. P. Cabot, A. Moglioni, E. Carella, "Soldadura por fricción-agitación (FSW) de AA 6061-T6", *Materia*, Vol. **8**, pp. 187-195, (2003).

## 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.*

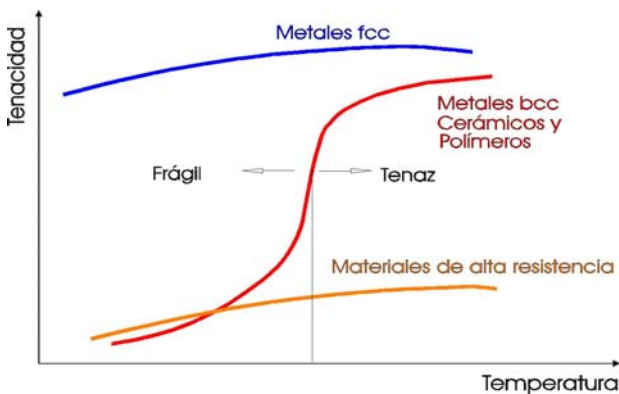
*Aspects still under research, as scatter in results, size and constraint effects, are described.*

*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.



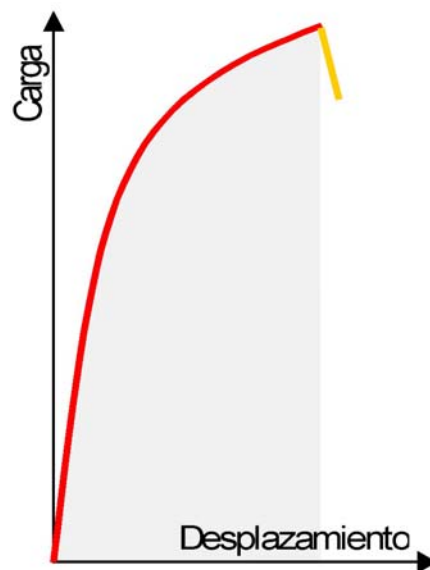
**Figura 1. La transición dúctil frágil para distintos materiales**

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.

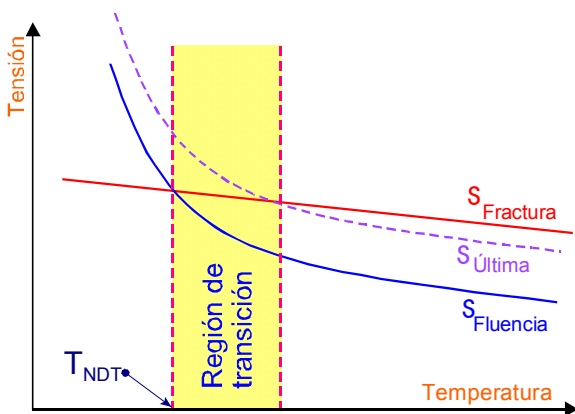
En la transición, el ensayo de una probeta con una fisura mostrará típicamente un registro carga-desplazamiento no lineal, debido a la plasticidad, y quizá algo de crecimiento estable de fisura, interrumpido por la ocurrencia de una súbita falla por clivaje (Figura 2). El área bajo el registro carga-desplazamiento 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.

