

UNIVERSIDAD DE CANTABRIA

**DEPARTAMENTO DE CIENCIA E INGENIERÍA DEL TERRENO Y DE
LOS MATERIALES**



TESIS DOCTORAL

***INTEGRIDAD ESTRUCTURAL DE VASIJAS NUCLEARES EN BASE A LA
CURVA PATRÓN OBTENIDA MEDIANTE PROBETAS RECONSTRUIDAS***

Autor:

DIEGO FERREÑO BLANCO

Directores:

IÑAKI GORROCHATEGUI SÁNCHEZ

FEDERICO GUTIÉRREZ-SOLANA SALCEDO

Tesis Doctoral presentada en la Universidad de cantabria para la obtención del Título
de Doctor Ingeniero de Caminos, Canales y Puertos

Santander, octubre de 2007

Capítulo 2 Estado del arte

2.1 Introducción

En el Capítulo 1 de esta tesis se han establecido las tres líneas de trabajo que a lo largo de la misma van a ser desarrolladas: caracterización de aceros de vasija en la zona de transición dúctil-frágil (de acuerdo con el procedimiento de la Curva Patrón), efecto de la irradiación sobre la respuesta de los aceros en dicho régimen y, finalmente, validación de las configuraciones de probetas reconstruidas PCCv y CT. En coherencia con esta clasificación de las labores a realizar, se dedica el alcance de este capítulo segundo a la descripción del estado de conocimiento presente en cada una de estas tres disciplinas. Puesto que todos estos análisis concluyen en un ejercicio de Integridad Estructural, ver la Figura 1.4, se incluye además un apartado relativo a las principales características de los procedimientos actualmente vigentes para tal fin. De esta manera, se facilita la lectura y entendimiento de los contenidos que serán presentados en los capítulos posteriores.

2.2 La zona de transición dúctil-frágil

La tenacidad a fractura de los aceros ferríticos puede modificarse drásticamente ante pequeños cambios de temperatura como atestigua la Figura 2.1. En ella se representa una curva típica relacionando la tenacidad de un acero al carbono en función de la temperatura. Para temperaturas reducidas el mecanismo de fractura consiste, exclusivamente, en clivajes (decohesiones intragranulares) y la respuesta del acero es frágil. Esta región se conoce con el nombre de *Lower Shelf*. A medida que se incrementa la temperatura las condiciones para que se produzca el clivaje se hacen más

improbables, lo cual se manifiesta en un aumento de la tenacidad del material, dando lugar a la zona de transición dúctil-frágil (ZTDF). A partir de determinado punto de esta zona de transición, Figura 2.1, las superficies de fractura permiten apreciar zonas de desgarro dúctil previas a la rotura por clivaje. Microestructuralmente, se corresponden con mecanismos de rotura que implican procesos de formación y posterior crecimiento y coalescencia de microhuecos. Finalmente, para temperaturas elevadas, se alcanza la denominada región *Upper Shelf* en la cual los mecanismos frágiles no participan en el proceso de rotura y éste se materializa casi exclusivamente en forma de desgarro dúctil.

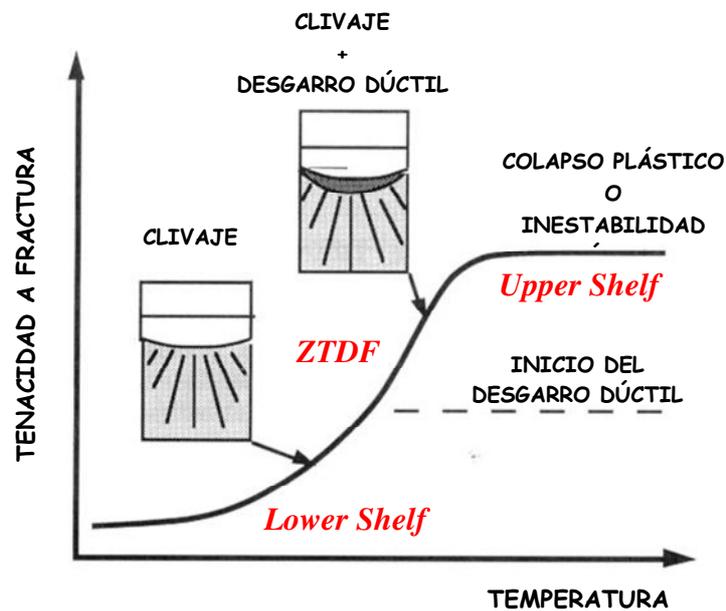


Figura 2.1 Apariencia típica de la curva temperatura-tenacidad en un acero al carbono

La evidencia empírica permite constatar que los resultados de tenacidad de ensayos realizados en la ZTDF presentan una elevada dispersión: dentro de una misma familia de probetas ensayadas a una determinada temperatura en la ZTDF, algunas probetas ofrecen bajos resultados de tenacidad, sin apenas desarrollar plasticidad en las proximidades del frente de fisura, mientras que, en otras, los valores de tenacidad son muy elevados y las probetas muestran una importante presencia de plastificación en el frente. Desde finales de los años setenta se han desarrollado trabajos [1] que justifican esta respuesta aleatoria atendiendo a la particular naturaleza microestructural de los aceros al carbono.

En los Apartados 2.3 y 2.4 se describen dos de las alternativas disponibles actualmente para modelar el fenómeno de la respuesta de los aceros en la ZTDF: el procedimiento clásico, propuesto por ASME y el de la Curva Patrón, de reciente desarrollo, sobre el cual se hará particular énfasis.

2.3 Descripción de la zona de transición según el código ASME

La Sociedad Americana de Ingenieros Mecánicos, ASME (*American Society of Mechanical Engineers*), ha elaborado un código, ampliamente difundido, destinado a diseñadores, operadores y fabricantes de vasijas a presión y componentes relacionados que contiene, en su Sección XI [2], una serie de guías para el tratamiento de posibles fisuras, basado en los principios de la Mecánica de Fractura Elástica Lineal (en adelante MFEL). Dado que en pocas ocasiones se dispone de datos de tenacidad a fractura del material empleado, el código proporciona una serie de curvas de referencia que ofrecen estimaciones conservadoras de la tenacidad frente a la temperatura, describiendo así el comportamiento del acero en la ZTDF.

Las curvas fueron obtenidas a finales de los años sesenta y principios de los setenta compilando datos de tenacidad K_{Ic} (estática), K_{Id} (dinámica) y K_{Ia} (de parada de fisura) procedentes de multitud de ensayos de diferentes aceros y coladas.

Tras aglutinar los datos disponibles se apreció que las curvas así obtenidas presentaban, *grosso modo*, una apariencia similar, independientemente de la colada o composición utilizada. La única diferencia entre ellas estribaba en su posición en el eje de temperaturas, véase la Figura 2.2 [3]. En consecuencia, se consideró oportuno posicionarlas en abscisas en términos relativos haciendo uso de un parámetro adecuado. Éste es conocido como Temperatura de Referencia RT_{NDT} (*Reference Temperature, Nil Ductility Temperature*), cuyo proceso de obtención se describe más adelante, en el Apartado 2.3.1. Representando en abscisas el valor $(T - RT_{NDT})$ las diferentes familias de curvas se solapan aproximadamente en una sola, Figura 2.2 [3], que se asume como curva universal de diseño.

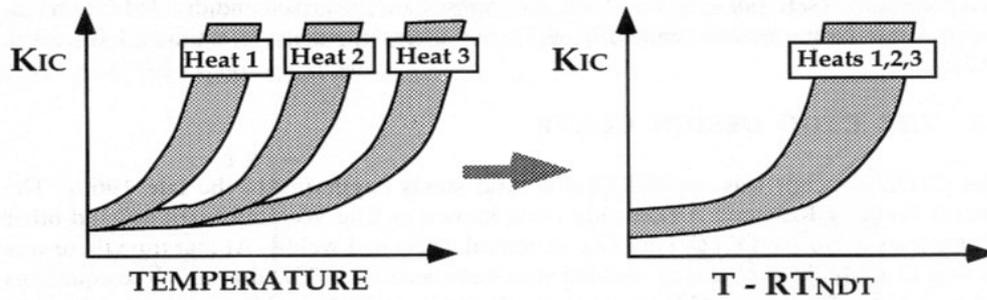


Figura 2.2 Proceso de generación de las curvas ASME [3]

Originalmente, se consideraron dos curvas diferentes, la K_{Ic} , que constituye una envolvente inferior de valores de tenacidad estática, y la K_{IR} (en ocasiones también denominada K_{Ia} , dependiendo de la fuente que se consulte), envolvente absoluta de valores de tenacidad estática, dinámica y de parada de fisura. Dado que los valores dinámicos y de parada de fisura son inferiores a los de iniciación estática, esta curva resulta la más conservadora de las dos. La elevada dispersión inherente de resultados de tenacidad en la ZTDF, véase el Apartado 2.2, justifica la adopción de una solución conservadora desde el momento que se opta por una descripción determinista del comportamiento del material. La Figura 2.3 [2] muestra la apariencia de ambas curvas proporcionadas por el código ASME representadas en un eje $(T - RT_{NDT})$ cuyas expresiones, en unidades anglosajonas y del S.I. son, respectivamente, las que se ofrecen a continuación, expresiones (2.1) a (2.4):

$$K_{Ic} (ksi \cdot in^{1/2}) = 33.2 + 20.734 \cdot e^{0.02 \cdot [T(^{\circ}F) - RT_{NDT} (^{\circ}F)]} \quad (2.1)$$

$$K_{IR} (ksi \cdot in^{1/2}) = 26.8 + 12.445 \cdot e^{0.0145 \cdot [T(^{\circ}F) - RT_{NDT} (^{\circ}F)]} \quad (2.2)$$

$$K_{Ic} (MPa \cdot m^{1/2}) = 36.45 + 22.766 \cdot e^{0.036 \cdot [T(^{\circ}C) - RT_{NDT} (^{\circ}C)]} \quad (2.3)$$

$$K_{IR} (MPa \cdot m^{1/2}) = 29.40 + 13.776 \cdot e^{0.0261 \cdot [T(^{\circ}C) - RT_{NDT} (^{\circ}C)]} \quad (2.4)$$

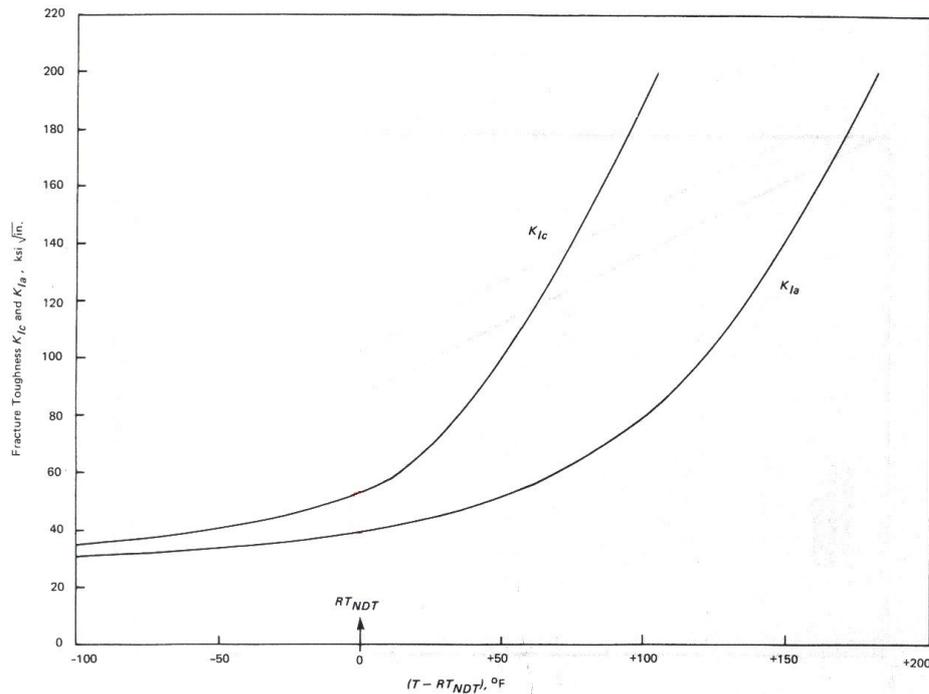


Figura 2.3 Representación de las curvas ASME en función de $(T - RT_{NDT})$ [2]

Dado que el procedimiento se fundamenta en la MFEL es necesario que el parámetro de caracterización de la tenacidad respete dichos principios. Es por ello que se emplea el parámetro K_{Ic} . La correspondiente normativa ASTM [4] para su determinación recoge los condicionantes a respetar a fin de que el tamaño de la zona plástica desarrollada durante el ensayo no implique la superación de los límites impuestos por la MFEL. Una de las estrategias recomendadas para tal fin contempla, en caso necesario, la posibilidad de aumentar el espesor de las probetas de modo que el nivel de confinamiento se incremente en el frente de fisura, predominando, por tanto, las condiciones de deformación plana y, consecuentemente, reduciendo el tamaño de la zona plástica. En el momento de la confección de las curvas ASME fueron ensayadas probetas de hasta doce pulgadas de espesor y, sin embargo, aun así, resultó imposible computar resultados válidos de tenacidad K_{Ic} correspondientes a la región *Upper Shelf* puesto que se superaban las limitaciones presentes en [4]. Por esta razón, se decidió imponer un corte en las curvas para un valor de tenacidad de $200 \text{ ksi} \cdot \text{in}^{1/2}$ ($\approx 220 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$). Como cabe imaginar, la fabricación y ensayo de probetas de tales dimensiones exigió de un

importante desembolso económico, motivo por el cual las curvas ASME son conocidas irónicamente como “curvas del millón de dólares” [3].

La Figura 2.4 [3] contiene los puntos correspondientes a los ensayos que permitieron la elaboración de las curvas ASME; las propias curvas aparecen sobreimpresas en la figura. Puede apreciarse, tanto la disposición de los resultados como la naturaleza conservadora de las curvas. Actualmente, como es lógico suponer, la base de datos se ha enriquecido notablemente con aceros de diferente naturaleza.

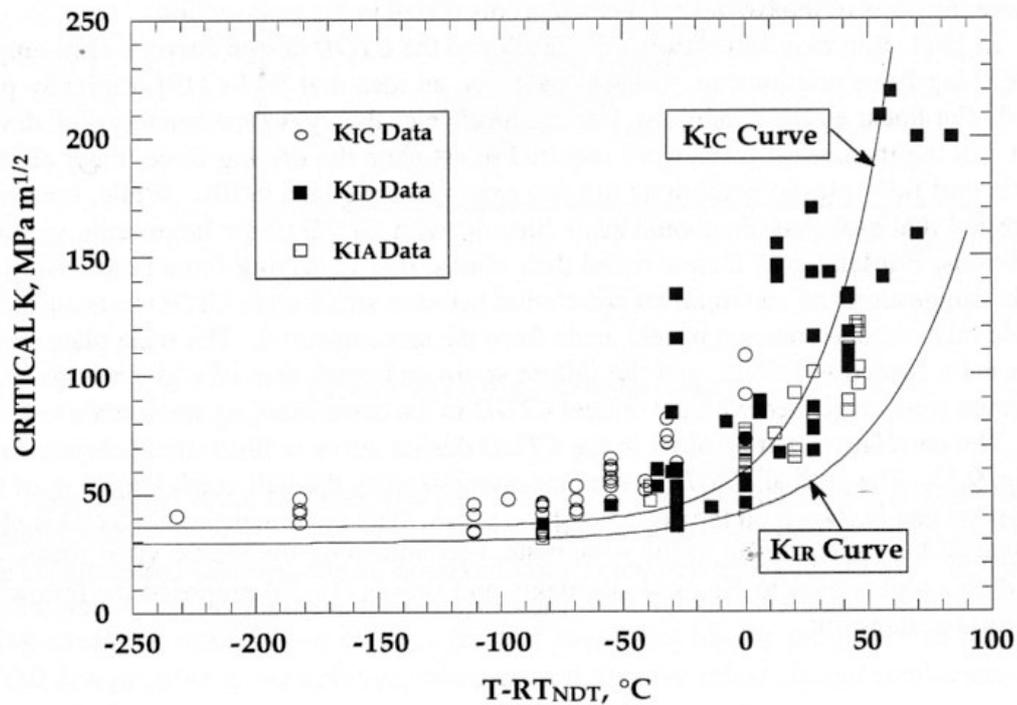


Figura 2.4 Población experimental y curvas ASME [3]

2.3.1 La Temperatura de Referencia RT_{NDT}

Como se ha mencionado anteriormente, el método propuesto por ASME gravita en torno al concepto de temperatura de referencia RT_{NDT} . Se asume tácitamente que RT_{NDT} constituye una propiedad del material estudiado (y de su estado de irradiación, en el caso de aceros de vasija) de modo que, una vez conocido este valor, su respuesta en la ZTDF queda, en principio, conservadoramente descrita por las curvas ASME.

La obtención de la temperatura de referencia RT_{NDT} exige de la obtención previa de la llamada temperatura NDT (*Nil-Ductility Temperature*, en algunas fuentes denominada $NDTT$, *Nil-Ductility Transition Temperature*). El valor de este parámetro se calcula a través del ensayo *Drop Weight-Pellini* (en adelante, DW) que se describe en la norma correspondiente, ASTM E 208 [5]. Fue desarrollado en 1952 por Pellini y sus colaboradores del Naval Research Laboratory, en Estados Unidos, a partir del análisis de fracturas frágiles en estructuras de grandes dimensiones, cascos de embarcaciones, en este caso. Cabe mencionar que en la actualidad se emplea asiduamente en la cualificación de los aceros destinados a tales fines.

El resultado del ensayo proporciona un valor de temperatura, NDT , por debajo de la cual la fractura frágil se produce incluso en presencia de pequeñas entallas y a partir de la cual se desarrolla el fenómeno de la transición dúctil-frágil [6]. En consecuencia, puede asumirse que la temperatura NDT se corresponde con el origen de la ZTDF. La experiencia acumulada a lo largo de cuarenta años permite afirmar que, aceros trabajando a temperaturas superiores a, entre $NDT + 33^{\circ}C$ y $NDT + 67^{\circ}C$, dependiendo del tipo de acero, presentan una muy baja incidencia de fallos frágiles, incluso en piezas de gran espesor (hasta 12 pulgadas) [6].

La descripción esquemática del dispositivo experimental se recoge en la Figura 2.5 [3, 5]. El ensayo consiste en liberar un cuerpo, de masa y geometría establecidas, desde una altura calibrada, sobre una probeta de geometría paralelepípedica y dimensiones normalizadas, fabricada en el acero cuyo valor de NDT se desea conocer. La correcta caída del elemento golpeador se garantiza por medio de unas guías verticales. La probeta queda posicionada durante el ensayo en un yunque diseñado para tal fin. En [5] se proporciona una tabla que permite seleccionar la energía de impacto en función de las dimensiones físicas de la probeta (se contemplan tres posibilidades, P-1, P-2 y P-3) y del límite elástico del material. Las energías de impacto están comprendidas entre 340 y 1630 J con masas de entre 22.7 y 136 kg. El procedimiento fue diseñado para probetas de espesor superior a 5/8", no recomendándose su uso en caso contrario [5].

El yunque sobre el que yace la probeta durante el ensayo garantiza que el impacto suponga una sollicitación de flexión en tres puntos. Previamente al impacto, debe

soldarse una masa de acero en la parte inferior de la probeta y, en dicha masa, practicar una entalla controlada, Figura 2.5. Debe mencionarse que, desde 1984, es obligatorio que la soldadura se realice en un solo paso. La soldadura actúa a modo de elemento frágil, susceptible de fisurarse a consecuencia del impacto. Esta fisura puede, en principio, propagar a través de la masa de acero de la probeta. Como es evidente, dicha propagación se producirá en mayor o menor medida dependiendo de la tenacidad del acero estudiado la cual, a su vez, depende de la temperatura de ensayo. El movimiento vertical del conjunto viene limitado por un tope que se localiza bajo el sistema probeta-soldadura. La distancia comprendida entre la parte inferior de la probeta y dicho tope depende de las dimensiones de aquélla.

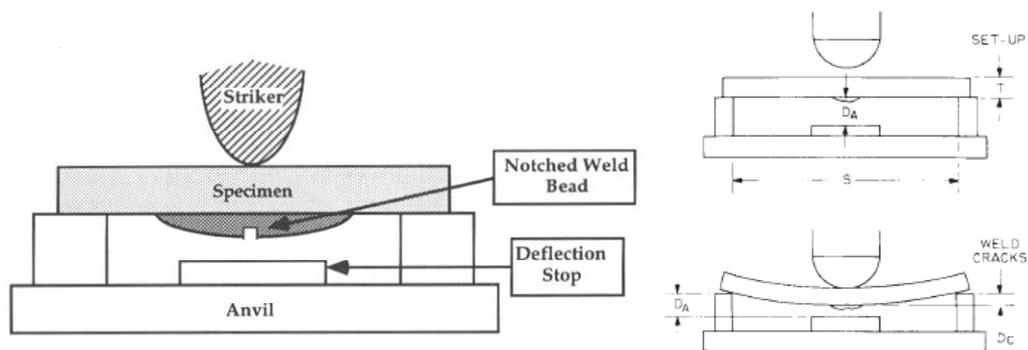


Figura 2.5 Esquema del dispositivo experimental para el ensayo Pellini-DW [3, 5]

El significado del parámetro *NDT* se relaciona con el del valor de la temperatura para la cual la resistencia a tracción, en el caso de entallas de pequeñas dimensiones, coincide con el límite elástico del material. La Figura 2.6 [5] permite apreciar este hecho. El valor de *NDT* representa la temperatura por debajo de la cual el acero, en presencia de una fisura, experimenta la fractura sin apenas manifestar deformación plástica.

Cada ensayo individual Pellini-DW admite únicamente dos posibles resultados: ‘rotura’ o ‘no rotura’. Para que se dé el primer caso, tal y como ilustra la Figura 2.7 [3] basta con que la fisura propague en el material de la probeta hasta alcanzar uno de sus bordes; en caso contrario se considera que la fisura se ha parado.

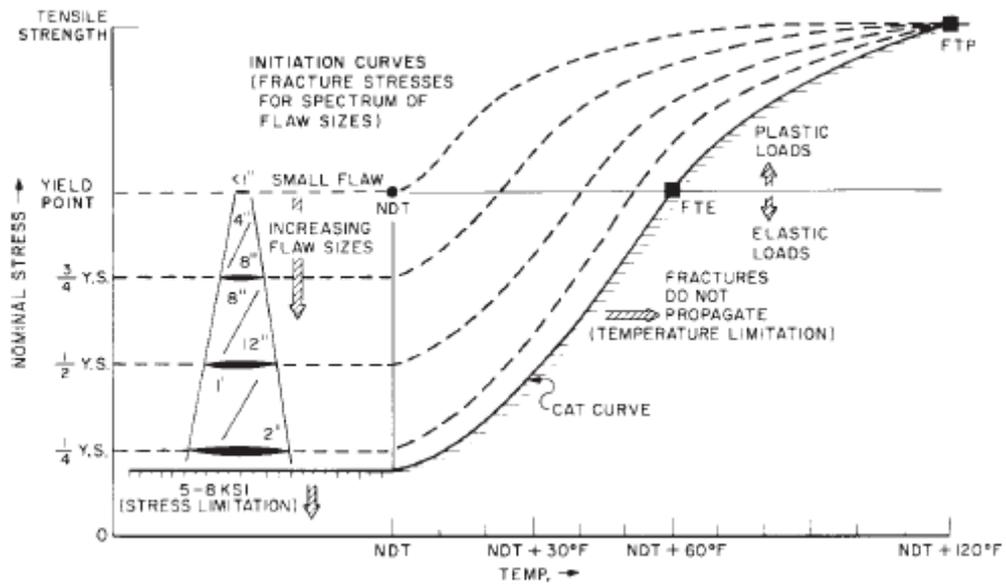


Figura 2.6 Significado físico del parámetro NDT [5]

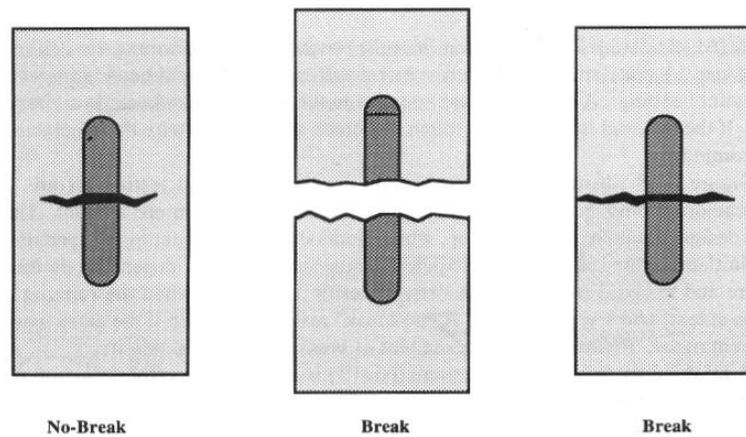


Figura 2.7 Criterio establecido en [5] para determinar el resultado del ensayo Pellini-DW [3]

En un proceso experimental destinado a la obtención de *NDT* es preciso ensayar varias probetas, habitualmente entre cuatro y ocho, por el método descrito, a diferentes temperaturas. Es necesario localizar una temperatura inferior para la cual el resultado sea ‘rotura’ y otra superior que dé ‘no rotura’. Idealmente, de acuerdo con el conocimiento previo acerca del material y la pericia del experimentador, estas dos temperaturas deben ser lo más próximas posible. Seguidamente, deben practicarse ensayos a intervalos de $5^{\circ}C$ (o $10^{\circ}F$) entre dichos límites hasta conseguir dos temperaturas contiguas con distintos resultados: ‘rotura’ y ‘no rotura’. La temperatura *NDT* se define como la máxima temperatura para la cual se produce la rotura (es decir,

la inferior de las dos anteriores) siempre que, para la temperatura superior, se den al menos dos ensayos con el resultado de ‘no rotura’.

La Figura 2.8 [6] ilustra los comentarios anteriores ofreciendo una perspectiva del dispositivo experimental, de algunas probetas ya ensayadas así como de los resultados obtenidos y del cálculo de NDT .

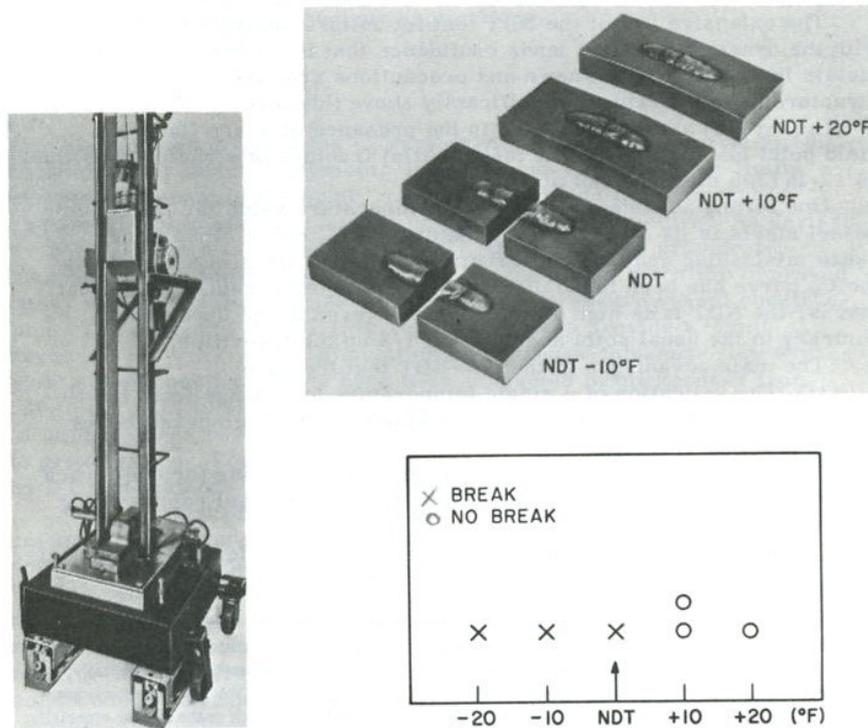


Figura 2.8 Imágenes ilustrativas del dispositivo experimental y resultados para el ensayo Pellini -DW [6]

La obtención, finalmente, de la temperatura RT_{NDT} , que es la que se requiere para la utilización de las curvas ASME, precisa del análisis conjunto de los resultados del ensayo DW y de los de impacto Charpy, de gran tradición en la caracterización del comportamiento de aceros en fractura y, muy particularmente, en el sector nuclear.

Tras realizar tres ensayos de impacto Charpy sobre probetas orientadas en su dirección más débil (perpendicular a su dirección de máximo trabajo de conformado) a una temperatura $60^{\circ} F (\approx 33^{\circ} C)$ superior a NDT anteriormente calculada, se comprueba el valor de energía absorbida por el más frágil de ellos. Si este valor resulta superior a $50 \text{ ft}\cdot\text{lb} (\approx 68 \text{ J})$ y la expansión lateral supera las 35 milésimas de pulgada ($\approx 0.9 \text{ mm}$),

se considera que RT_{NDT} coincide con NDT . En caso contrario, deberán realizarse ensayos Charpy adicionales a temperaturas superiores hasta que dicha condición se satisfaga. Restando $60^{\circ}F$ ($\approx 33^{\circ}C$) de dicho valor de temperatura se obtiene el valor de RT_{NDT} . El diagrama de flujo que se presenta en la Figura 2.9 esquematiza el proceso de obtención de la Temperatura de Referencia RT_{NDT} .

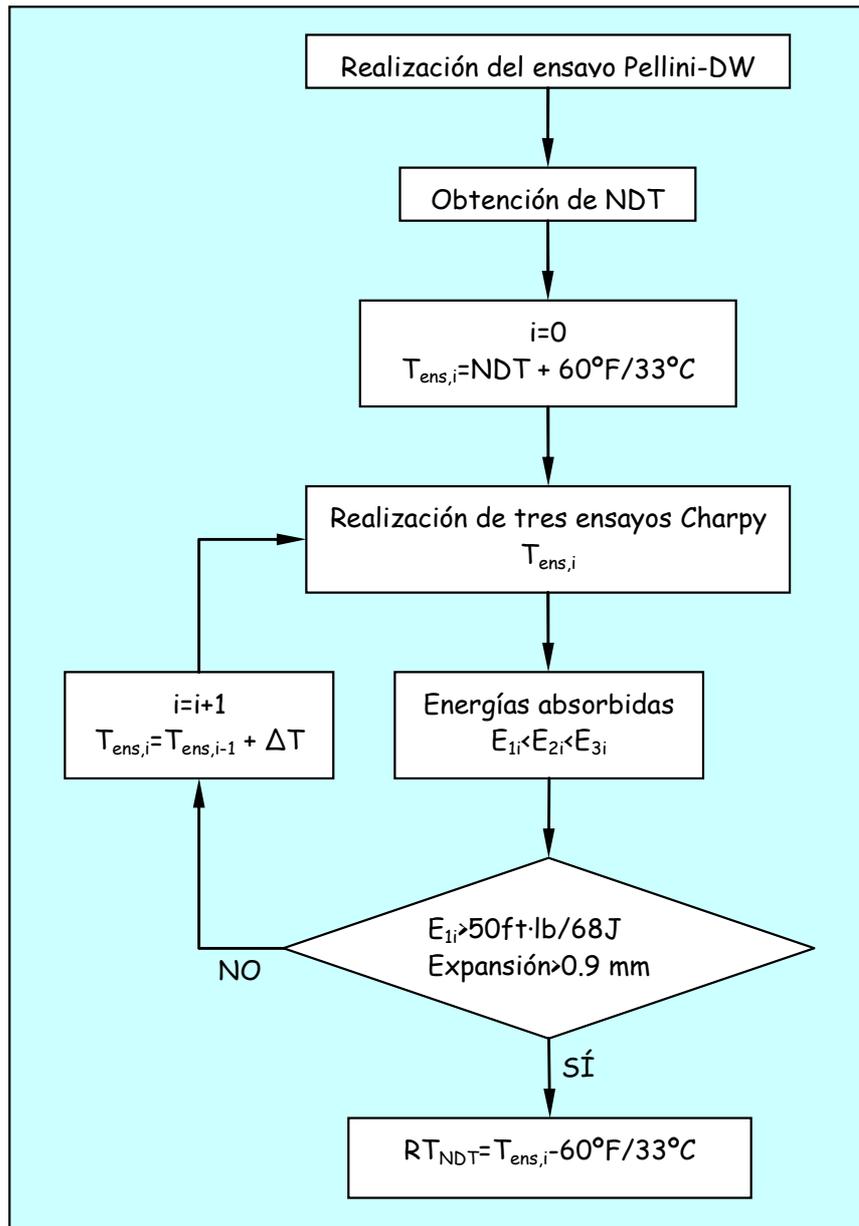


Figura 2.9 Diagrama de flujo para la obtención de RT_{NDT}

Anteriormente se ha mencionado que NDT y por lo tanto, indirectamente, RT_{NDT} , representan valores que permiten localizar la ZTDF y que este hecho viene fuertemente refrendado por años de experiencia, fundamentalmente en el sector naval. Los trabajos desarrollados en esta tesis versan sobre el comportamiento de aceros de vasija, los cuales, operan en condiciones de irradiación neutrónica. Tradicionalmente, la evolución de sus propiedades, acerca de la cual se tratará con extensión en el Apartado 2.5, se determina por medio del parámetro ΔT_{41J} , donde T_{41J} representa la temperatura para la cual la energía absorbida en un impacto Charpy es de 41 J (30 ft·lb, en unidades sajonas). De esta manera, se asume habitualmente que $\Delta T_{41J} \approx \Delta(RT_{NDT})$. No existe justificación teórica para la hipótesis anterior. Cabe preguntarse, por tanto, acerca del soporte empírico que sustenta esta correlación. Sencillamente a modo de ejemplo se presenta la Figura 2.10 [6], que ofrece una serie de resultados experimentales, para varios materiales, que justifican la validez, aproximada, de la equivalencia entre ΔT_{41J} y $\Delta(RT_{NDT})$.

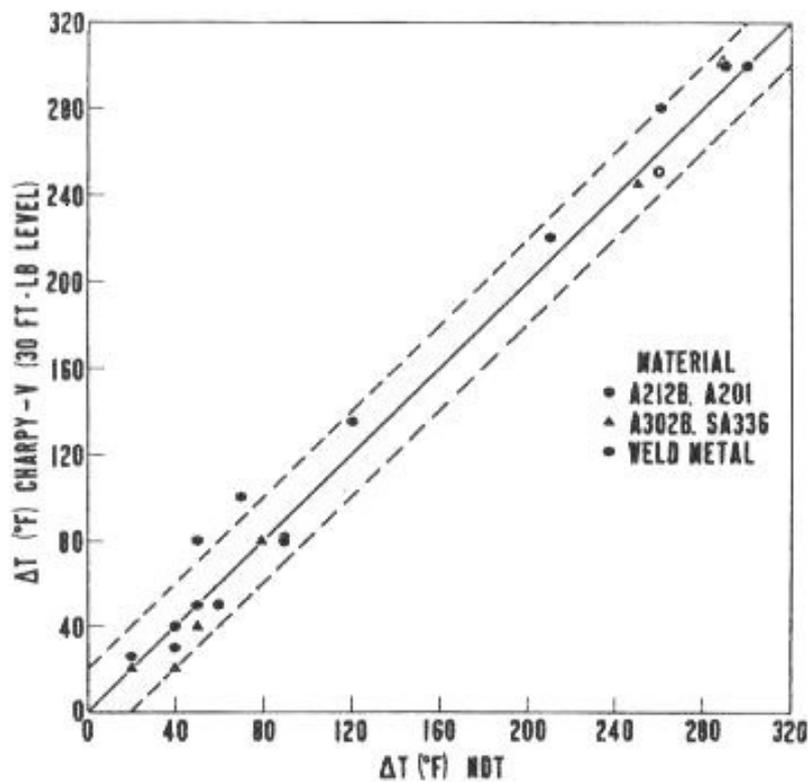


Figura 2.10 Correlación experimental entre ΔT_{41J} y $\Delta(RT_{NDT})$ [6]

2.3.2 Crítica del método ASME

Como se acaba de presentar, el código ASME [2] proporciona un método que permite modelar el comportamiento de un acero en la ZTDF. Una vez determinado el valor de RT_{NDT} del acero en cuestión por medio de los ensayos *Pellini-DW* y *Charpy* las expresiones (2.1) a (2.4) describen, en principio de manera conservadora, la tenacidad del material en función de la temperatura en la ZTDF.

Dentro de las virtudes del método ASME puede mencionarse su sencillez y eficacia: los ensayos de referencia, *DW* y *Charpy*, resultan baratos y rápidos. Por otro lado, la ZTDF queda representada por un único parámetro, RT_{NDT} . Sin embargo, algunos de sus rasgos principales resultan cuestionables; pueden mencionarse los siguientes [6]:

- Una de las características esenciales de la ZTDF es la dispersión de resultados la cual debe poder explicarse por razones microestructurales. El método no contempla en modo alguno este enfoque. La respuesta aleatoria no queda justificada.
- Dado que no se recurre a una descripción estadística, el código ASME proporciona unas curvas normalizadas de carácter determinista, de modo que se ve obligado a tomar las envolventes inferiores de los resultados experimentales. Esto redundaría en un conservadurismo no deseable, cuestionable desde una perspectiva ingenieril.
- Por otra parte, el procedimiento no es capaz de garantizar que alguna familia de aceros no contemplada en el momento de la elaboración de las curvas ASME no pueda presentar un comportamiento todavía más frágil que el que ellas describen.
- La población de ensayos de tenacidad a partir de las cuales fueron obtenidas las curvas ASME caracterizan la tenacidad del material en el ámbito de la MFEL, evitando, por lo tanto, la posibilidad más realista y menos conservadora, de ofrecer unas curvas de referencia en las que también se contemplen mecanismos plásticos previos a la rotura. Sería deseable, pues, que las curvas se hubieran desarrollado en el ámbito de la Mecánica de Fractura Elasto-Plástica (MFEP).

- La influencia, ampliamente documentada [3], del espesor de la probeta sobre la tenacidad a fractura, tampoco se contempla en el procedimiento.
- La dependencia de la tenacidad con la temperatura también queda sin justificación, se describe, sencillamente, desde una perspectiva fenomenológica.
- La Temperatura de Referencia RT_{NDT} se obtiene a partir de un compendio de resultados de ensayos *Pellini-DW* y Charpy. En ambos casos se trata de ensayos de naturaleza dinámica; en el primero de ellos la presencia de una fisura se consigue de manera artificial (a partir de la propagación desde la entalla mecanizada en la masa de soldadura) y en el segundo se inicia a partir de una geometría de entalla previamente mecanizada. La situación habitual de estudio, que puede considerarse como caso de referencia en la vasija de un reactor, comprende una sollicitación de naturaleza cuasi-estática sobre un componente en el que se presenta una fisura afilada.
- El ensayo *Pellini-DW* exige un elevado consumo de material. Por ello, para el caso de una vasija de reactor, la práctica de dicho ensayo sólo resulta factible en la condición inicial, previa a irradiación.
- El resultado del ensayo *Pellini-DW* depende fuertemente de la calidad de la soldadura practicada, y ofrece una posibilidad al error humano en su ejecución. Además, la aportación de calor sobre el material a ensayar puede alterar sus propiedades falseando, en consecuencia, el resultado del ensayo.

2.4 La Curva Patrón (Master Curve)

De lo expuesto en el Apartado 2.3 se deduce que cualquier método que aspire a proporcionar una descripción fidedigna del comportamiento de un acero en la ZTDF debe ser capaz de predecir sus aspectos más destacables, a saber, la dispersión de resultados, el efecto del espesor de la probeta en la tenacidad y la dependencia de esta última con la temperatura. Por otra parte, sería deseable que el procedimiento se fundamentara sobre los principios de la MFEP, superando las limitaciones intrínsecas de la MFEL.

En esta línea de pensamiento surge el método de la Curva Patrón el cual se describe extensamente en los apartados que siguen, constituyendo de este modo, el núcleo principal de este capítulo. Seguidamente se presentan, de manera detallada, los fundamentos teóricos que sustentan este procedimiento de caracterización así como ejemplos que confirman la validez del modelo. También se incluye una descripción del procedimiento experimental que la normativa vigente contempla junto con algunas consideraciones adicionales de relevancia.

2.4.1 Modelos micromecánicos de fractura por clivaje

El estudio de los mecanismos que conducen a la rotura por clivaje indica que, para que este tipo de fractura se produzca, es preciso que, en primer lugar, se den las condiciones propicias para la iniciación del proceso e, inmediatamente, aquéllas necesarias para que éste prospere. Puede hablarse, por tanto, de dos etapas de carácter independiente: iniciación y propagación. La etapa de iniciación demanda de la existencia de una discontinuidad local en las proximidades del frente de una fisura macroscópica. Así, por ejemplo, una microfisura afilada asociada a una inclusión o a una partícula de segunda fase [1, 7-9], preferentemente en borde de grano, puede hacer las veces de tal discontinuidad. La Figura 2.11 [3] proporciona un entendimiento cabal del proceso: en las proximidades del frente de una fisura macroscópica se localiza una inclusión que se ve afectada por el estado tensional y deformacional originado por la macrofisura en presencia de una sollicitación externa, en este caso en modo I (tracción), hasta el punto de fracturarse originando una microfisura.

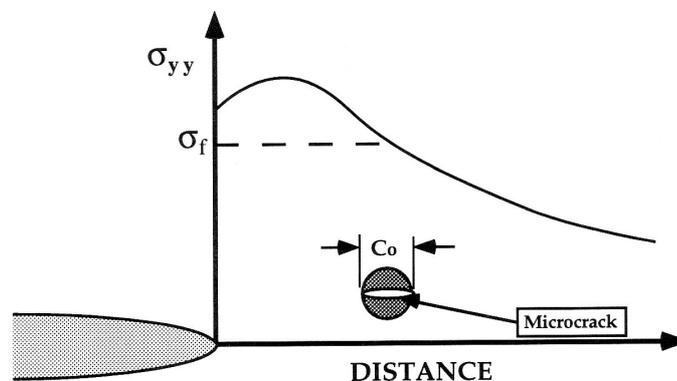


Figura 2.11 Proceso de fractura de una inclusión en las proximidades de una fisura macroscópica generando así una microfisura [3]

En efecto, en la matriz contigua a la inclusión, dentro de la zona plástica provocada por la macrofisura, se producen movimientos de dislocaciones que se ven dificultados o impedidos por la propia presencia de la inclusión, Figura 2.12 [10]. De esta manera, el estado de intensa deformación plástica en los alrededores de la inclusión motiva una elevada sollicitación tensional en la misma, vinculado éste con el estado tensional propio de las dislocaciones.

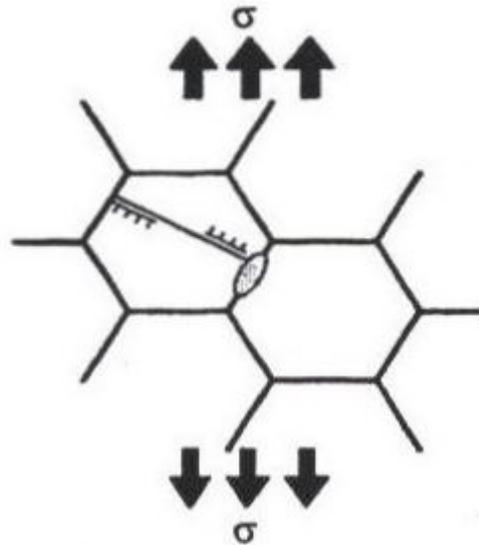


Figura 2.12 Acumulación de dislocaciones en la matriz contigua a una inclusión en borde de grano [10]

A resultas de esta situación puede llegar a superarse localmente la llamada “tensión de fractura de la inclusión” o “tensión crítica”, σ_f , Figura 2.11 [3], generando una microfisura, véase Figura 2.13 [10]. La tensión σ_f constituye una magnitud estadística que depende del tamaño, forma y características intrínsecas de la partícula. En este momento se ha consumado la denominada etapa de iniciación. El hecho de que la inclusión se encuentre en un borde de grano, como en el caso de las figuras analizadas, no afecta para el proceso de iniciación analizado.