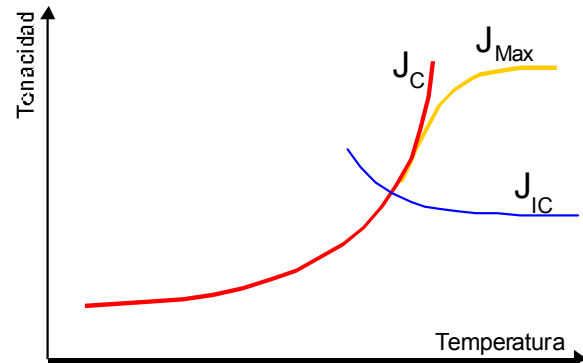


**Figura 3. Competencia entre mecanismos dúctil y frágil en la transición.**

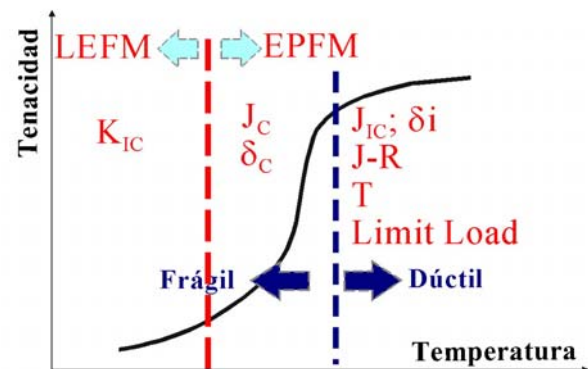
Fractura por clivaje y crecimiento dúctil de fisura parecen ser fenómenos independientes, de tal manera que el clivaje puede ocurrir antes o después del inicio del crecimiento estable de fisura,  $J_{IC}$ ; en algún punto de la curva de resistencia J-R. Paris *et al.* [4] definen al clivaje como un fenómeno 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].

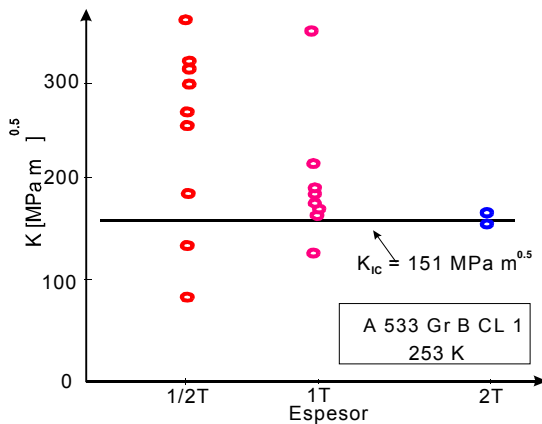


Figura 6. Dispersión de resultados para varios espesores.

### 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.

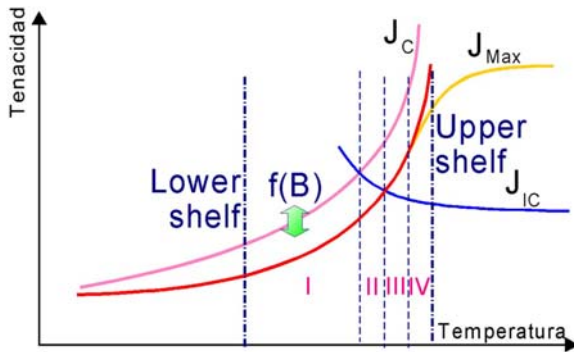


Figura 7. Reinterpretación de la curva de transición.

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)

$\theta$ : 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.

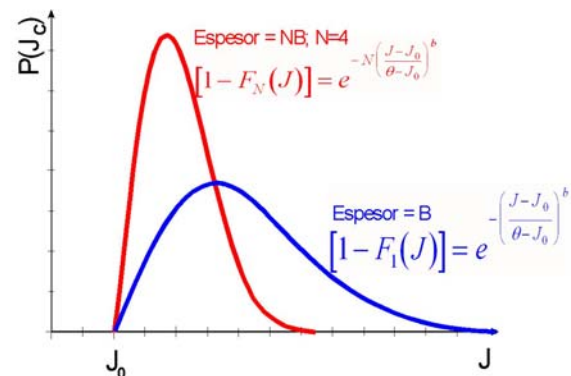


Figura 8. Densidad de probabilidad de 3P-W

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  $K$ .

$\theta_K$ : 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  $\theta_K$ . 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):

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

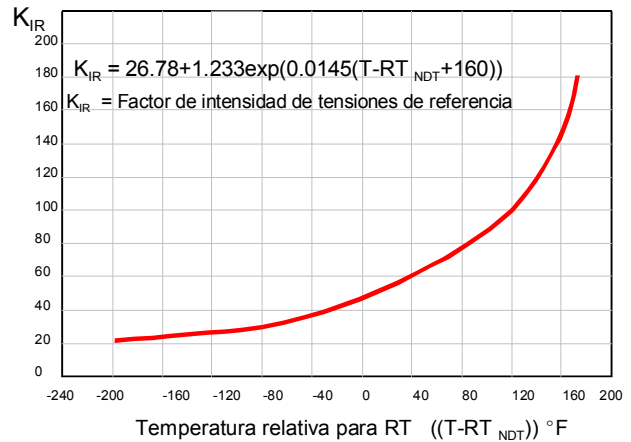


Figura 9. Curva de  $K_{IR}$  del Código ASME.