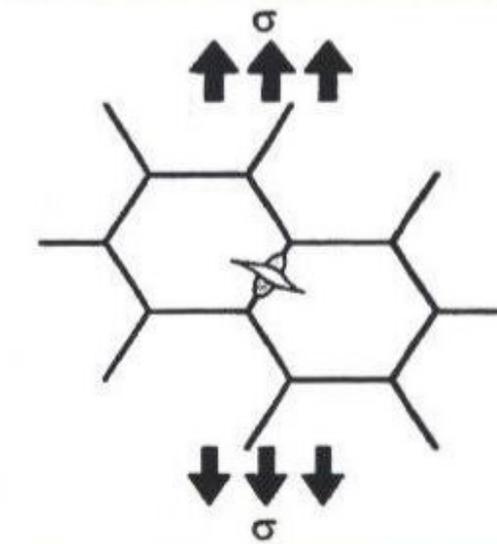


Figura 2.13 Etapa de fractura de una inclusión. Aparición de una microfisura [10]

Una vez que la etapa de iniciación por nucleación de la microfisura se ha satisfecho, el propio estado tensional producido por la fisura macroscópica puede promover el fallo por clivaje (decohesión transgranular) a partir de la inclusión fracturada. Esta situación, que se representa esquemáticamente en la Figura 2.14 [10], exige de ciertas condiciones previas a ser satisfechas ya que, de lo contrario, el clivaje se malogra y el fallo no prospera, quedándose en la etapa de iniciación.

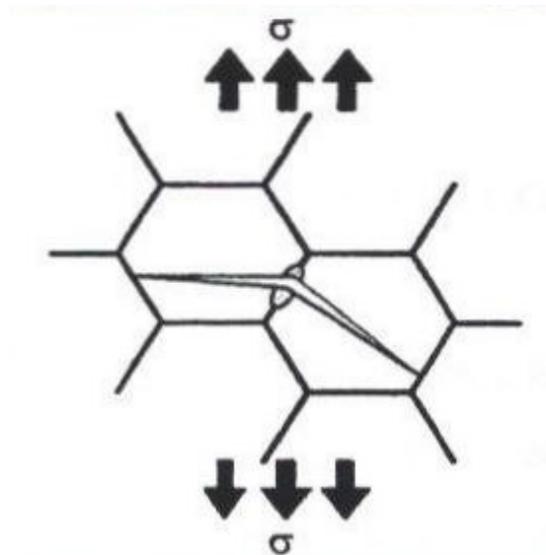


Figura 2.14 Propagación de la microfisura en la matriz contigua, proceso de clivaje [10]

Existen diferentes posibilidades para que el proceso no prospere una vez iniciado, como atestigua la Figura 2.15 [3]. Su significado se justifica a continuación:

La microfisura no es capaz de propagar más allá de la interfaz partícula-matriz. El proceso de fractura en la partícula se materializa debido al estado de deformaciones motivado por las dislocaciones, pero no propaga porque el estado tensional macroscópico aplicado localmente resulta insuficiente para superar la interfaz. Además, aunque la sollicitación externa se incrementara, esta microfisura no sería capaz de promover el clivaje puesto que, presumiblemente, el frente se habría suavizado (enromamiento) merced a la deformación plástica creciente. El tamaño de la partícula es un factor clave en este proceso.

Incluso aunque la microfisura fuera capaz de avanzar en la matriz contigua existe la posibilidad de su parada en el tránsito con el grano adyacente; ello es debido a la orientación desfavorable de los posibles planos atómicos de propagación en el segundo grano. El tamaño de grano desempeña un papel relevante en esta situación.

Puede asimismo producirse una parada de fisura aun habiendo propagado ésta más allá de los granos contiguos, si el gradiente de tensiones es particularmente abrupto; en tal caso las tensiones locales disminuyen bruscamente en una pequeña distancia respecto del frente de fisura. De esta forma, el estado tenso-deformacional puede resultar suficiente para iniciar el proceso pero la fuerza motriz de avance se agota en cuanto la fisura avanza mínimamente.

Según la línea de razonamiento anterior, una vez que se alcanza un estado tensional determinado en las proximidades del frente de una fisura macroscópica, las partículas promotoras del clivaje, inclusiones frágiles en el desarrollo anterior, pueden fallar debido a la sollicitación tensional local motivada por las dislocaciones (cuyo tránsito se ve impedido por la inclusión), iniciando así el proceso de clivaje. En el caso de que se den las condiciones propicias (estado tensional intenso, suave y con orientación favorable de los granos) se produce, inevitablemente, el fallo global. En definitiva, si se alcanza el valor de tensión crítica, σ_f , para alguna de las inclusiones presentes y, además, las condiciones de avance son favorables, debe materializarse la rotura por clivaje del componente en cuestión.

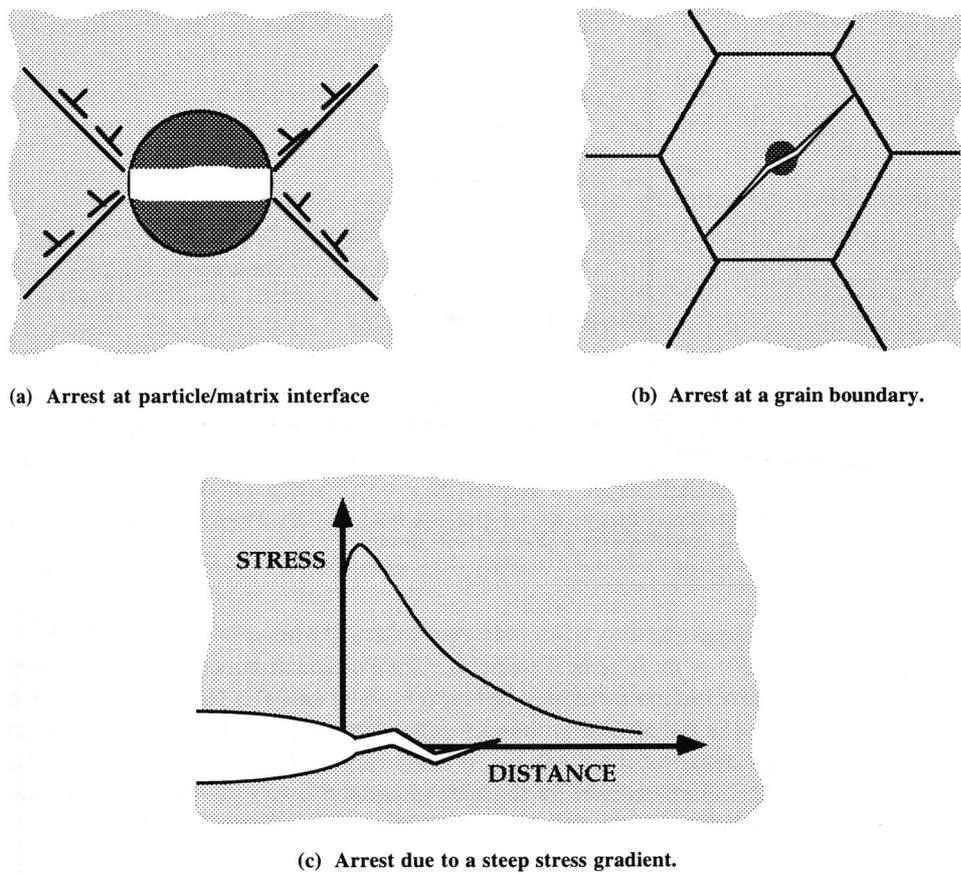


Figura 2.15 Posibles escenarios en los que no se materializa la propagación de la microfisura nucleada [3]

La descripción anterior acerca de la micromecánica de procesos de clivaje no deja de ser una interpretación simplista de la realidad, como demuestran los numerosos estudios que la refutan. La Figura 2.16 [3] muestra, para un material tipo *Ramberg-Osgood*¹ con $n = 10$ (endurecimiento moderado), el perfil de tensiones y deformaciones en las

¹ Los materiales tipo Ramberg-Osgood son aquéllos que satisfacen como ecuación constitutiva la expresión potencial $\epsilon/\epsilon_0 = \sigma/\sigma_0 + \alpha(\sigma/\sigma_0)^n$, donde ' σ_0 ' representa una tensión de referencia arbitraria (que habitualmente se toma igual al límite elástico), $\epsilon_0 = \sigma_0/E$ (siendo E el módulo de elasticidad del material), ' α ' es un parámetro constante adimensional y ' n ' el denominado exponente de endurecimiento. Únicamente α y n constituyen parámetros libres del modelo, a ajustar a partir de la información empírica.

proximidades de una fisura que presenta cierto nivel de enromamiento. Ambas curvas se representan en variables adimensionales: en abscisas, la distancia al frente de fisura viene dada por $r\sigma_0/J$ y, en ordenadas, las tensiones y deformaciones por medio de, σ_{yy}/σ_0 y ϵ_{eq} , respectivamente. El significado de las variables anteriores es el siguiente:

r : distancia física al frente de fisura.

σ_0 : tensión de referencia del material estudiado; habitualmente se toma igual al límite elástico del mismo.

J : integral J .

σ_{yy} : componente 'yy' del tensor de tensiones, donde la dirección 'y' es normal al plano de avance de la fisura.

ϵ_{eq} : deformación total equivalente

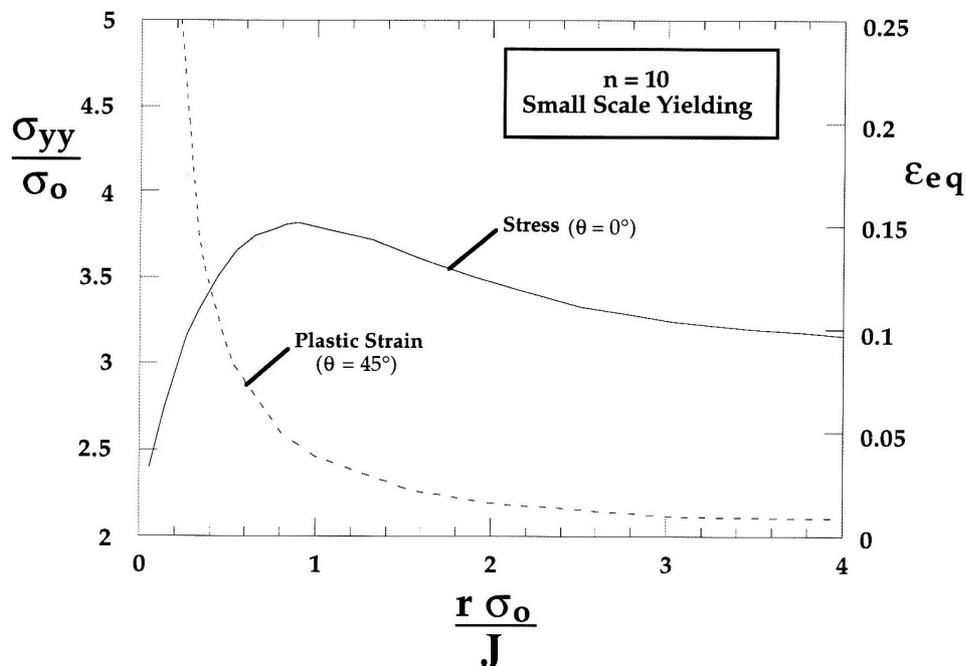


Figura 2.16 Perfiles típicos (adimensionales) de tensiones y deformaciones en las proximidades de un frente de fisura [3]

Las curvas fueron obtenidas a partir de un análisis por elementos finitos [11] en condiciones de plasticidad a pequeña escala (*Small Scale Yielding*, SSY en lo sucesivo). El régimen de SSY viene definido por el hecho de que, tanto el factor de intensidad de tensiones, K , como la integral J , caracterizan unívocamente las condiciones tenso-deformacionales en el frente de fisura. En una situación general de SSY pueden distinguirse dos regiones en las proximidades del frente de una fisura: una, inmediatamente contigua, cuyas condiciones vienen controladas por el valor de la integral J (*J-dominated region*) o, equivalentemente, del parámetro CTOD², δ , y otra, adyacente a la anterior, más alejada del frente, dominada por el factor de intensidad de tensiones, K (*K-dominated region*). Cuando las condiciones de plasticidad aumentan, desaparece la zona dominada por K y únicamente J (o δ) controla el proceso. Finalmente, en situaciones de plasticidad a gran escala (*Large Scale Yielding*, LSY en adelante) no es posible describir unívocamente las condiciones en el frente de fisura por medio de un único parámetro. La Mecánica de Fractura monoparamétrica deja de ser válida ya que los parámetros de fractura comienzan a manifestar una dependencia respecto de factores tales como las dimensiones de la probeta o la longitud de la fisura.

Típicamente, Figura 2.16 [3], las deformaciones presentan una singularidad en el frente de fisura, mientras que las tensiones alcanzan un valor máximo a una distancia aproximada de dos veces el valor del CTOD, 2δ , permaneciendo en el mismo orden de magnitud una distancia apreciable. El valor de dicho máximo es independiente del nivel de sollicitación (en términos de factor de intensidad de tensiones, K , integral J o CTOD, δ) [11]³, es decir, se alcanza incluso para sollicitaciones muy reducidas.

En consecuencia, si el proceso de clivaje viene controlado exclusivamente por la tensión de fractura de una inclusión, σ_f , como se propuso anteriormente de manera simplista,

² CTOD: *Crack Tip Opening Displacement*; véase [3] para una descripción detallada.

³ Estas curvas proceden de las simulaciones por elementos finitos desarrolladas por Mc Meeking y Parks de 1979. En estos trabajos hicieron uso de la teoría de grandes deformaciones y tuvieron en consideración el efecto de enroscamiento del frente de fisura con la plasticidad.

la fractura debiera producirse para cargas infinitesimales puesto que el perfil tensional es relativamente independiente del nivel de sollicitación. Dado que la evidencia empírica contradice esta afirmación (la tenacidad de los metales ante fallo por clivaje no sólo es finita sino que toma valores importantes) puede concluirse que es necesario considerar algún ingrediente más en el análisis del fenómeno, como se describe a continuación.

Ritchie, Knott y Rice (RKR en adelante) [12] desarrollaron en 1973 un modelo sencillo capaz de relacionar la tensión de fractura y la tenacidad así como de justificar el valor finito de la tenacidad de los aceros ante el fallo por clivaje. Postularon que el clivaje se produce cuando la tensión local excede el valor crítico, σ_f , más allá de una determinada distancia característica, X_c , ver Figura 2.17 [3]. Posteriormente Curry y Knott [13] proporcionaron una justificación, de naturaleza estadística, para el concepto de distancia característica propuesto por RKR. Según este planteamiento, para que se produzca la nucleación del clivaje una partícula promotora del mismo de suficiente entidad debe verse sometida a una tensión superior a σ_f . Las partículas muy pequeñas no afectan al proceso y representan microfisuras incapaces de propagar.

Para que una partícula de suficiente tamaño se encuentre bajo este exigente estado tensional, un volumen mínimo de material en las proximidades del frente de fisura debe hallarse fuertemente sollicitado. Como se demostraba en la Figura 2.16 [3], esta región máximamente sollicitada se extiende una distancia que es proporcional a la propia sollicitación, 2δ , con lo cual se justifica el valor no infinitesimal de la tenacidad de los aceros: el fallo se produce cuando la sollicitación implica un tamaño 2δ suficiente para englobar una partícula promotora adecuada; la distancia crítica X_c de RKR cuantifica, en definitiva, dicho volumen. Por otra parte, puesto que la distribución de partículas y tamaños es aleatoria, el fallo por clivaje constituye necesariamente un proceso de naturaleza estadística.

El modelo RKR proporciona una descripción consistente con la física del proceso de clivaje y, además, predice exitosamente los resultados experimentales de tenacidad [3]. Sin embargo, ofrece una limitada utilidad ingenieril puesto que los valores de tenacidad presentan una acusada dependencia respecto de los parámetros σ_f y X_c , los cuales sólo pueden ser determinados por inferencia.

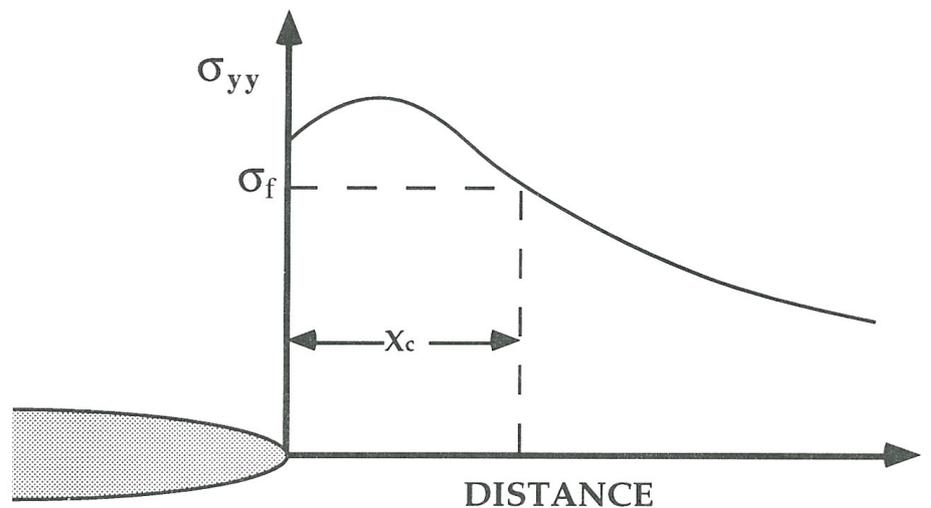


Figura 2.17 Descripción del criterio de fractura RKR [3]

El argumento estadístico permite, asimismo, justificar la causa de la elevada dispersión de resultados de tenacidad por clivaje. En definitiva, dos probetas del mismo material pueden presentar partículas promotoras en posiciones muy diferentes, una de ellas en la región inmediatamente contigua al frente y la otra en posiciones más alejadas, de modo que la primera manifestará una menor tenacidad que la segunda. Por otra parte, la naturaleza estadística de la fractura conduce a una novedosa interpretación del efecto del espesor en la tenacidad: en la medida en que el clivaje se asocia con partículas dispersas en el frente, una probeta de mayor espesor debe presentar, en consecuencia, una mayor probabilidad de contener una partícula promotora en las cercanías del frente, conduciendo con ello a un valor inferior de tenacidad.

2.4.2 *Dispersión de resultados; efecto del tamaño de la probeta*

Los razonamientos presentados en el Apartado 2.4.1 justifican el protagonismo que las partículas presentes –inclusiones, carburos, partículas de segunda fase- adquieren como promotoras potenciales del proceso de clivaje y cómo este fenómeno implica la existencia de dos etapas correlativas [10]:

- I) Etapa de iniciación de una microfisura, en presencia de una fisura macroscópica.
- II) Etapa de propagación de la microfisura, primero en los granos adyacentes y posteriormente más allá, conduciendo a la rotura material.

Dependiendo de factores tales como la geometría de la probeta, velocidad de sollicitación, naturaleza del material o temperatura de ensayo, una u otra de las etapas puede resultar decisiva para que se produzca el fallo. Por ejemplo, en el caso de materiales cerámicos, de naturaleza eminentemente frágil, con una muy baja capacidad de plastificación, los perfiles de tensiones son particularmente abruptos en las proximidades del frente de fisura de forma que la etapa I se materializa con relativa facilidad mientras que la fase de propagación es la que constituye el factor limitante.

Una situación similar se da en los aceros estructurales trabajando a bajas temperaturas, región *Lower Shelf*. Sin embargo, en estos mismos aceros para temperaturas más elevadas, donde el perfil de tensiones en el frente se presenta más suavizado, la fase de propagación se produce con relativa facilidad una vez que el proceso se ha iniciado. En estos casos, la etapa de iniciación resulta crítica para el fallo. Debe hacerse notar que el tamaño de la zona plástica, que engloba a la región de proceso de fractura, se reduce a medida que aumenta el límite elástico del material hecho que sucede al disminuir la temperatura.

De acuerdo con estas consideraciones, en adelante se denominará región de transición o ZTDF al intervalo de temperaturas en el cual la etapa I resulta limitante. Este intervalo se corresponde en la Figura 2.1 con la parte inferior de la curva que se extiende desde la zona *Lower Shelf* hasta la *Upper Shelf*, donde el proceso de fractura no implica la participación de mecanismos dúctiles.

La Figura 2.18 [10] esquematiza la apariencia de la superficie de fractura de dos probetas prefisuradas y posteriormente ensayadas, respectivamente, en la ZTDF y en la zona *Lower Shelf*: para bajas temperaturas (*Lower Shelf*) son visibles numerosos puntos de iniciación del proceso, puesto que su factor limitante es la propagación, mientras que a temperaturas más elevadas (ZTDF) únicamente se aprecia un iniciador (en algunas ocasiones, dos), dado que la iniciación del fallo controla el proceso. Ello corrobora la afirmación según la cual, en la zona de transición, si se dan las condiciones precisas para la iniciación, la probabilidad de fallo por clivaje es muy elevada. Evidentemente, este no es el caso en la zona *Lower Shelf*, más bien da la impresión de que los procesos de iniciación se activan con facilidad y son los mecanismos de propagación los que controlan la rotura. Se volverá sobre este punto más adelante.

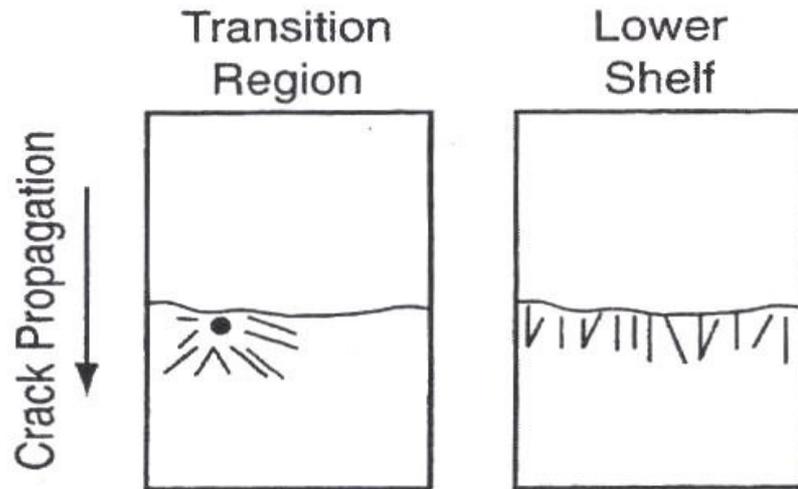


Figura 2.18 Apariencia típica de las superficies de fractura en probetas prefisuradas ensayadas en la ZTDF y Lower Shelf [10]

En el caso de probetas entalladas o planas, no prefisuradas, la situación es distinta. Independientemente de la temperatura de ensayo se aprecia un número reducido de sitios de iniciación, incluso a bajas temperaturas. Ello es debido a que, en el caso de que exista una fisura afilada los perfiles de tensiones en las proximidades del frente de fisura presentan una reducida dependencia del nivel de sollicitación, tal y como se había justificado en el Apartado 2.4.1, mientras que en piezas entalladas o planas éstos incrementan su magnitud gradualmente con la sollicitación ofreciendo una apariencia suavizada. De esta forma, una vez que la sollicitación externa es capaz de satisfacer las condiciones de iniciación, también se cumplen las de propagación. Este hecho permite intuir la dificultad intrínseca implicada en el intento de correlacionar resultados de fractura sobre probetas entalladas o planas, por un lado, y probetas prefisuradas por el otro.

El diagrama de flujo contenido en la Figura 2.19 justifica las posibles situaciones que pueden producirse en el caso de sollicitar tensionalmente un componente que presenta una fisura afilada. Para el caso de un iniciador concreto, la sollicitación puede ser de entidad suficiente como para producir su rotura. Se denomina 'R' a dicho suceso y 'NR' al complementario. Una vez que la partícula rompe, la microfisura puede llegar a prosperar avanzando más allá de los granos inmediatamente contiguos, suceso 'I' (iniciación del clivaje) o bien detenerse en estos, experimentando un enromamiento y posterior formación de huecos, suceso 'H'. Admitiendo que se produce el clivaje y que

la fisura avanza una distancia apreciable más allá del entorno de la partícula promotora, todavía podría detenerse, suceso ‘A’ (*crack arrest*) o, finalmente, propagar desencadenando el fallo del componente, suceso ‘F’.

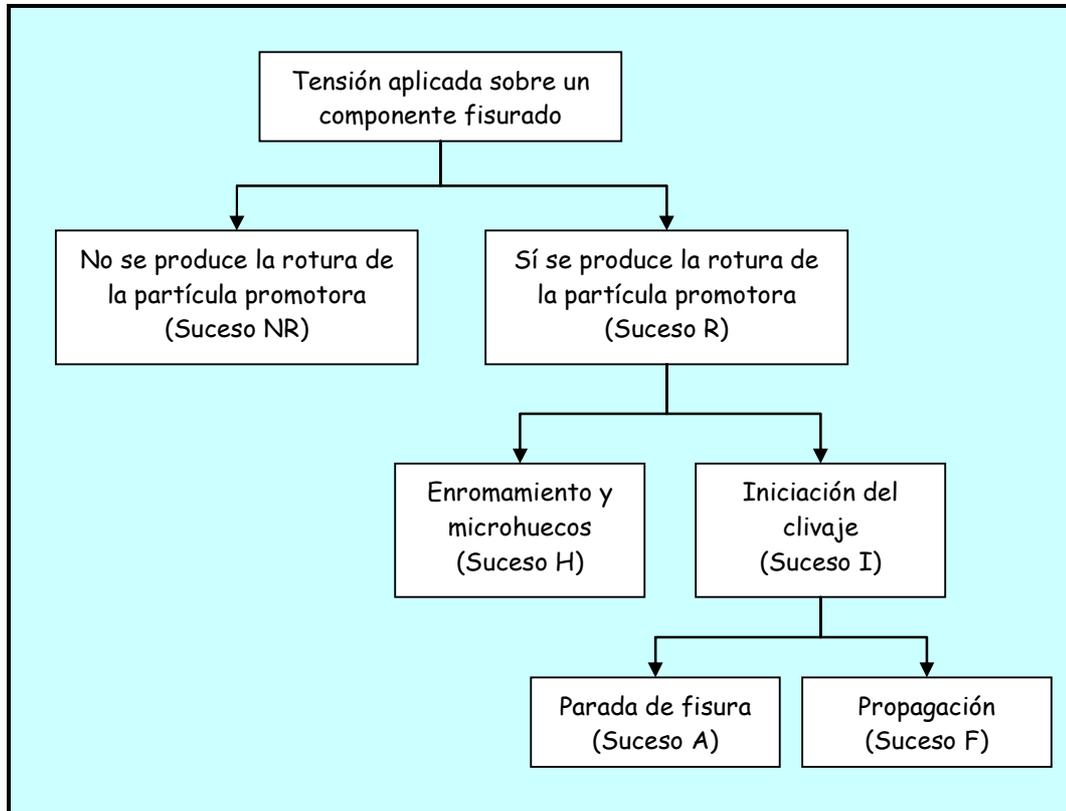


Figura 2.19 Árbol lógico de sucesos sobre un posible iniciador

La Figura 2.20 [10] describe la apariencia de un elemento de volumen del material sometido a un estado tensional arbitrario, σ . A partir de este esquema pueden establecerse las bases necesarias para un modelo estadístico general. Se asume que el material en el frente de fisura contiene una distribución de posibles iniciadores de fractura. La probabilidad de que un único iniciador resulte crítico, para un nivel dado de sollicitación, σ , puede expresarse como una función, $Pr\{I\}$, dependiente de factores tales como la distribución de tamaños de los iniciadores, nivel de tensiones y deformaciones, temperatura o velocidad de sollicitación. Se supone, además, que no existe interacción global entre iniciadores, es decir, que se puede admitir que éstos gozan de independencia respecto de los vecinos. Debe aclararse que el concepto de iniciador no va necesariamente asociado con el de partícula promotora. Un grupo de partículas suficientemente próximo puede interactuar a modo de racimo (*cluster*)

siempre que pueda considerarse independiente del resto de partículas o asociación de ellas. De esta forma, dicho racimo constituiría un único iniciador.

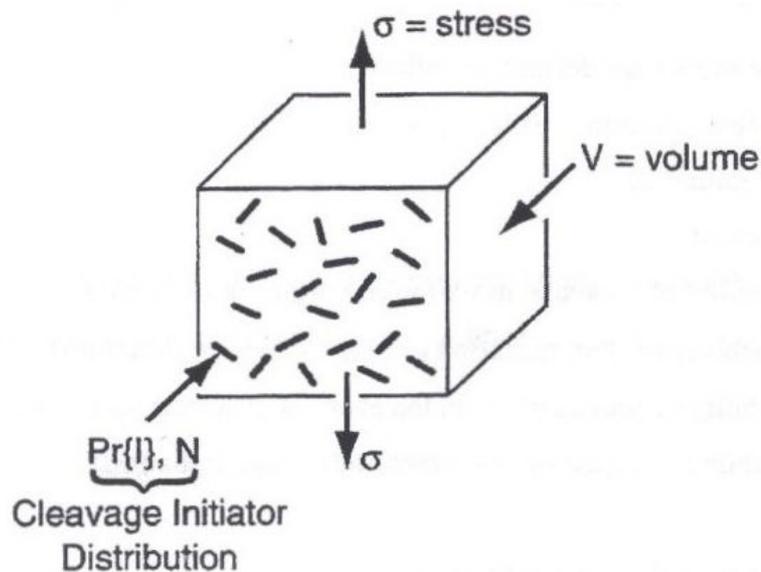


Figura 2.20 Distribución de iniciadores en una región próxima al frente de fisura [10]

El resto del Apartado 2.4.2 se dedica al análisis del árbol de probabilidad expuesto en la Figura 2.19. El objetivo fundamental consiste en determinar la expresión para la probabilidad de fallo de una probeta solicitada, conteniendo una distribución aleatoria de partículas frágiles, potenciales promotoras del clivaje.

2.4.2.1 Probabilidad incondicional de iniciación del clivaje

Para simplificar el razonamiento resulta razonable asumir [10], en primera instancia, que la probabilidad de que se produzca la parada de fisura es despreciable y que la probabilidad de fallo, para cada partícula promotora, puede identificarse con la de iniciación. Se habla en este caso de ‘probabilidad incondicional de iniciación del clivaje’. Sea ‘ V ’ el volumen de material solicitada que contiene ‘ N ’ iniciadores potenciales del fallo (en el sentido amplio arriba mencionado). Cuando el proceso de iniciación viene controlado por el hecho de que un único iniciador alcance las condiciones críticas, el fenómeno puede ser descrito por medio de lo que se denomina “estadística del eslabón más débil” (*Weakest Link Statistics*) según la cual la probabilidad acumulada de fallo, extendida a todos los iniciadores, puede expresarse como:

$$P_f = 1 - S_f \quad (2.5)$$

En esta expresión, S_f representa la probabilidad de supervivencia, es decir, de que no se produzca el fallo en ninguno de los iniciadores potenciales. Para cada uno de ellos puede ponerse:

$$S_{fi} = 1 - P_i(I) \quad (2.6)$$

donde S_{fi} y $P_i(I)$ representan, respectivamente, las probabilidades de supervivencia y de iniciación para el iniciador bajo la etiqueta 'i'.

Admitiendo que el estado de tensiones es uniforme en el volumen V (más adelante se discutirá esta simplificación) y que la probabilidad de supervivencia es igual para cada uno de los iniciadores se deduce que, para el conjunto de todos ellos puede ponerse, considerando la independencia de sucesos (coherente con la definición de iniciador dada anteriormente) que:

$$S_f = \prod_{i=1}^N S_{fi} = (S_{fi})^N = [1 - P_i(I)]^N \quad (2.7)$$

Se llega con ello a la siguiente expresión para la probabilidad acumulada de fallo:

$$P_f = 1 - [1 - P_i(I)]^N \quad (2.8)$$

El inconveniente que esta fórmula presenta, y que impide su utilización, es que el número de iniciadores N resulta desconocido. Puede soslayarse esta dificultad expresando la probabilidad de supervivencia como sigue:

$$S_f = \sum_{N=0}^{\infty} S_{f,N} \cdot P_N \quad (2.9)$$

siendo $S_{f,N}$ la probabilidad de supervivencia suponiendo que el volumen V de la muestra contiene N partículas promotoras, de acuerdo con la fórmula (2.7), y P_N la probabilidad de que dicho volumen contenga efectivamente N iniciadores. Queda por lo tanto:

$$P_f = 1 - \sum_{N=0}^{\infty} [1 - P_i(I)]^N \cdot P_N \quad (2.10)$$

La expresión de P_N , probabilidad de que en el volumen de control existan exactamente N iniciadores, viene dada por la distribución de *Poisson* en función del número medio de iniciadores en V , \bar{N} . Para que dicha distribución sea representativa únicamente se exige que la probabilidad de cada suceso individual (es decir, de que haya exactamente N iniciadores) sea reducida, lo cual resulta razonable puesto que el número de partículas es una cifra elevada y, presumiblemente, de amplia dispersión. La expresión de P_N según la distribución de *Poisson* [14] es:

$$P_N = \frac{\bar{N}^N \cdot e^{-\bar{N}}}{N!} \quad (2.11)$$

Incorporando esta expresión en la de la probabilidad acumulada de fallo se llega a:

$$P_f = 1 - \sum_{N=0}^{\infty} [1 - P_i(I)]^N \cdot \frac{\bar{N}^N \cdot e^{-\bar{N}}}{N!} \quad (2.12)$$

Desarrollando esta expresión, resulta:

$$P_f = 1 - e^{-\bar{N}} \sum_{N=0}^{\infty} [1 - P_i(I)]^N \cdot \frac{\bar{N}^N}{N!} = 1 - e^{-\bar{N}} \sum_{N=0}^{\infty} \frac{\{\bar{N} \cdot [1 - P_i(I)]\}^N}{N!} \quad (2.13)$$

Finalmente, usando la expresión del desarrollo en serie, $e^x = \sum_{N=0}^{\infty} (x^N / N!)$, y expresando

$\bar{N} = \bar{N}_v \cdot V$, siendo \bar{N}_v el número medio de iniciadores por unidad de volumen:

$$P_f = 1 - e^{-\bar{N}} \cdot e^{\bar{N} \cdot [1 - P_i(I)]} = 1 - e^{-\bar{N} \cdot P_i(I)} = 1 - e^{-\bar{N}_v \cdot V \cdot P_i(I)} \quad (2.14)$$

La deducción anterior para la probabilidad acumulada de fallo permite obtener ese valor para un volumen elemental sometido a un estado tensional uniforme. En el caso de considerar un frente de fisura constituido por una población de ‘ m ’ volúmenes elementales de diferentes tamaños y tensiones (de esta manera se supera la limitación de tener que considerar una tensión uniforme en el volumen de control), teniendo en cuenta

que la probabilidad de supervivencia global es el producto de las supervivencias elementales -asumiendo la hipótesis de independencia de sucesos- se llega a:

$$P_f = 1 - e^{-\sum_{i=1}^m \{-\bar{N}_v \cdot V_i \cdot P_i(t)\}} \quad (2.15)$$

La fórmula (2.15) puede ser empleada en las proximidades del frente de fisura de un elemento solicitado extendiendo el sumatorio a la región de proceso de fractura por clivaje.

En situación de SSY, el modelo HRR, propuesto por *Hutchinson, Rice y Rosengren* en el año 1968, [15, 16], describe los campos de tensiones y deformaciones en las proximidades del frente de fisura para un material tipo *Ramberg-Osgood*. Una demostración completa y sencilla de las expresiones que se presentan a continuación puede consultarse en las referencias [3] o [17]:

$$\begin{cases} \sigma_{ij} = \sigma_0 \cdot \left(\frac{E \cdot J}{\alpha \cdot \sigma_0^2 \cdot I_n \cdot r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \cdot \tilde{\sigma}_{ij}(n, \theta) \\ \varepsilon_{ij} = \frac{\alpha \cdot \sigma_0}{E} \cdot \left(\frac{E \cdot J}{\alpha \cdot \sigma_0^2 \cdot I_n \cdot r} \right)^{\frac{n}{n+1}} \cdot \tilde{\varepsilon}_{ij}(n, \theta) \end{cases} \quad (2.16)$$

Las fórmulas (2.16) proporcionan las componentes de los tensores de tensiones y deformaciones, σ_{ij} y ε_{ij} , respectivamente, en un punto de coordenadas polares (r, θ) , respecto del frente de fisura, Figura 2.21 [10]. Las funciones adimensionales I_n , $\tilde{\sigma}_{ij}(n, \theta)$ y $\tilde{\varepsilon}_{ij}(n, \theta)$ dependen del exponente de la ley de *Ramberg-Osgood*, n , y se determinan numéricamente. Las dos últimas expresan, además, la dependencia angular de los campos de tensiones y deformaciones, respectivamente. La sollicitación se expresa en términos de la integral J (parámetro representativo en una situación de SSY) y, como puede apreciarse, para cualquier valor de J , los estados tensionales y deformacionales generados manifiestan la misma dependencia angular (controlada por

$\tilde{\sigma}_{ij}(n, \theta)$ y $\tilde{\epsilon}_{ij}(n, \theta)$ ⁴. Se dice en este caso que gozan de la propiedad de autosemejanza (*Self-Similarity*). Debe mencionarse que la autosemejanza se satisface siempre que las condiciones en la zona de proceso de fractura vengán controladas por un único parámetro (sea éste K , J o δ) y no es preciso que se de una singularidad del tipo HRR (de hecho, en general el material no tiene por que ser *Ramberg-Osgood*). Se ha utilizado el modelo HRR a título sencillamente ilustrativo.

La propiedad de autosemejanza sugiere la conveniencia de expresar los elementos de volumen que conforman la zona de proceso en función del ángulo θ tal y como se muestra en la Figura 2.21 [10]. Se supone que la extensión de la zona de proceso alcanza, en abscisas, un valor x_p (como se verá, este término no tiene trascendencia para la expresión final).

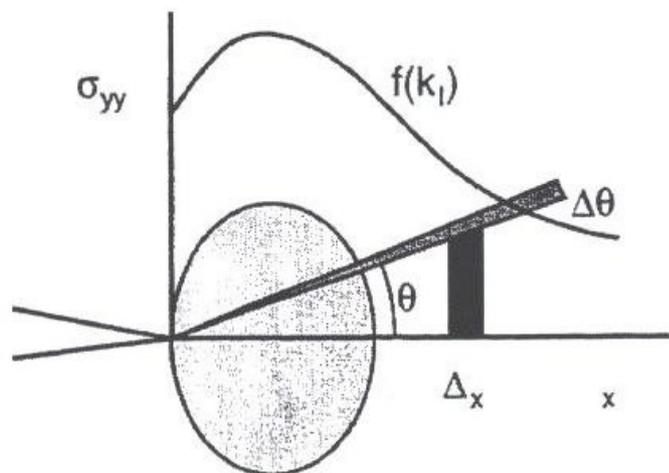


Figura 2.21 Relación entre las coordenadas lineales y angulares en la zona de proceso [10]

⁴ Debe mencionarse que el análisis realizado por HRR no considera el efecto que el enroscamiento del frente de fisura supone en los campos de tensiones y deformaciones; su trabajo se desarrolla en el ámbito de la teoría de pequeñas deformaciones. Debido a ello, las tensiones presentan, igual que las deformaciones, una singularidad en el frente de fisura. El perfil de tensiones que se presenta en la Figura 2.16 [3] procede de los trabajos de McMeeking y Parks [11] quienes sí tuvieron en consideración la teoría de grandes deformaciones: por esta razón, en este caso desaparece la singularidad en tensiones.

La fórmula (2.17) expresa el elemento de volumen en términos angulares. En ella, ‘ B ’ representa el espesor de la probeta; el significado del resto de las variables se recoge en la Figura 2.21 [10].

$$\Delta V = B \cdot r \cdot \Delta \theta \cdot \Delta r = B \cdot \frac{x}{\cos \theta} \cdot \Delta \theta \cdot \frac{\Delta x}{\cos \theta} = \frac{B \cdot x}{\cos^2 \theta} \cdot \Delta \theta \cdot \Delta x \quad (2.17)$$

Entrando con (2.17) en (2.15) se llega a la fórmula (2.18) en la cual los sumatorios de volúmenes elementales se expresan en términos angulares y de abscisa. A su vez, en lugar de hablar de la probabilidad del iniciador elemental, $P_{i(I)}$, se usa la denominación coherente, $P_{x,\theta}(I)$, con el mismo significado.

$$P_f = 1 - e^{-\sum_{\theta=-\pi/2}^{\theta=\pi/2} \left[\sum_{x=0}^{x=x_p} \left\{ -\bar{N}_V \cdot \frac{B \cdot x}{\cos^2 \theta} \cdot \Delta \theta \cdot \Delta x \cdot P_{x,\theta}(I) \right\} \right]} \quad (2.18)$$

Para que la expresión anterior tenga sentido es necesario que los incrementos Δx sean suficientemente grandes en comparación con el tamaño de los iniciadores (que, en la práctica implica $\Delta x > 1..10 \mu m$, véase [10]).

Debido a la propiedad de autosemejanza arriba mencionada, vinculada al ámbito de validez de la Mecánica de Fractura monoparamétrica, resulta posible definir una distancia normalizada al frente de fisura, ‘ U ’, de carácter adimensional, de acuerdo con (2.19), donde K_I representa el factor de intensidad de tensiones y σ_Y el límite elástico del acero:

$$U = \frac{x}{(K_I / \sigma_Y)^2} \quad (2.19)$$

Con lo cual puede ponerse (2.20):

$$P_f = 1 - e^{-B \cdot \frac{K_I^4}{\sigma_Y^4} \cdot \sum_{\theta=-\pi/2}^{\theta=\pi/2} \left[\sum_{U=0}^{U=U_p} \left\{ -\bar{N}_V \cdot \frac{U}{\cos^2 \theta} \cdot \Delta \theta \cdot \Delta U \cdot P_{U,\theta}(I) \right\} \right]} \quad (2.20)$$

Al incluir la expresión (2.19) se asume que la sollicitación viene expresada en términos de K_I , factor de intensidad de tensiones. Ello no contradice para nada ninguna de las

hipótesis realizadas con anterioridad, ni le resta generalidad. Más adelante, Apartado 2.4.4.3, se demostrará que esta limitación puede ser superada sin dificultades⁵.

El resultado del doble sumatorio es siempre negativo e independiente de K_I . Denominando ‘C’ a dicho resultado, la probabilidad acumulada de fallo puede expresarse de acuerdo con (2.21):

$$P_f = 1 - e^{-\frac{B \cdot K_I^4}{\sigma_Y^4} \cdot C} \quad (2.21)$$

Por conveniencia, se adopta la siguiente expresión, completamente equivalente:

$$P_f = 1 - e^{-\frac{B}{B_0} \cdot \left(\frac{K_I}{K_0}\right)^4} \quad (2.22)$$

En esta expresión B_0 es un parámetro con unidades de longitud que se interpreta como un espesor de probeta seleccionado arbitrariamente y K_0 es el llamado “parámetro de escala” del modelo que se corresponde con el valor de sollicitación, K_I , tal que la probabilidad acumulada de fallo para una probeta normalizada, $B = B_0$, vale 0.632. Este hecho puede comprobarse por simple sustitución.

En la demostración anterior se ha considerado que los estados tensionales pueden ser distintos en los diferentes elementos de volumen considerados en la zona de proceso asociada a cada posición del frente. Sin embargo, se ha asumido tácitamente que la distribución de tensiones es uniforme a lo largo del espesor B de la pieza. Este hecho no merma en modo alguno la representatividad de la expresión final (2.22). De haber considerado, además, la dependencia tensional en el espesor habría sido necesario incorporar en la expresión (2.20) un tercer sumatorio extendido entre $z = 0$ y $z = B$

⁵ De hecho, igualmente pudiera haberse adoptado una expresión (2.19) de la forma $U = \left(\sigma_Y^2 / J \cdot E\right) \cdot x$, haciendo uso de la relación $J \propto K^2$, sin pérdida de generalidad, también válida bajo condiciones de SSY.

(denominando z a esta nueva dimensión). Sin embargo, como se ha visto, los argumentos de los sumatorios no dependen de K_I , para el caso de SSY aquí considerado, por lo que la presencia de este tercer sumatorio no afectaría al resultado final, quedando también englobado dentro del parámetro 'C'.

El resultado anterior, fórmula (2.22) se fundamenta en dos conjeturas asumidas durante la demostración, a saber, que el efecto de los iniciadores es independiente a escala global o, equivalentemente, que los elementos de volumen actúan independientemente para un valor constante de sollicitación K_I y, por otra parte, que se satisface la propiedad de autosemejanza de las tensiones dentro de la zona de proceso. De esta forma, la distribución de tensiones viene controlada por un único parámetro, (K_I para la demostración anterior). Como se ha visto, este requisito se cumple automáticamente en el caso de plastificación a pequeña escala la cual viene descrita, en particular por medio del modelo HRR aunque existen otros modelos diferentes que también suponen este hecho. Cualquiera de estos modelos hubiera conducido a la misma expresión (2.22) anteriormente demostrada.