$T_0$  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*.

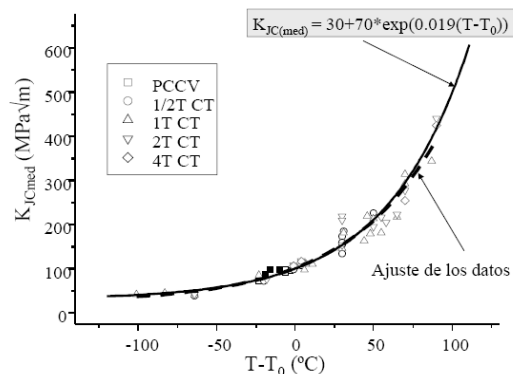


Figura 10. Master Curve de Wallin.

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  $\delta_c$ ,  $\delta_u$  y  $\delta_m$ , 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  $-154^\circ\text{C}$  hasta temperatura ambiente, y 4 tamaños distintos, desde espesores de 12.5mm hasta 100mm,

habiéndose realizado más de 600 ensayos en total.

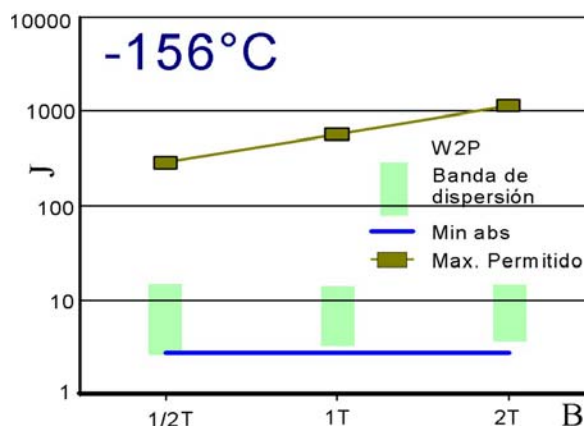
De acuerdo a algunos autores [23, 24], los resultados de este *round robin* mostrarían que la predicción de la temperatura  $T_0$  sería aceptable para buena parte de los juegos de datos obtenidos; pero no lo sería a la menor temperatura. Esto podría ser explicado porque, según sea la temperatura, distintos 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.

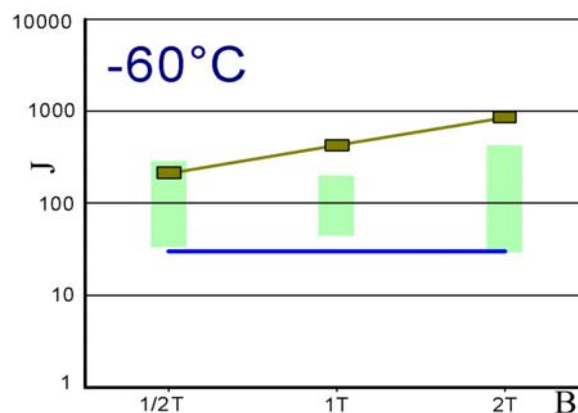
**Tabla 1.** Programa experimental del *round robin* coordinado por ESIS.

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

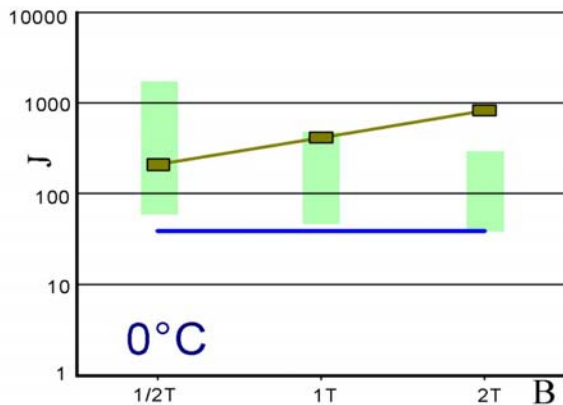
10		2T	30
11		1/2 T	30
12	-40	1T	32
13		2T	30
14		1/2 T	31
15		1T	30
16	-20	2T	30
17		4T	15
18		1/2 T	30
19		1T	30
20	0	2T	30
21		4T	16
22		1T	10
23	20	2T	30
24		4T	15



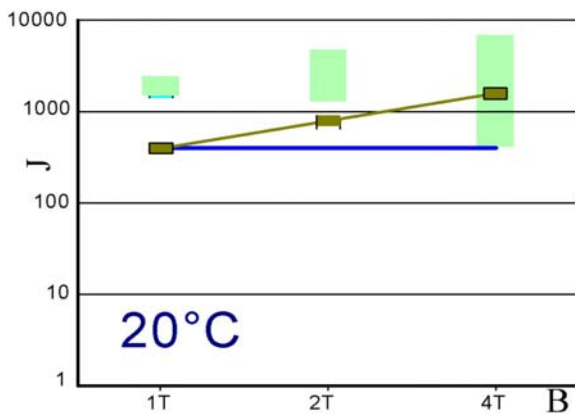
**Figura 11.** Resultados *round robin* ESIS a  $-156^{\circ}\text{C}$ . (J [kJ/m<sup>2</sup>]; T=25mm.)



**Figura 12.** Resultados *round robin* ESIS a  $-60^{\circ}\text{C}$ . (J [kJ/m<sup>2</sup>]; T=25mm.)



**Figura 13. Resultados round robin ESIS a 0°C.** (J [kJ/m<sup>2</sup>]; T=25mm.)



**Figura 14. Resultados round robin ESIS a 20°C.** (J [kJ/m<sup>2</sup>]; 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  $\zeta$  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.

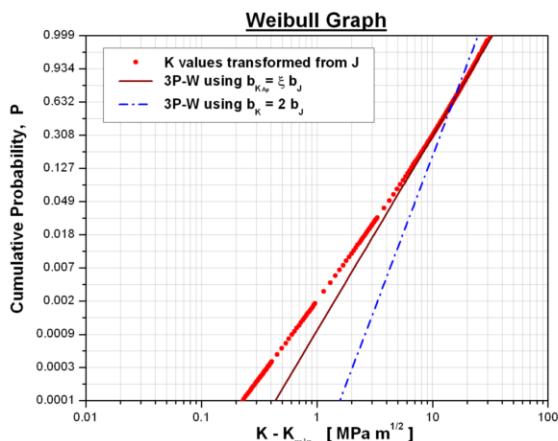


Figura 15. Valores 3P-W en términos de  $K_{JC}$  convertidos a  $K_{JC}$  equivalentes (ver texto).

## 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).

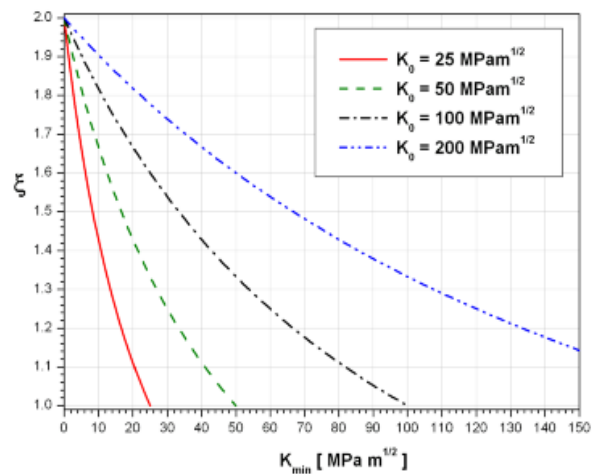


Figura 15. Factor  $\zeta$  que relaciona las pendientes aproximadas de 3P-W en J y K.

## 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.

[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, T<sub>0</sub>, 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. Iwadate, 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<sub>c</sub> en K<sub>Jc</sub> 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.