2.4.2.2 Probabilidad condicional de iniciación del clivaje

La expresión obtenida para P_f , probabilidad incondicional acumulada de fallo, (2.22), predice que, incluso para sollicitaciones infinitesimales, es decir, valores muy reducidos de K_I , P_f adopta valores no despreciables, lo cual no es realista. Si así fuera, deberían detectarse experimentalmente, dentro de la dispersión estadística propia del fenómeno, probetas que manifestaran la rotura con valores muy bajos de carga y, sin embargo, esto no sucede: los aceros presentan, en todo el rango de temperaturas de la ZTDF, un valor de tenacidad no nulo, lo cual es lo mismo que asumir que la probabilidad de fallo es apreciable sólo a partir de cierto nivel mínimo de sollicitación. Esta consecuencia era esperable a tenor de las hipótesis sostenidas durante la demostración ya que se había asumido inicialmente, de manera conservadora, que la probabilidad de detención de fisura, suceso 'A', Figura 2.19, era despreciable.

En el caso de sollicitaciones de baja intensidad las condiciones locales consistentes en estados tensionales elevados se manifiestan sólo en una muy pequeña región próxima al

frente de fisura (recuérdese que la zona máximamente solicitada se extiende una distancia 2δ , Figura 2.16 [3]) de forma que pueden darse las condiciones propicias para la iniciación pero difícilmente para la propagación. Por lo tanto, parece razonable exigir que, para que el clivaje prospere, es preciso que el valor de K_I supere un determinado umbral mínimo, K_{\min} , por debajo del cual la propagación no resulta factible.

Este razonamiento [10] justifica que, en el caso de aceros estructurales operando en la región *Lower Shelf*, la tenacidad a fractura venga controlada por la propagación y que, de este modo, las superficies de fractura presenten una multitud de iniciadores, Figura 2.18 [10]. Los procesos de iniciación se producen con facilidad y es la etapa de propagación la que restringe las posibles roturas. Evidentemente, las estadísticas válidas en la ZTDF dejan de serlo en la zona *Lower Shelf*.

Para incorporar las consideraciones anteriores en el modelo matemático para la ZTDF, puede recurrirse a la función de riesgo, 'h' (*Hazard Function*) [14]. Supóngase que, sobre una variable aleatoria 't' puede establecerse la probabilidad de fallo de un determinado componente, equipo o probeta. En el ejemplo clásico t puede representar el tiempo de trabajo de una máquina (por claridad expositiva, se seguirá esta analogía en las reflexiones que siguen). La función de densidad $f(t)$ representa la probabilidad de que el fallo se produzca para valores comprendidos entre t y $t+dt$ o, más rigurosamente para el caso de variables aleatorias continuas, $\int_{t_1}^{t_2} f(t) \cdot dt$ representa la probabilidad de que el fallo se produzca en el intervalo (t_1, t_2) .

Esta expresión, sin embargo sólo ofrece probabilidades generales: indica la situación esperable para una máquina genérica a partir de la experiencia pasada basada en una amplia población de máquinas similares. Por el contrario, si una máquina concreta lleva operando ya algún tiempo, por ejemplo $t=t_1$, su probabilidad instantánea de fallar en dicho instante es mayor que la que le sería asignada al principio del proceso, en $t=0$. De hecho, a medida que crece el tiempo, esta probabilidad aumenta, independientemente de que la función de densidad pueda ser incluso decreciente lo cual, por otra parte es razonable: a medida que avanza el tiempo, menos máquinas en el pasado sobrevivieron y este hecho se refleja en la función de densidad. La función que

proporciona la probabilidad instantánea de fallo se denomina función de riesgo, $h(t)$. Se define $h(t)dt$ como la probabilidad de que el fallo se produzca entre t y $t+dt$, considerando sólo la población de sucesos que ha sobrevivido por lo menos hasta t (aquí estriba la diferencia con la función de densidad $f(t)$).

Teniendo en cuenta que la población de elementos que no ha experimentado el fallo en el instante t viene representada por la función de supervivencia, $S(t)=1-F(t)$, siendo $F(t)$ la función de probabilidad de fallo, puede ponerse, de acuerdo con la definición dada para $h(t)$, del modo:

$$h(t) = \frac{f(t)}{1-F(t)} = \frac{\left(\frac{dF(t)}{dt}\right)}{1-F(t)} \quad (2.23)$$

En esta expresión se ha hecho uso de la relación existente entre las funciones de densidad y distribución para variables continuas, $f(t) = dF(t)/dt$.

Si la variable t puede adoptar únicamente valores comprendidos entre t_{\min} y t , la expresión correspondiente para $F(t)$, función de distribución, que representa la probabilidad acumulada de fallo para el valor t de la variable (y que, por coherencia con la notación empleada en el Apartado 2.4.2.1 se pasa a denominar en lo sucesivo como $P_f(t)$), se expresa, por integración de (2.23), como:

$$P_f(t) = 1 - e^{-\int_{t_{\min}}^t h(\tau) d\tau} \quad (2.24)$$

En el caso del fenómeno de la propagación por clivaje la variable aleatoria de control viene representada por el factor de intensidad de tensiones, K_I . Para la situación estudiada en el Apartado 2.4.2.1, en el cual se analizó el caso correspondiente a la probabilidad incondicional de clivaje, sin considerar la posibilidad de parada de fisura, se había alcanzado la fórmula (2.22). Por lo tanto, la función de riesgo, $h(K_I)$, adopta en ese caso, de acuerdo con (2.22) y (2.23), la forma:

$$h(K_I) = \frac{\left(\frac{dP_f(K_I)}{dK_I} \right)}{1 - P_f(K_I)} = \frac{[1 - P_f(K_I)] \frac{B}{B_0} \frac{4 \cdot K_I^3}{K_0^4}}{1 - P_f(K_I)} = \frac{B}{B_0} \frac{4 \cdot K_I^3}{K_0^4} \quad (2.25)$$

La expresión anterior representa la probabilidad de que la iniciación del clivaje se produzca para un nivel de sollicitación K_I considerando solamente la población de probetas que no había experimentado la iniciación para $K < K_I$.

Por lo tanto, la probabilidad de que el fallo se produzca para una sollicitación de valor K_I , teniendo en cuenta tanto iniciación como propagación, se puede expresar como el producto de la probabilidad correspondiente a la iniciación, expresión (2.25), por la probabilidad de propagación condicionada a la iniciación, que se denominará $P(P/I)$, siguiendo el esquema y la terminología de la Figura 2.19. En consecuencia, para la situación de fallo, la función de riesgo adoptará una expresión de la forma:

$$[h(K_I)]_{Fallo} = [h(K_I)]_{Iniciación} \cdot P(P/I) = \frac{B}{B_0} \frac{4 \cdot K_I^3}{K_0^4} \cdot P(P/I) \quad (2.26)$$

La expresión correspondiente a la probabilidad acumulada de fallo resulta, tras integración de (2.26):

$$P_f = 1 - e^{- \int_{K_{\min}}^K P(P/I) \cdot \frac{B}{B_0} \frac{4 \cdot K_I^3}{K_0^4} \cdot dK_I} \quad (2.27)$$

Desafortunadamente, a diferencia de la expresión (2.22), la fórmula (2.27) sólo resulta operativa en caso de disponer del valor de K_{\min} (este punto se retoma en el Apartado 2.4.2.4) junto con una expresión funcional para la probabilidad condicionada $P(P/I)$. No se dispone en la actualidad de modelos microscópicos de fractura capaces de suministrar funciones de este tipo. No obstante, pueden plantearse, de manera tentativa, algunas expresiones cabales para $P(P/I)$ que permitan el uso de la fórmula anterior. En este sentido se presentan varias alternativas que se razonan seguidamente.

Por un lado, las reflexiones presentadas anteriormente fundamentaban la existencia de la probabilidad condicionada de propagación, $P(P/I)$, en el hecho de que el perfil de

tensiones puede presentar una apariencia más o menos abrupta, extendiéndose por lo tanto en menor o mayor cuantía a partir del frente de fisura, dependiendo del estado de sollicitación. En este sentido, Figura 2.22 [10], se puede intentar asociar la probabilidad $P(P/I)$ con la función $d\sigma_{yy}/dx$, pendiente descendente del perfil de tensiones, que cuantifica, en cierta medida, el tamaño de la zona de proceso. Un valor reducido de esta pendiente implica un tamaño importante de la zona de proceso y, en consecuencia, una elevada probabilidad de propagación tras iniciación.

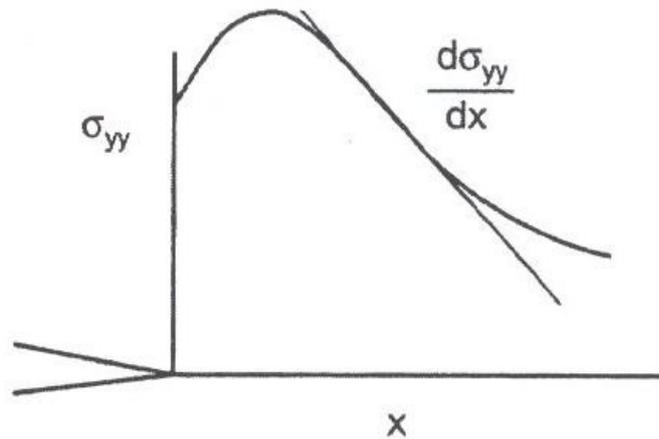


Figura 2.22 Vínculo entre zona de proceso y pendiente del perfil de tensiones [10]

Haciendo uso nuevamente del campo de tensiones según HRR [15, 16] puede ponerse:

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 \cdot \left(\frac{E \cdot J}{\alpha \cdot \sigma_0^2 \cdot I_n \cdot r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \cdot \tilde{\sigma}_{ij}(n, \theta) \Rightarrow \sigma_{yy} = \left(\frac{K_I^2}{x} \right)^{\frac{1}{n+1}} \cdot f(\theta) \quad (2.28)$$

donde se han agrupado constantes y se ha hecho uso de la relación $J \propto K_I^2$. La fórmula (2.28) proporciona el valor de σ_{yy} , en un punto de abscisa x y ángulo θ medido desde el plano de la fisura.

Operando convenientemente sobre la expresión anterior para obtener $d\sigma_{yy}/dx$ se llega a la fórmula (2.29):

$$\left. \begin{aligned} \frac{d\sigma_{yy}}{dx} &= \frac{1}{n+1} \left(\frac{K_I^2}{x} \right)^{\frac{1}{n+1}-1} \cdot \left(-\frac{K_I^2}{x^2} \right) \cdot f(\theta) \\ x &= K_I^2 \cdot \left(\frac{f(\theta)}{\sigma_{yy}} \right)^{n+1} \end{aligned} \right\} \Rightarrow \frac{d\sigma_{yy}}{dx} = -\left(\frac{1}{n+1} \right) \cdot \frac{\sigma_{yy}^{n+2}}{K_I^2 \cdot f(\theta)^{n+1}} \quad (2.29)$$

La expresión (2.29) para $d\sigma_{yy}/dx$ incluye el valor de la tensión, σ_{yy} , la posición angular, a través de $f(\theta)$, y el factor de intensidad de tensiones, K_I . Puesto que la tensión y la localización angular pueden ser escogidas con libertad, se deduce que la probabilidad condicional de propagación puede expresarse enteramente en función del factor de intensidad de tensiones. Además, se ha establecido desde el principio que $P(P/I)$ debe también depender de un cierto valor K_{min} . En consecuencia, puede establecerse una estrategia de tanteo de funciones de prueba para $P(P/I)$, que dependan del coeficiente adimensional K_I/K_{min} y que sobrestimen y subestimen, respectivamente, el valor de la probabilidad. En los párrafos que siguen se analizan cuatro de estas funciones de prueba.

Dentro de las funciones de prueba inversamente proporcionales al cuadrado del factor de intensidad de tensiones, como sugiere (2.29), aquellas cuya función de densidad presenta un máximo para valores de K_I reducidos suponen maximizar la probabilidad de que la propagación se produzca para valores reducidos de sollicitación, ofreciendo por lo tanto soluciones conservadoras. Inversamente, si el máximo de la función de densidad se produce para valores elevados de K_I , la probabilidad de propagación exige de cargas elevadas y la solución resulta poco conservadora. Siguiendo esta guía heurística se plantean dos posibilidades, que se comentan a continuación.

Dado que la función de densidad se obtiene por derivación de la función de distribución, una primera función de prueba que sobrestima dicha probabilidad (solución conservadora) es la recogida en la expresión (2.30):

$$P_1(P/I) = A_1 \cdot \left[1 - \left(\frac{K_{min,1}}{K_I} \right)^2 \right] \quad (2.30)$$

Como puede comprobarse fácilmente, $dP_1/dK_I = 2 \cdot A_1 \cdot K_{\min,1} / K_I^3$, función que presenta un máximo para $K_I = 0$.

Una estimación inferior (solución no conservadora) puede obtenerse seleccionando una función de distribución tal que su función de densidad presente un máximo para valores de K_I superiores a K_{\min} . La función de prueba $P_2(P/I)$ que se ofrece seguidamente satisface este requisito.

$$P_2(P/I) = A_2 \cdot \left(1 - \frac{K_{\min,2}}{K_I} \right)^2 \quad (2.31)$$

En este caso, $dP_2/dK_I = (2 \cdot A_2 \cdot K_{\min,2} / K_I^2) (1 - K_{\min,2} / K_I)$, función de densidad que presenta un máximo para $K_I = 1.5 \cdot K_{\min,2}$.

Otra posible línea argumental para la búsqueda de funciones de prueba parte de una interpretación diferente del fenómeno. La probabilidad condicional buscada puede asumirse que depende del cambio que la pendiente del perfil de tensiones, $d\sigma_{yy}/dx$, experimenta ante una variación diferencial de K_I . Físicamente, un cambio súbito en el perfil que implicara una reducción del tamaño de la zona de proceso al disminuir K_I podría implicar la parada de la fisura. El valor del cambio en la pendiente puede expresarse, a partir de (2.29), como sigue:

$$\frac{\partial}{\partial K_I} \left(\frac{\partial \sigma_{yy}}{\partial x} \right) = \left(\frac{2}{n+1} \right) \cdot \frac{\sigma_{yy}^{n+2}}{K_I^3 \cdot f(\theta)^{n+1}} \quad (2.32)$$

Las expresiones correspondientes que, respectivamente, sobrestiman y subestiman la probabilidad, y que dependen inversamente de la tercera potencia del factor de intensidad de tensiones, en coherencia con (2.32), adoptan, en este nuevo contexto, de manera similar a las fórmulas (2.30) y (2.31) la forma siguiente:

$$P_3(P/I) = A_3 \cdot \left[1 - \left(\frac{K_{\min,3}}{K_I} \right)^3 \right] \quad (2.33)$$

$$P_4(P/I) = A_4 \cdot \left(1 - \frac{K_{\min,4}}{K_I}\right)^3 \quad (2.34)$$

La Figura 2.23 [10] representa las cuatro funciones de prueba anteriores suponiendo, arbitrariamente, que el factor A_i presente en cada una de ellas adopta el valor 0.5. La propia figura permite asignar significado físico a este parámetro: representa el límite asintótico de probabilidad condicional $P(P/I)$ al que tienden las cuatro curvas cuando la sollicitación, K_I , es notablemente más elevada que el umbral mínimo, K_{\min} . Según esto, aun ante sollicitaciones importantes, cuando $(K_{\min}/K_I \rightarrow 0) \Rightarrow (P(P/I) \rightarrow A)$, el modelo es capaz de asumir que existe una probabilidad finita de que la fisura se detenga y que viene dada por el complemento a la unidad del parámetro A . Ello es admisible físicamente y puede deberse a que, a pesar de que el estado de tensiones sea uniforme en el avance, los planos de clivaje ofrezcan orientaciones muy desfavorables, imposibilitando la propagación de la fisura incluso ante sollicitaciones de importancia. De acuerdo con lo anterior, en atención a la Figura 2.23 [10], puede apreciarse que la cuarta expresión desarrollada, (2.34), es la más conservadora, es decir, la que minimiza la probabilidad condicional de propagación, $P(P/I)$.

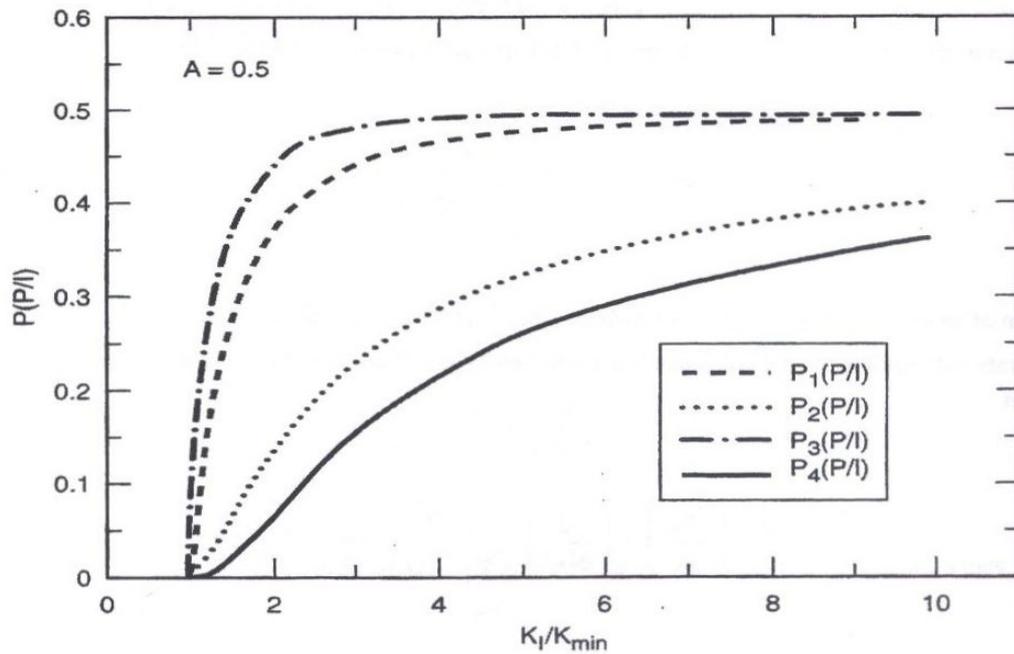


Figura 2.23 Representación de las cuatro funciones de prueba consideradas [10]

Introduciendo las cuatro expresiones anteriores dentro de la fórmula para la probabilidad acumulada de fallo, (2.27), e integrando el exponente se llega a:

$$P_{f,1} = 1 - e^{-\frac{B}{B_0} \cdot \frac{A_1}{K_0^4} \cdot (K_I^2 - K_{\min,1}^2)^2} \quad (2.35)$$

$$P_{f,2} = 1 - e^{-\frac{B}{B_0} \cdot \frac{A_2}{K_0^4} \cdot (K_I - K_{\min,2})^3 \cdot \left(K_I + \frac{K_{\min,2}}{3}\right)} \quad (2.36)$$

$$P_{f,3} = 1 - e^{-\frac{B}{B_0} \cdot \frac{A_3}{K_0^4} \cdot (K_I^4 - 4 \cdot K_{\min,3}^3 \cdot K_I + 3 \cdot K_{\min,3}^4)^3} \quad (2.37)$$

$$P_{f,4} = 1 - e^{-\frac{B}{B_0} \cdot \frac{A_4}{K_0^4} \cdot (K_I - K_{\min,4})^4} \quad (2.38)$$

En la Figura 2.24 [10] se compara el comportamiento de las cuatro expresiones anteriores representando en abscisas el valor de K_I/K_{\min} y en ordenadas el exponente de cada expresión cambiado de signo y elevado a 1/4 o, lo que es lo mismo, $[\ln(1 - P_{f,i})]^{-1/4}$. Se llega, pues, a una representación normalizada. Para poder comparar las curvas se ha identificado $K_{\min,i} = K_{\min,4}$ y se ha obligado a que todas ellas pasen por el punto $K_I = 5 \cdot K_{\min,4}$.

Como puede apreciarse, resulta virtualmente imposible distinguir entre las cuatro curvas, salvo para valores muy reducidos de probabilidad acumulada. De hecho [10], experimentalmente sería necesario practicar más de 1000 ensayos para poder distinguir entre unas y otras. Puede asumirse, por lo tanto, que, adoptando cualquiera de ellas, se alcanza una descripción apropiada de la estadística que rige el fenómeno. Desde una perspectiva ingenieril parece razonable escoger la más conservadora de ellas, es decir, la expresión (2.38) la cual puede expresarse alternativamente, sustituyendo por conveniencia y sin afectar al contenido físico, A_4/K_0^4 por $(K_0 - K_{\min})^{-4}$, como (2.39). Este cambio modifica, evidentemente, el significado del parámetro K_0 .

$$P_f = 1 - e^{-\frac{B}{B_0} \left(\frac{K_I - K_{\min}}{K_0 - K_{\min}} \right)^4} \quad (2.39)$$

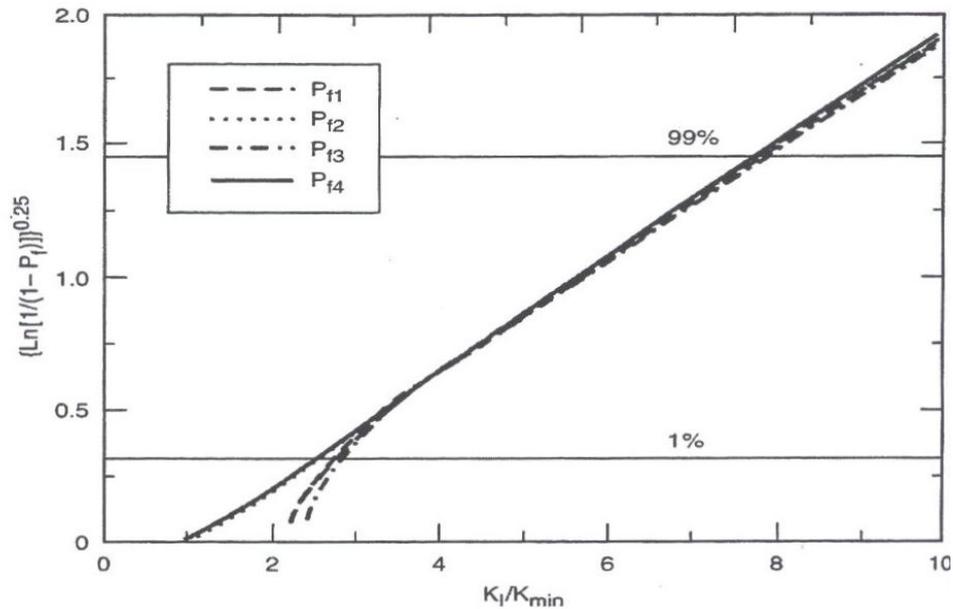


Figura 2.24 Comparación normalizada de las cuatro funciones de prueba propuestas [10]

La expresión (2.39) culmina el objetivo marcado al comienzo del Apartado 2.4.2. Con ella se dispone de una herramienta que predice la dispersión de resultados en la ZTDF a partir de una serie de parámetros (K_0 y K_{\min}). Merece la pena recordar siquiera brevemente los trabajos que han conducido a este modelo. A tal fin se dedican los párrafos que siguen.

El trabajo [18] de Wallin de 1984 suele considerarse como el referente en lo que al método de la Curva Patrón se refiere. En él se presenta, por un lado, una versión reducida de la demostración anterior bajo el epígrafe de Modelo WST (iniciales de Wallin, Saario y Törrönen, [19]) haciendo referencia a la aportación de Curry y Knott [20]. Por otra parte, el artículo [18] contiene un tratamiento estadístico puramente fenomenológico de los resultados de tenacidad K_{Ic} asumiendo, a priori, que el proceso puede describirse a través de una distribución de Weibull (de hecho, es así, como se justifica en el siguiente párrafo). Este enfoque está presente en algunos trabajos previos, como por ejemplo [21], y, sus antecedentes se remontan a los trabajos del propio Weibull desde los años treinta, el cual dedicó parte de sus esfuerzos al estudio

estadístico de la resistencia de materiales así como a la fatiga [22, 23]. Se concluye en [18] que ambos procedimientos son matemáticamente equivalentes; no obstante, la descripción micromecánica resulta ventajosa frente a la puramente fenomenológica por cuanto que justifica la causa de la dispersión, proporciona una interpretación física de los parámetros del modelo y, además, regula los posibles valores que éstos pueden tomar.

Las expresiones (2.40) y (2.41), que se ofrecen a continuación, se corresponden, respectivamente, con las funciones de distribución y densidad de una distribución de Weibull de tres parámetros (η, β, γ) , que reciben el nombre de “parámetro de escala”, (η) , “parámetro de forma/pendiente”, (β) , y “parámetro de posición”, (γ) . Información detallada al respecto puede localizarse extensamente en la referencia [24]:

$$F_X(x) = 1 - e^{-\left(\frac{x-\gamma}{\eta}\right)^\beta} \quad (2.40)$$

$$f_X(x) = \frac{dF_X(x)}{dx} = \frac{\beta}{\eta} \left(\frac{x-\gamma}{\eta}\right)^{\beta-1} \cdot e^{-\left(\frac{x-\gamma}{\eta}\right)^\beta} \quad (2.41)$$

Comparando las expresiones (2.39) y (2.40) se aprecia la completa equivalencia entre ambas y, por simple identificación se llega a:

$$\left\{ \begin{array}{l} x \rightarrow K_I \\ \beta \equiv 4 \\ \gamma \rightarrow K_{\min} \\ \eta \rightarrow (K_0 - K_{\min}) \left(\frac{B_0}{B}\right)^{\frac{1}{4}} \end{array} \right.$$

Por lo tanto, la pendiente de la distribución no es una variable libre (en este fenómeno físico y para las hipótesis asumidas) sino que adopta el valor $\beta = 4$. Esto es sumamente ventajoso desde el punto de vista experimental pues, como se afirma en [18] los valores experimentales ofrecen valores comprendidos entre 2 y 10. Únicamente para poblaciones experimentales muy nutridas (del orden de cientos de probetas) es posible

aproximarse al valor teóricamente deducido, $\beta = 4$. Este hecho ha sido comprobado en repetidas ocasiones (véase, por ejemplo, el Apartado 2.4.2.4).

2.4.2.3 Efecto del tamaño de la probeta en la tenacidad

Supóngase que se ensayan, para un acero trabajando en la ZTDF, dos probetas de diferente espesor, por ejemplo, $B_2 > B_1$. El conocido efecto del espesor de la probeta sobre la tenacidad puede analizarse a partir de la fórmula (2.39) para la probabilidad acumulada de fallo. Si se igualan las probabilidades de fallo, $P_{f,1}$ y $P_{f,2}$ que cada probeta experimenta ante una sollicitación $K_{I,1}$ y $K_{I,2}$, respectivamente, se llega a la relación (2.42):

$$P_{f,1} = 1 - e^{-\frac{B_1}{B_0} \left(\frac{K_{I,1} - K_{\min}}{K_0 - K_{\min}} \right)^4} = P_{f,2} = 1 - e^{-\frac{B_2}{B_0} \left(\frac{K_{I,2} - K_{\min}}{K_0 - K_{\min}} \right)^4} \Rightarrow$$

$$K_{I,2} = K_{\min} + (K_{I,1} - K_{\min}) \left(\frac{B_2}{B_1} \right)^{\frac{1}{4}} \quad (2.42)$$

La expresión (2.42) representa la relación entre los niveles de sollicitación a aplicar a dos probetas de diferente espesor para conseguir una idéntica probabilidad de fallo. Por lo tanto, si se comparan dos espesores tales que $B_2 > B_1$ se verifica, como puede comprobarse por simple sustitución, que los niveles de sollicitación satisfacen la desigualdad $K_{I,2} < K_{I,1}$: una probeta de mayor espesor exige de una sollicitación menor para manifestar la misma probabilidad de fallo. Como se verá en el Apartado 2.4.4.4, para una completa descripción de la influencia del espesor de la probeta, es necesario tener en consideración otro efecto, asociado con las condiciones de confinamiento en el frente de fisura.

La relación (2.42) permite superar, al menos en primera instancia, el problema del efecto de la extensión del frente de fisura sobre la tenacidad. De acuerdo con ella, tal efecto se justifica, en el contexto de la descripción estadística de los procesos de clivaje, como consecuencia de la mayor probabilidad de localizar una partícula promotora en las proximidades de un frente de mayor longitud.

2.4.2.4 Justificación del valor de K_{\min} y del exponente de Weibull

En el trabajo [18] se estudia el efecto del número de probetas ensayado en el valor del parámetro β , pendiente de Weibull, (realizando ajustes estadísticos libres, es decir, sin imponer $\beta = 4$) así como la influencia del parámetro K_{\min} en la representatividad del modelo. Partiendo de numerosos resultados experimentales, se presenta en [18] el ajuste del parámetro β asumiendo diferentes valores del parámetro K_{\min} . Concretamente se estudian los casos $K_{\min} = 0$, $K_{\min} = 10 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ y $K_{\min} = 20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. La Figura 2.25 [18] recoge los resultados del tercero de estos casos. En ella se representa el valor de la pendiente de Weibull (m_1 según la notación de la figura) en función del número de probetas. Se incluyen, además, las bandas de confianza representativas.

Puede apreciarse cómo la dispersión de la pendiente es bastante acusada salvo para poblaciones experimentales abundantes, superiores a las cincuenta probetas y cómo este parámetro converge hacia $\beta \rightarrow 4$. En el artículo se demuestra que en los casos $K_{\min} = 0$ (correspondiente con la probabilidad incondicional de iniciación del clivaje) y $K_{\min} = 10 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ la población experimental aparece sensiblemente sesgada respecto de las predicciones del modelo y cómo este fenómeno se corrige asumiendo una condición de propagación, esto es, un valor de $K_{\min} = 20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Puede leerse en el artículo [18], a modo de justificación:

“The largest effect seems, however, to be due to the fact that here the two parameter⁶ form of the Weibull distribution is used, which assumes no limiting value of K_{Ic} beneath which cleavage propagation becomes impossible. The existence of a limiting value is, however, physically reasonable.”

En la normativa vigente [25] se asume un valor $K_{\min} = 20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ acorde con la importante evidencia experimental acumulada hasta el presente y coherente con los resultados de la Figura 2.25 [18].

⁶ Considerar $K_{\min} = 0$ es equivalente a trabajar con un modelo de Weibull de dos parámetros.

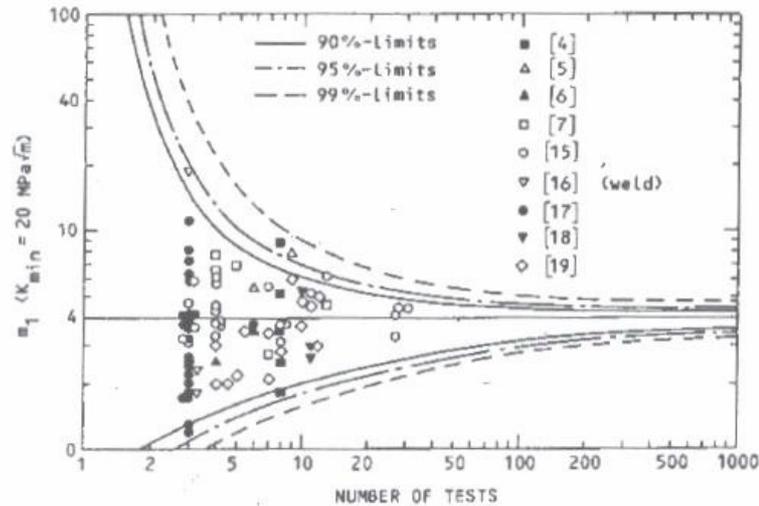


Figura 2.25 Comparativa de la calidad del ajuste para distintos valores de K_{min} [18]

2.4.3 Tenacidad en la región Lower Shelf

Las conclusiones del Apartado 2.4.2, referentes a la ZTDF, pierden su validez cuando el acero trabaja en condiciones de baja temperatura, en la región *Lower Shelf*. En esas condiciones es habitual que, para valores de carga reducidos, virtualmente despreciables, se activen numerosos procesos de iniciación simultáneamente, Figura 2.18 [10]. De este modo, puede asumirse que el evento de iniciación es independiente del nivel de carga y que, en consecuencia, la probabilidad de iniciación vale uno. Para probetas prefisuradas la tenacidad en la región *Lower Shelf* viene controlada enteramente por la probabilidad de propagación. De aquí se deduce que, para el régimen de bajas temperaturas, no debe manifestarse influencia del espesor de la probeta en la tenacidad, hecho éste que viene sancionado por la experiencia.

En el caso de probetas entalladas o planas la situación es diferente y la probabilidad de iniciación también depende del nivel de carga. De ello se deduce la dificultad intrínseca que supone la búsqueda de correlaciones no exclusivamente fenomenológicas entre los resultados obtenidos mediante probetas entalladas y prefisuradas trabajando a bajas temperaturas.

En la referencia [10] pueden consultarse las demostraciones conducentes a la obtención de la probabilidad acumulada de fallo en el caso de la región *Lower Shelf* (2.43). El desarrollo de las mismas es muy similar al aquí presentado para la ZTDF y, dado que

los objetivos de este trabajo se centran en este caso, únicamente se presenta a continuación la expresión correspondiente, sin incluir demostración alguna.

$$P_{f,LS} = 1 - e^{-\frac{K_{\min}}{K_e} \left[\frac{K_I}{K_{\min}} - 3 \cdot \ln \left(\frac{K_I}{K_{\min}} \right) - 3 \cdot \frac{K_{\min}}{K_I} + \frac{1}{2} \cdot \left(\frac{K_{\min}}{K_I} \right)^2 + \frac{3}{2} \right]} \quad (2.43)$$

2.4.4 Dependencia con la temperatura en la ZTDF

En la introducción del Apartado 2.4 se habían declarado los tres requisitos que un modelo aceptable del comportamiento en la ZTDF debe ser capaz de predecir: la dispersión de resultados, el efecto del espesor en la tenacidad y la dependencia de la tenacidad con la temperatura. La tercera de las características, evidentemente no queda recogida por el modelo probabilista expuesto anteriormente, expresión (2.39). Éste se limita a dar cuenta de la probabilidad acumulada de fallo ante una determinada sollicitación, para un valor dado de temperatura. Para incorporar este aspecto térmico sería preciso disponer de una descripción en detalle de los mecanismos de iniciación y propagación, y de la influencia que la temperatura tiene sobre ellos. Desafortunadamente, no se dispone de esa información en la actualidad. Por lo tanto, la dependencia térmica se introduce en el modelo *ad hoc*, vía experimental y, en consecuencia, deberá ser considerada como una descripción aproximada.

2.4.4.1 Base experimental

Pueden mencionarse dos modelos en principio susceptibles de incorporar la dependencia térmica de la tenacidad a fractura: el modelo RKR [12] y el modelo de Beremin [26, 27] también conocido como “aproximación local”. En ambos casos se asume que la tensión de fractura por clivaje, σ_f , es constante y que la influencia de la temperatura proviene exclusivamente de la dependencia térmica experimentada por el límite elástico del acero, $\sigma_Y(T)$. Ambos modelos predicen una relación entre la tenacidad del acero estudiado, K_{Ic} , y el límite elástico del mismo, σ_Y , de la forma (2.44), donde c representa una constante del material:

$$K_{Ic} \propto [\sigma_Y(T)]^{-c} \quad (2.44)$$

Así, a título de ejemplo, para el caso de aceros con un endurecimiento por deformación moderado (exponente de Ramberg-Osgood $n=10$), ambos modelos coinciden, estableciendo el valor $c = 4.5$ [10].

Originalmente, ambos procedimientos fueron desarrollados para materiales tenaces en los cuales la transición dúctil-frágil se produce a bajas temperaturas, donde la influencia de la temperatura sobre el límite elástico resulta considerable. Sin embargo, para materiales frágiles, que experimentan la transición a temperatura ambiente o superior, ambos modelos son incapaces de predecir correctamente la dependencia de la tenacidad con la temperatura. El siguiente ejemplo permite apreciar este punto. La Figura 2.26 [10] ofrece una representación de la relación entre tenacidad y límite elástico para un acero A533B, Cl.1 (JRQ) en situación no irradiada e irradiada, respectivamente. La representación es en escala semilogarítmica, de forma que la expresión (2.44) se represente como una recta.

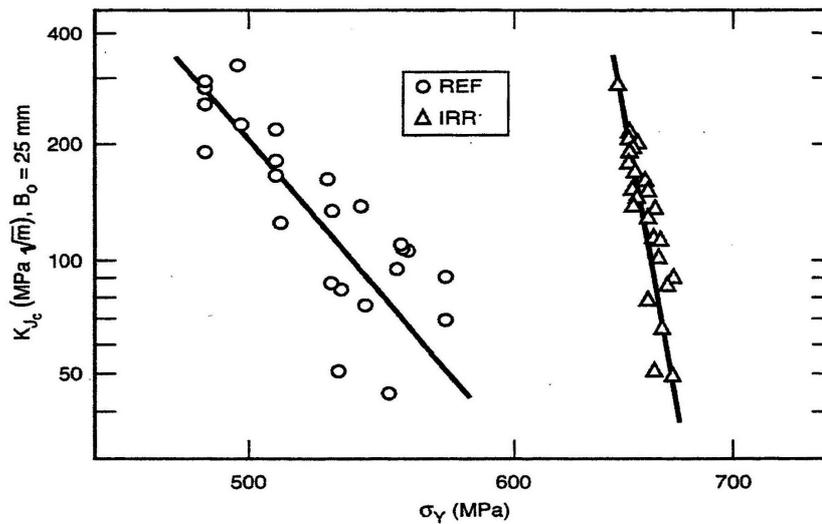


Figura 2.26 Relación de la tenacidad con el límite elástico para un acero JRQ en estado virgen e irradiado [10]

Como se aprecia en la Figura 2.26 [10], la línea que mejor se ajusta a los datos correspondientes al acero JRQ irradiado presenta una pendiente mucho más acusada que la correspondiente al acero no irradiado. Este hecho no fue contemplado por los modelos RKR o de Beremin. Sin embargo, a pesar de ello, la dependencia de la tenacidad frente a la temperatura, para esos mismos aceros, parece seguir un mismo patrón, como puede apreciarse en la Figura 2.27 [10]:

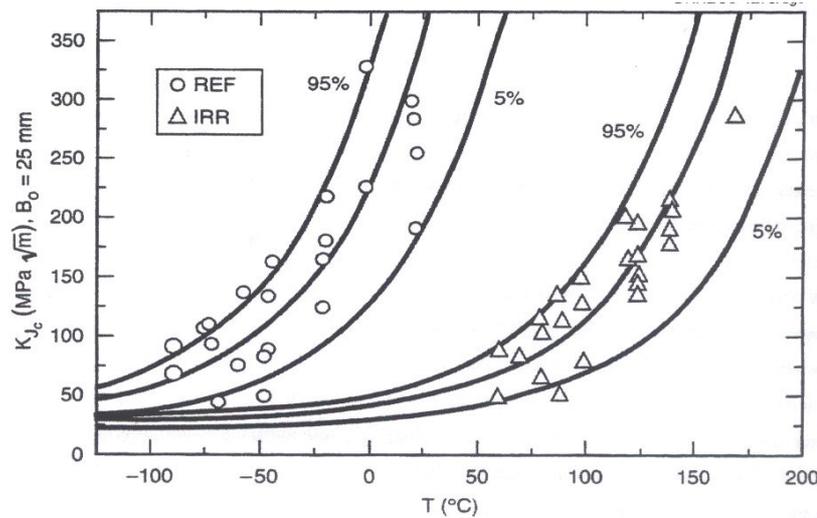


Figura 2.27 Representación de la tenacidad frente a la temperatura para un acero JRQ en estado virgen e irradiado [10]

De esta forma, se detecta una aparente discrepancia entre la expresión (2.44) y la información de la Figura 2.26. Una explicación plausible del fenómeno puede obtenerse analizando con más detalle las propiedades térmicas del límite elástico de los aceros ferríticos. Supóngase que en σ_Y participan dos componentes independientes, que serán denominadas “parte térmica”, σ_T , y “parte atérmica”, σ_A , del límite elástico. En definitiva, puede ponerse:

$$\sigma_Y(T) = \sigma_A + \sigma_T(T) \quad (2.45)$$

Ambas componentes se incrementan cuando el movimiento de las dislocaciones se ve dificultado: la componente atérmica, al reducirse el tamaño de grano y al aumentar la presencia de precipitados; la componente térmica, al disminuir la temperatura. Por ello en la expresión (2.45) sólo se ha considerado la dependencia con la temperatura en σ_T .

La Figura 2.28 [28] representa la parte térmica del límite elástico, $(\sigma_Y - \sigma_A)$, en función de la temperatura absoluta, $T(K)$, para tres aceros distintos, cada uno de ellos en estado virgen e irradiado. Su valor se obtiene ajustando expresiones para el límite elástico del tipo (2.45). La figura permite constatar la relativa insensibilidad de σ_T frente a la composición o estado de irradiación, así como la fuerte influencia de la temperatura (como corresponde en atención a los comentarios del párrafo anterior). La parte térmica,

en todos los casos, sigue una ley del tipo exponencial de decaimiento con la temperatura absoluta, en este caso, $\sigma_T = 661 \cdot \exp(-T/120.1)$. La constante dentro del exponente está relacionada [10] con la energía de activación para movilizar las dislocaciones. Se concluye, por lo tanto, que, para aceros de matriz ferrítica, la movilidad de las dislocaciones en la matriz controla la dependencia del límite elástico con la temperatura.

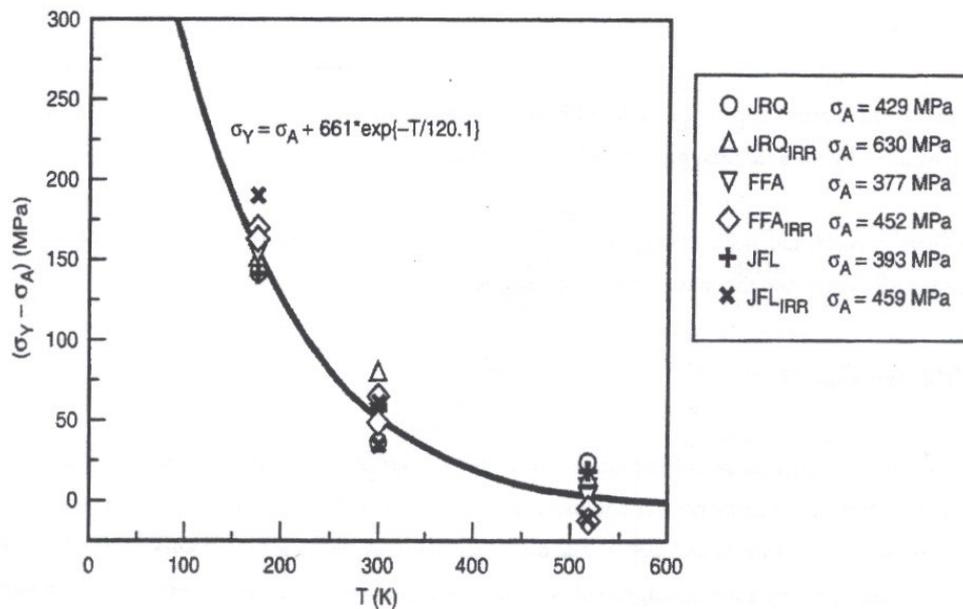


Figura 2.28 Representación de σ_T en función de $T(K)$ para tres aceros, cada uno en estado virgen e irradiado [28]

Si, a continuación, se representan los puntos de la Figura 2.26 [10] considerando sólo la parte térmica del límite elástico, σ_T , la representación experimenta un cambio drástico, Figura 2.29 [10]. Ambos estados materiales, virgen e irradiado, del mismo acero JRQ, vienen descritos por líneas rectas de idéntica pendiente, localizadas en posiciones diferentes. Ello permite establecer el siguiente postulado [10]:

“The temperature dependence of cleavage fracture toughness is mainly controlled by the thermal part of the material’s yield strenght, whereas the position on the temperature scale is more controlled by the athermal part of the yield strenght”

Este postulado proporciona la base teórica para obtener una descripción unificada de la dependencia de la tenacidad con la temperatura en la ZTDF. La Figura 2.29 [10] resulta coherente con la información contenida en la Figura 2.27 [10] donde las curvas

tenacidad frente a temperatura, en estado virgen e irradiado, son esencialmente idénticas y únicamente se diferencian por su posición en el eje de temperaturas. Este es el razonamiento esencial que permite plantear la existencia de una curva universal (restringida a aquellos aceros que participan de los procesos aquí descritos), -Curva Patrón- tal y como se establece en el Apartado 2.4.4.2.

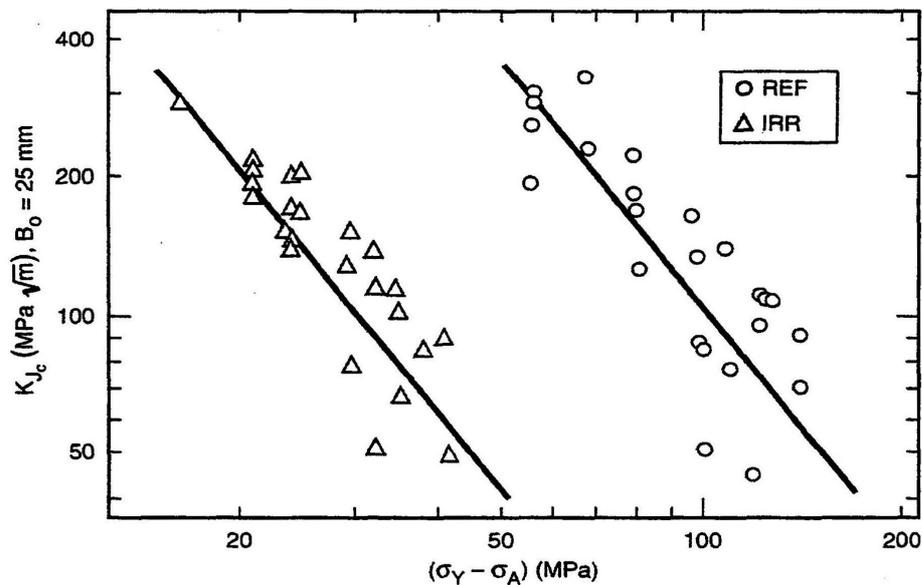


Figura 2.29 Representación de la tenacidad frente a σ_T para un acero JRQ en estado virgen e irradiado [10]

2.4.4.2 Definición de la Curva Patrón

Como ya se ha comentado, se carece en la actualidad de recursos teóricos suficientes que permitan desarrollar una curva que exprese la dependencia de la tenacidad con la temperatura; por ello, es necesario acudir a la información de origen experimental. Para el desarrollo del concepto de Curva Patrón se ha hecho uso de los resultados de un gran número de ensayos de tenacidad, tanto de material base como de soldadura, la mayoría realizados sobre aceros de vasija nuclear, por ser éste el sector donde los ensayos de tenacidad son más habituales. Los datos fueron convertidos a valores de tenacidad

correspondientes a una pulgada de espesor⁷, por medio de la expresión (2.42) y, para cada conjunto de valores en el cual se disponía de al menos tres resultados, el valor del parámetro de escala K_0 (que se asocia con una probabilidad acumulada de fallo del 63.2%) fue ajustado de acuerdo con el método de máxima verosimilitud.

Debido a la apariencia de la curva que relaciona K_0 con la temperatura, Figura 2.30 [10], se consideró conveniente su ajuste por medio de una ley exponencial. Como parámetro de posicionamiento de la curva en el eje de temperaturas se escogió, convencionalmente, el valor para el cual la mediana de tenacidades, para una probeta de una pulgada de espesor arroja el valor de $100 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Este valor se denomina Temperatura de Referencia, T_0 . Puede calcularse el valor de K_0 asociado con esta mediana de tenacidades entrando en la expresión (2.39) con los valores $P_f = 0.5$ (de acuerdo con la definición de mediana), $B = B_0$, $K_I = K_{I,med} = 100 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ y $K_{min} = 20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. El resultado que se obtiene es $K_0 \approx 108 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Por lo tanto, la expresión exponencial buscada será de la forma:

$$K_0 = a + (108 - a)e^{c(T-T_0)} \quad (2.46)$$

donde a y c representan parámetros a ajustar empíricamente.

En la Figura 2.30 [10] se representa la población experimental considerada junto con la expresión definitiva del ajuste de K_0 en función de la temperatura; éste proporciona unos valores de los parámetros de ajuste $a = 31$, $c = 0.019$, es decir:

$$K_0 = 31 + 77 \cdot e^{0.019(T-T_0)} \quad (2.47)$$

Finalmente, puede establecerse la expresión de la Curva Patrón para cada probabilidad acumulada de fallo en función, exclusivamente, de la temperatura de referencia T_0 , que,

⁷ Se admite internacionalmente el convenio según el cual $B = 1''$ representa el espesor de referencia. En terminología ASTM esto se expresa como $B = 1 T$ ("T" de *thickness*).

de este modo, pasa a constituir una propiedad del material. Sustituyendo la relación ajustada (2.47) en la expresión (2.39) queda, suponiendo que se trabaje con probetas de una pulgada de espesor, la relación (2.48) la cual expresa el nivel de sollicitación en términos de factor de intensidad de tensiones, asociado a una probabilidad acumulada de fallo, P_f . En caso de trabajar con probetas de espesor no unitario debe acudir, además, a la fórmula de transformación (2.42).

$$K_{I,P_f} = 20 + [\ln(1 - P_f)]^{-0.25} \cdot [1 + 77 \cdot e^{0.019 \cdot (T - T_0)}] \quad (2.48)$$

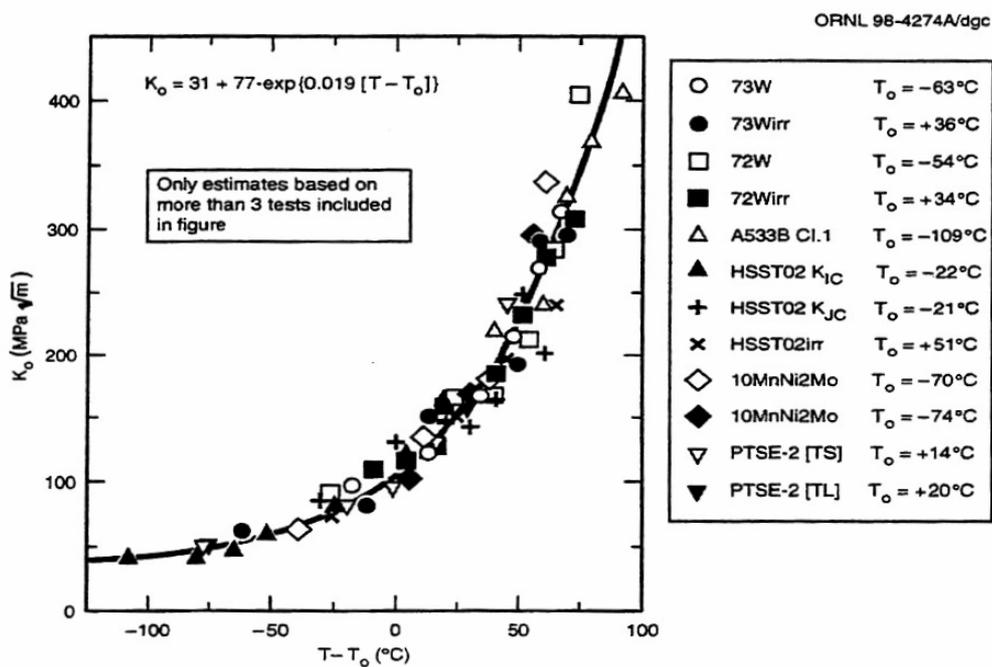


Figura 2.30 Representación de la dependencia de K_0 con la temperatura [10]

Para las probabilidades de fallo $P_f = 0.05$, 0.5 y 0.95 , utilizadas habitualmente en el ámbito ingenieril, los resultados obtenidos son, (2.49) a (2.51):

$$K_{I,0.05} = 25.2 + 36.6 \cdot e^{0.019 \cdot (T - T_0)} \quad (2.49)$$

$$K_{I,0.5} = 30.0 + 70.3 \cdot e^{0.019 \cdot (T - T_0)} \quad (2.50)$$

$$K_{I,0.95} = 34.5 + 101.3 \cdot e^{0.019 \cdot (T - T_0)} \quad (2.51)$$

2.4.4.3 Justificación de K_{Jc} como parámetro de tenacidad

Dentro de los avances teóricos experimentados desde que en 1973 se adoptaran las curvas ASME, K_{IC} y K_{IR} , Figura 2.3 [2], como referentes en la evaluación de vasijas de reactores nucleares, cabe mencionar el desarrollo de la Mecánica de Fractura Elasto-Plástica, MFEP. Esta disciplina supone una extensión de la Mecánica de Fractura Elástico Lineal, MFEL, que permite el tratamiento de probetas y componentes que experimenten una deformación plástica apreciable previa a la rotura. La MFEL no permite caracterizar adecuadamente la rotura de las probetas extraídas de las cápsulas de vigilancia.

Como ya se comentó en el Apartado 2.3, la normativa del ensayo K_{Jc} [4] introduce una serie de limitaciones dimensionales en las probetas, conducentes a la consecución de un ensayo representativo desde la perspectiva de la MFEL: se trata de conseguir unas condiciones de elevado confinamiento en el frente de fisura, de forma que el tamaño de la zona plástica desarrollado durante el ensayo resulte despreciable frente a las dimensiones físicas de la probeta. Para aceros suficientemente tenaces, ello puede suponer la necesidad de ensayar probetas de grandes dimensiones y, de hecho, eso fue lo que sucedió durante el desarrollo de las curvas ASME. Estos exigentes requisitos restringen severamente la posibilidad de caracterizar el material procedente de las cápsulas de vigilancia, por tratarse necesariamente de probetas de pequeño tamaño.

Con anterioridad al advenimiento de la MFEP se consideraba que, únicamente ante condiciones tan exigentes como las contempladas en el ensayo K_{Jc} [4], podía caracterizarse el estado de tensiones y deformaciones en el frente de fisura. Como se afirma en [29], la razón última que motivó la adopción de procedimientos de caracterización indirectos en la evaluación de la tenacidad a fractura de aceros de vasija en estado irradiado (en este caso, correlaciones con ensayos de impacto Charpy sobre probeta entallada) estriba en este hecho. Hoy se sabe, sin embargo, que, incluso en condiciones de plasticidad superiores a las permitidas en [4], puede darse la región dominada por K , en la cual el factor de intensidad de tensiones controla unívocamente el proceso.

La presencia de plasticidad no supone, en principio, un inconveniente para el modelo de la Curva Patrón. Como se ha demostrado en el Apartado 2.4.2.1 el único requisito exigido consiste en que se verifique la propiedad de autosemejanza la cual se materializa, de manera automática, siempre que las condiciones en las proximidades del frente vengan regidas por un único parámetro, sea éste K , J o δ . Esta propiedad es completamente razonable puesto que, en principio, cualquier parámetro mecánico de fractura es válido si proporciona una correcta descripción de los campos de tensiones y deformaciones en la zona de proceso. De esta forma, la MFEP permite caracterizar el fenómeno de fractura hasta niveles de deformación mucho más elevados que la MFEL. En consecuencia, la caracterización del material de interés en fractura puede realizarse por medio de probetas de dimensiones físicas mucho más reducidas sin perder por ello representatividad. La Figura 2.31 [29] ilustra este hecho.

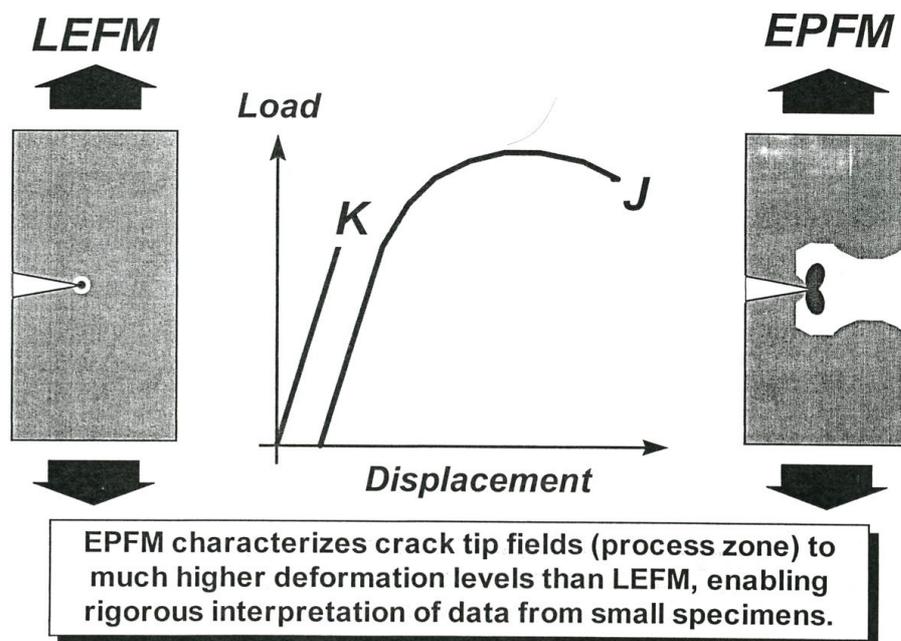


Figura 2.31 Comparativa de la capacidad de caracterización en fractura de K y J [29]

Koppenhoefer, et al. [30] examinaron estos efectos en 1995 calculando la relación entre los requerimientos dimensionales presentes en la normativa ASTM del ensayo K_{Ic} , [4], y las restricciones propuestas en trabajos como [31] o en la norma ASTM para el ensayo de caracterización por medio de la integral J [32] (éstos se describen en el Apartado 2.4.4.4), como límites conservadores de validez de la MFEP. Los resultados se ilustran

en la Figura 2.32 [30]. En ella se representan los máximos niveles de sollicitación admisibles en régimen elástico-lineal y elasto-plástico, respectivamente, en función del ligamento residual disponible. El parámetro de tenacidad empleado es K_{Jc} el cual representa el equivalente del valor crítico de la integral J , J_c , expresado en dimensiones propias del factor de intensidad de tensiones. Su definición responde a la expresión (2.52), siendo ‘ E ’ el módulo de elasticidad del material, $E' = E$ en tensión plana, $E' = E/(1 - \nu^2)$ en deformación plana y ν el módulo de Poisson del material.

$$K_{Jc} = \sqrt{J_c \cdot E'} \quad (2.52)$$

En la propia Figura 2.32 se indica mediante una línea quebrada vertical el caso particular de una probeta PCCv fabricada en un acero típico de vasija, $\sigma_Y = 60 \text{ ksi} = 413 \text{ MPa}$ y $\sigma_u = 90 \text{ ksi} = 620 \text{ MPa}$; en este caso, la MFEP proporciona una capacidad de medición representativa de tenacidad, en términos de K_{Jc} , aproximadamente ocho veces superior a la permitida por la MFEL. Esto se corresponde, equivalentemente, con la posibilidad de emplear estas probetas en lugar de otras con un espesor ocho veces mayor.

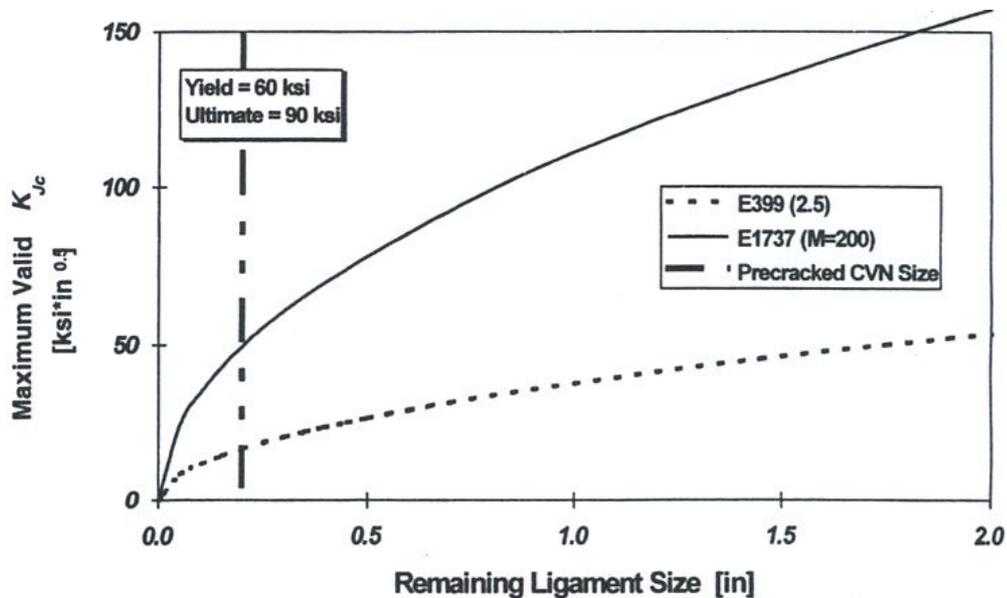


Figura 2.32 Comparación de los límites de validez según [4] y [32] (extraída de [30])

El trabajo de Wallin de 1994 [33] supone un ejercicio de validación de la Curva Patrón basada en K_{Jc} como parámetro de tenacidad. De acuerdo con lo establecido anteriormente, la temperatura de referencia T_0 puede ser obtenida a partir de cualquier ensayo de fractura (suponiendo que se disponga de un número suficiente de probetas) en el que se respete la autosemejanza, sea este K_{Ic} o K_{Jc} (que, por otra parte, es el que se emplea habitualmente). En realidad, este hecho es completamente natural puesto que, como se afirma en [3], K_{Jc} no representa otra cosa que el valor de K_{Ic} que se registraría de disponer de una probeta de suficiente tamaño como para garantizar los requisitos de [4]. Consecuentemente, K_{Jc} puede ser aplicado sobre una estructura que se comporta de manera elástico-lineal.

En este sentido, en [33] se obtiene la temperatura de referencia, T_0 , para uno de los aceros a partir del cual fueron confeccionadas las curvas ASME en su momento. En primer lugar, se emplean los datos propios de dichas curvas, es decir, valores de K_{Ic} , hasta un total de 70 ensayos, obteniendo como resultado $T_0 = -28^\circ C$. Dado que los ensayos comprendían probetas de diverso espesor, fue necesario emplear las expresiones de transformación (2.42) para obtener las tenacidades sobre el espesor de referencia de una pulgada. Seguidamente, se repite el proceso pero haciendo uso de datos K_{Jc} provenientes, respectivamente, de ensayos propios del EPRI (*Electric Power Research Institute*), 24 ensayos, y del ORNL (*Oak Ridge National Laboratory*), 31 ensayos, sobre ese mismo material.

Los resultados, resumidos en la Figura 2.33 [33], son $T_0 = -28^\circ C$ y $T_0 = -24^\circ C$, respectivamente. La semejanza entre los valores de T_0 obtenidos a partir de valores de tenacidad K_{Ic} , válidos según [4], y los calculados por medio de resultados de K_{Jc} , supone una de las principales ventajas introducidas por la metodología de la Curva Patrón: en este contexto puede caracterizarse de manera fidedigna el comportamiento en la ZTDF por medio de probetas de reducidas dimensiones, lo cual resulta sumamente ventajoso en el ámbito del sector nuclear.

El siguiente comentario, extraído del artículo de Wallin [33], puede servir como conclusión en clave irónica, para este apartado:

“[The ASME] data set is often referenced to as the million dollar curve [...] These results give strong support to the validity of K_{Jc} in respect to K_{Ic} . Considering the cost of small specimen fracture toughness testing, the EPRI and ORNL data sets could probably be referenced to as ‘twenty thousand dollar curves’ [...] The intention of this work is not to ridicule the issue of constraint effects. On the contrary, it is of utmost importance for the successful realization of a fracture mechanical assessment of a real structure”

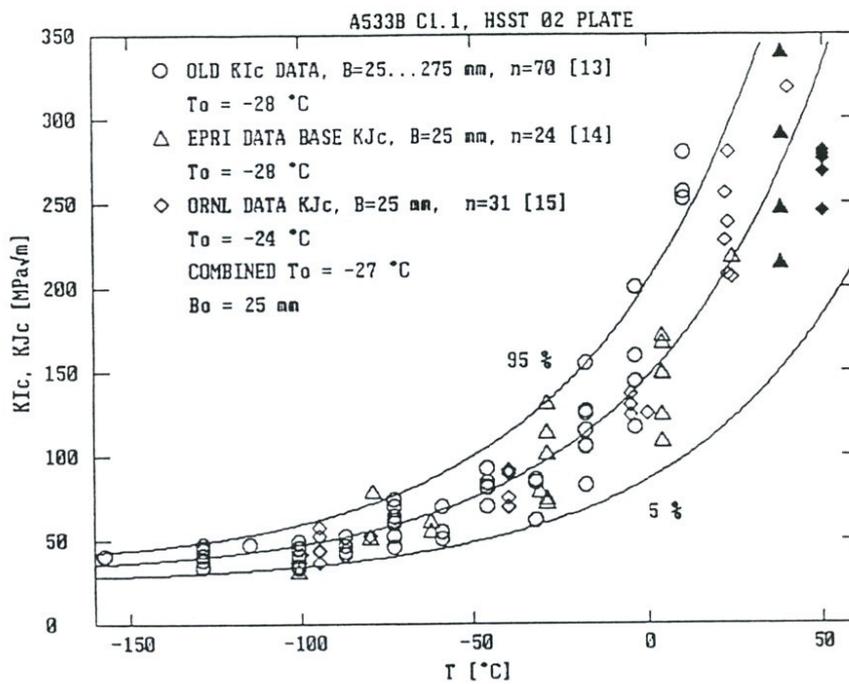


Figura 2.33 Comparación de resultados experimentales basados en K_{Ic} y K_{Jc} [33]

2.4.4.4 Condiciones de confinamiento. Censura de datos

Bajo condiciones de plastificación a pequeña escala, SSY, un único parámetro, ya sea K , J o δ , permite caracterizar completamente las condiciones en el frente de fisura, esto es, los campos de tensiones y deformaciones. Por lo tanto, puede ser empleado como un criterio de fractura independiente de la geometría. No obstante, en presencia de una plasticidad excesiva, la Mecánica de Fractura tradicional, monoparamétrica, deja de resultar representativa comprobándose experimentalmente cómo la tenacidad depende fuertemente de la configuración experimental. Así, el tipo de probeta, sus dimensiones geométricas, la naturaleza de la sollicitación o la profundidad de la fisura se convierten

en variables de las cuales depende la tenacidad. Por el contrario, bajo condiciones de elevada triaxialidad, incluso ante plastificaciones importantes, la Mecánica de Fractura tradicional ofrece una descripción adecuada del proceso de rotura y únicamente a medida que las condiciones de confinamiento se atenúan la tenacidad pierde su independencia respecto de las características geométricas [3].

Seguidamente se presentan algunos resultados experimentales significativos que atestiguan el mencionado fenómeno. La Figura 2.34 [34] da constancia del efecto de la geometría de la probeta y, en consecuencia, del tipo de sollicitación, comparando los valores de tenacidad a fractura por clivaje (por medio del parámetro CTOD) para probetas de flexión (SENB) y de tracción (paneles con fisura central, CCT, y con fisura superficial). En todos los casos el material analizado es un acero estructural de baja aleación. Los valores de tenacidad registrados con probetas de flexión resultan claramente inferiores a aquéllos obtenidos con probetas de tracción, a pesar de la fuerte dispersión estadística. Debe mencionarse que las condiciones de confinamiento en el frente de fisura son más elevadas en el caso de sollicitaciones de flexión que de tracción.

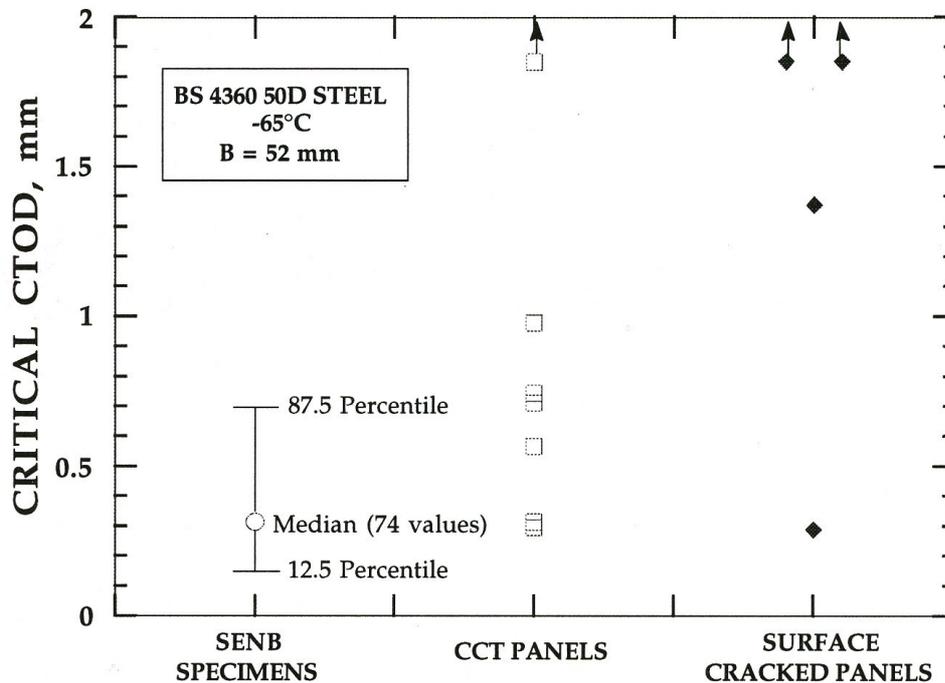


Figura 2.34 Valor crítico de CTOD por clivaje para probetas de tracción y flexión [34]

Por su parte, el efecto del tamaño de la probeta y de la profundidad de la fisura queda recogido en la Figura 2.35 [35]. En ella se representan los valores críticos del parámetro J para fractura por clivaje obtenido con probetas de flexión SENB. Se han examinado probetas con tres posibles valores de sección transversal: 10×10 , 25×25 y $50 \times 50 \text{ mm}^2$. La conclusión es que, nuevamente, un incremento en la triaxialidad, ya sea por medio de un aumento de las dimensiones físicas o con fisuras mayores (valores más elevados del cociente a/W , siendo 'a' la longitud de la fisura y 'W' el ancho de la misma), redonda en una disminución de la tenacidad.

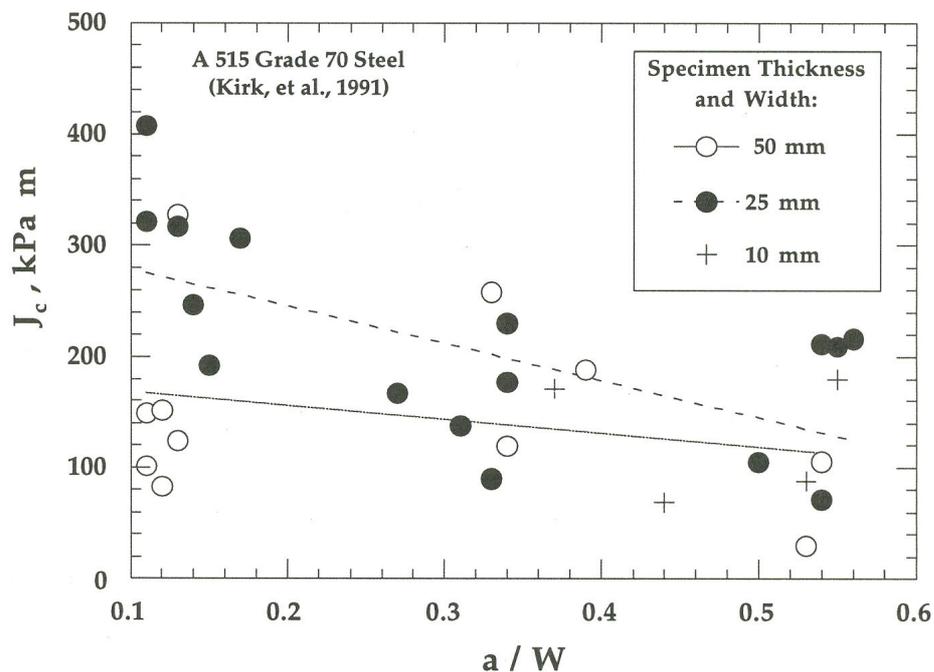


Figura 2.35 Efecto del tamaño de la probeta y de la longitud inicial de la fisura en el caso de fractura por clivaje [35]

Cabe mencionar que este efecto se manifiesta no sólo en el caso de valores críticos de tenacidad por clivaje sino que también ha sido documentado para el caso de las curvas R^8 sobre materiales dúctiles [3]. Numerosos investigadores han intentado modelar la respuesta frente a rotura en condiciones de bajo confinamiento introduciendo

⁸ También denominadas curvas K-R. En ellas se representa el valor de K frente a la longitud de una fisura que propaga en un ensayo diseñado para tal fin.

parámetros adicionales a la tenacidad de modo que así se pudiera caracterizar de manera completa las condiciones en el frente. Los procedimientos de la Tensión Elástica T [36] y la Teoría $J-Q$ [37, 38] se presentan en la actualidad como las herramientas más prometedoras.

La importancia de la influencia de las condiciones de confinamiento puede plantearse desde dos perspectivas diferentes. Por un lado, desde el punto de vista de la caracterización, resulta imprescindible que las configuraciones experimentales empleadas manifiesten condiciones de elevado confinamiento en el frente; una caracterización practicada en otras condiciones arrojaría un resultado en general poco conservador, del lado de la inseguridad. Por otra parte, la evaluación de la Integridad Estructural de un componente fisurado (como una vasija de un reactor nuclear, por ejemplo) exige un conocimiento de las condiciones de triaxialidad presentes en el mismo a fin de no incurrir en evaluaciones sobreconservadoras. En este apartado se va a tratar, como es lógico, el primero de los puntos; si la caracterización no se realiza en condiciones de SSY, el valor de T_0 obtenido resultará inferior al valor realista, independiente de la geometría. El problema de la transferencia de los valores de tenacidad a una estructura se encuentra bajo discusión en la actualidad. La referencia [39] constituye un ejemplo de ello.

Por lo que respecta a la caracterización del material -por medio de K_{Jc} , según lo establecido en el Apartado 2.4.4.3- es preciso establecer los límites de sollicitación por encima de los cuales dicho parámetro pierde representatividad. En la mayoría de los ensayos de tenacidad las condiciones de confinamiento en el frente de fisura se controlan limitando el valor del desplazamiento de apertura en el frente (CTOD, δ) en términos relativos al ligamento residual b_0 . En efecto, a partir de la relación existente entre J y δ válidas en ámbito SSY [3, 10], (2.53), e imponiendo la mencionada condición (2.54), se obtiene una limitación sobre el nivel de sollicitación expresado en términos de J , de acuerdo con la expresión (2.55).

$$J = m \cdot \sigma_y \cdot \delta \quad (2.53)$$

$$\delta \leq \frac{b_0}{F} \quad (2.54)$$

$$J \leq \frac{m \cdot \sigma_Y \cdot b_0}{F} = \frac{\sigma_Y \cdot b_0}{M} \quad (2.55)$$

Por último, teniendo en consideración la relación (2.52) entre J y K_J se llega a la buscada condición límite, (2.56), que depende del coeficiente adimensional M :

$$K_J \leq \sqrt{\frac{E' \cdot \sigma_Y \cdot b_0}{M}} \quad (2.56)$$

En la práctica se emplean diferentes valores de M en función de los objetivos del ensayo correspondiente y del significado físico asignado al respectivo parámetro de fractura. Así, la norma ASTM E 1820-01 [40], que proporciona un método común para la determinación de todos los parámetros de tenacidad, contiene los siguientes límites: para la determinación de la tenacidad en el momento de la fractura inestable, sin propagación previa, $M = 50$ o $M = 100$, dependiendo de la naturaleza del acero; para la tenacidad previa a propagación, $M = 25$ y, finalmente, para la determinación de las curvas $J - R$, $M = 20$.

Para el caso de caracterización de aceros en la ZTDF la referencia [10], basándose en diversos trabajos publicados al respecto, de carácter tanto numérico como experimental, concluye que un valor $M = 30$ resulta adecuado para tal fin, en un compromiso entre la potencial pérdida de triaxialidad en algunas probetas y el rechazo del escaso material experimental habitualmente disponible. Este mismo valor es el que se consigna en la referencia [29] y en la normativa ASTM actualmente vigente [25], que ofrece la expresión (2.57)⁹.

$$K_{Jc(\text{lim})} = \sqrt{\frac{E' \cdot \sigma_{YS} \cdot b_0}{30}} = \sqrt{\frac{E \cdot \sigma_{YS} \cdot b_0}{30 \cdot (1 - \nu^2)}} \quad (2.57)$$

⁹ En (2.57) ' σ_{YS} ' representa el límite elástico del acero estudiado para el cual, en esta tesis, se ha utilizado la notación σ_Y .

Los valores experimentales de K_{Jc} que sobrepasen el límite impuesto en [25], (2.57), no son necesariamente rechazables, puesto que contienen información aprovechable acerca del material. Sencillamente deberán recibir un tratamiento analítico diferente, conocido como censura de datos, habitual en el campo de la estadística, consistente en sustituir el valor experimental de tenacidad, K_{Jc} , por su valor límite, $K_{Jc(\text{lim})}$, alterando asimismo el procedimiento analítico para la obtención de T_0 . En [25] se exige una población mínima de valores no censurados de tenacidad para la obtención de la temperatura de referencia, seis en la mayoría de los casos. El procedimiento de censura de datos se comenta con detalle en los Apartados 2.4.5.2 y 2.4.5.3.

En cualquier caso, el trabajo más ambicioso acerca del valor que debe adoptar el coeficiente M es el publicado por Ruggieri, Dodds y Wallin en 1998 [41]. En él se presenta una investigación destinada a analizar los efectos que la pérdida de confinamiento en probetas SENB, las más empleadas en el sector nuclear, induce sobre el valor de T_0 con ellas obtenido. Una evaluación general de este efecto se antoja inabordable desde el punto de vista experimental pues depende del tipo de geometría ensayado así como de las propiedades mecánicas de cada acero. Por ello, en este trabajo se ha fijado la geometría (si bien se ha analizado la posible influencia de las ranuras laterales), probetas SENB, y se han analizado sólo propiedades mecánicas (parámetro K_0 y coeficiente de endurecimiento, n) correspondientes a aceros típicos de vasija.

Dada la dificultad experimental, que requeriría de cientos o miles de ensayos para alcanzar conclusiones sólidas, se ha optado por un método de simulación estocástica consistente en generar valores de K_{Jc}^{SSY} por el procedimiento de Montecarlo, a partir de la distribución (2.39), la cual fue desarrollada para condiciones de plastificación a pequeña escala, SSY. El efecto de la pérdida de triaxialidad se determina escalando los valores de tenacidad generados hasta situaciones de bajo confinamiento, $K_{Jc}^{SSY} \rightarrow K_{Jc}^{LSY}$, empleando para ello un muy refinado modelo numérico por elementos finitos y asumiendo el modelo probabilista local de fractura por clivaje de Beremin [27]. Posteriormente, tras censurar los valores de K_{Jc}^{LSY} , considerando diferentes valores de M , de acuerdo con (2.56), garantizando siempre la presencia de, al menos, seis valores no censurados (como se exige en la norma de ensayo para la determinación de T_0 , [25]),

puede calcularse la diferencia $\Delta T_0 = (T_0^{SSY} - T_0^{LSY})$ para la familia estudiada. A fin de obtener resultados significativos, se han generado 10000 familias válidas para cada material analizado. Se reproducen, seguidamente las conclusiones del trabajo, las cuales invitan a la prudencia en cualquier trabajo para la determinación de T_0 :

“For a censoring deformation limit set at $M = 50$, the decrease in T_0 due to constraint loss alone is less than 8°C for Charpy sized SE(B) specimens over a wide range of material flow properties representative of pressure vessel and structural steels. Side grooves have an insignificant effect on T_0 . When the censoring (deformation) limit relaxes to $M = 30$, the decrease in T_0 [...] becomes more pronounced [...] lowering the temperature by as much as 20°C for a relatively tough material”

Desde el punto de vista puramente empírico, las diferencias en el nivel de confinamiento asociadas con las diferentes configuraciones experimentales tienen su correspondiente relevancia en el cálculo de T_0 . La normativa actual [25] tiene en consideración este hecho en lo que respecta a los dos tipos de probetas más extendidos: las probetas compactas, C(T), y las de flexión en tres puntos, SEN(B). En dicho documento puede leerse:

“Median K_{Jc} values tend to vary with the specimen type at a given test temperature, presumably due to constraint [...]. This K_{Jc} dependency ultimately leads to discrepancies in calculated T_0 values as a function of specimen type for the same material. T_0 obtained from C(T) specimens are expected to be higher than T_0 values obtained from SE(B) specimens [...] the average difference [...] is approximately 10°C ”

Dado que los valores de T_0 provenientes de probetas C(T) ofrecen, sistemáticamente, resultados más conservadores que los de probetas SEN(B) es necesario guardar la prudencia debida. En este sentido la norma recomienda con insistencia que, siempre que se realice una campaña experimental para la determinación de T_0 , se indique claramente la naturaleza de la probeta a partir de la cual se obtuvo tal valor.

2.4.5 Estimación de parámetros

Una vez analizados los fundamentos, teóricos y empíricos, que justifican las expresiones propias de la Curva Patrón, se presenta en este apartado una descripción justificada de la metodología para la determinación de los parámetros libres del modelo (en este caso, el parámetro de escala, K_0) a partir de los resultados experimentales de ensayos de tenacidad K_{Jc} . Esta determinación constituye un problema estadístico de estimación de parámetros cuyos fundamentos teóricos pueden consultarse, por ejemplo, en las referencias [14] o [24]. Una discusión particularizada para el caso de la Curva Patrón se recoge en [10].

Desde una perspectiva histórica, pueden distinguirse tres familias de procedimientos estadísticos de estimación de parámetros: las representaciones de probabilidad, el análisis de regresión o de mínimos cuadrados y el método de máxima verosimilitud (*Method of Maximum Likelihood*, MML en lo sucesivo). Los dos primeros grupos han quedado, en la práctica, arrinconados por el último de ellos, por tratarse de la herramienta más robusta, más flexible y con menores inconvenientes de interpretación desde un punto de vista estadístico. Entre las virtudes [24] del MML cabe mencionar la consistencia asintótica (a medida que la muestra crece las estimaciones convergen a sus valores correctos), la eficiencia asintótica (para muestras grandes, las estimaciones son más precisas, reduciéndose la incertidumbre) y el comportamiento no sesgado asintóticamente (no se manifiesta ningún sesgo en la aproximación a la solución correcta a medida que crece la muestra). Por el contrario, con poca información experimental, el método puede manifestarse apreciablemente sesgado. Se sabe, por ejemplo [24], que la estimación del parámetro de forma de la distribución de Weibull, β , por el método MML ofrece resultados fuertemente sesgados. Afortunadamente, en el caso de la Curva Patrón se sabe a priori, debido a las consideraciones teóricas y empíricas discutidas en los Apartados 2.4.2.1 y 2.4.2.2, que el parámetro de forma adopta el valor $\beta = 4$, con lo que este inconveniente queda soslayado.

Las expresiones contenidas en la normativa actual de ensayo [25] para la determinación de T_0 son resultado de la aplicación de este método. En consecuencia, se considera

oportuno dedicar los contenidos de este apartado a la justificación de las expresiones de dicha norma a partir de la teoría MML de estimación de parámetros.

2.4.5.1 Método de Máxima Verosimilitud (MML)

En el caso de una variable aleatoria continua, ' X ', se define su función de distribución (*cumulative density function*, cdf), $F_X(x)$, como aquella que proporciona la probabilidad de que la variable X adopte un valor inferior a x , es decir:

$$F_X(x) = P[X \leq x] \quad (2.58)$$

Por tratarse de una variable continua carece de sentido preguntarse por la probabilidad asociada con un determinado resultado concreto, que es nula, pero sí, por la probabilidad de que la variable aleatoria adopte un valor comprendido entre x y $x + dx$, (2.59). La función que proporciona tal información es la llamada función de densidad (*probability density function*, pdf), la cual se corresponde, como se deduce de un sencillo razonamiento, con la derivada de la función de distribución:

$$f_X(x) \cdot dx = P[x \leq X \leq x + dx] \quad (2.59)$$

$$f_X(x) = \frac{dF_X(x)}{dx} \quad (2.60)$$

Supóngase conocida la función de densidad de una determinada variable aleatoria continua X . Ésta será de la forma $f_X(x | \theta)$, donde $\theta \equiv \{\theta_1, \theta_2, \dots, \theta_r\}$ representa el conjunto de r parámetros contenidos en el modelo. Puesto que la distribución es conocida, evidentemente lo son sus parámetros. Puede deducirse inmediatamente la expresión para la función de densidad conjunta de una muestra $\{X_1, X_2, \dots, X_N\}$ de variables aleatorias del tipo X independientes, que representa la probabilidad de que, simultáneamente, cada una de estas variables adopte un valor comprendido entre x_i y $x_i + dx_i$. Basta con multiplicar las respectivas funciones de densidad individuales, de acuerdo con la hipótesis de independencia.

$$f_{X_1 X_2 \dots X_N}(x_1, x_2, \dots, x_N | \theta) = f_{X_1}(x_1 | \theta) \dots f_{X_N}(x_N | \theta) = \prod_{i=1}^N f_{X_i}(x_i | \theta) \quad (2.61)$$

Considérese a continuación el problema inverso: dada una variable aleatoria que se supone sigue un determinado modelo estadístico, se desea calibrar dicho modelo, es decir, estimar sus parámetros. Supóngase que, experimentalmente, se ha obtenido una muestra de resultados $\{x_i\}_{i=1..N}$. La función de densidad conjunta, en la cual se desconocen los parámetros del modelo, se denomina Función de Verosimilitud, L , (2.62), y representa la probabilidad conjunta de que cada una de las variables aleatorias X_i adopte un valor comprendido en el intervalo $(x_i, x_i + dx_i)$.

$$L(\theta | x_1, x_2, \dots, x_N) = \prod_{i=1}^N f_{X_i}(x_i | \theta) \quad (2.62)$$

El criterio MML de estimación establece que la colección de parámetros a determinar, $\theta \equiv \{\theta_1, \theta_2, \dots, \theta_r\}$, maximiza el valor de la función de verosimilitud, L , esto es la probabilidad conjunta para los resultados experimentales obtenidos. La aplicación de la condición anterior permite estimar el conjunto de parámetros $\theta \equiv \{\theta_1, \theta_2, \dots, \theta_r\}$. Habitualmente se trabaja, por comodidad, con el logaritmo de la función L (función logarítmica de verosimilitud), lo cual permite expresar el producto de funciones en forma de sumatorio, (2.63):

$$\ln[L(\theta | x_1, x_2, \dots, x_N)] = \ln \left[\prod_{i=1}^N f(x_i | \theta) \right] = \sum_{i=1}^N \ln[f(x_i | \theta)] \quad (2.63)$$

Maximizando la expresión anterior se llega al sistema de ‘ r ’ ecuaciones (2.64) cuyas incógnitas son los parámetros a determinar:

$$\frac{\partial \ln L}{\partial \theta_j} = \sum_{i=1}^N \frac{\partial}{\partial \theta_j} \ln[f(x_i | \theta)] = 0 \quad j = 1..r \quad (2.64)$$

En la demostración de las expresiones anteriores se ha asumido tácitamente que la población experimental $\{x_i\}_{i=1..N}$ contenía exclusivamente información completa; eso significa que se dispone de toda la información posible. En ocasiones, sin embargo, algunos de los datos disponibles adolecen de alguna carencia, de modo que parte de la información se ha perdido. Se dice en tal caso que dichos datos vienen censurados. En

el caso de ensayos de tenacidad, esta circunstancia se produce cuando la rotura acontece para valores que superan el límite (2.57), establecido en norma.

Desde el punto de vista estadístico, la presencia de datos censurados modifica la expresión analítica de la función de verosimilitud, L . Supóngase que la información empírica consta de un total de N datos (ensayos de tenacidad K_{Jc} , en este caso) de los cuales r vienen no censurados (son completamente válidos y no superan el límite (2.57)) y, consecuentemente, $N - r$ sí lo están. Cada uno de los $N - r$ valores censurados no puede venir ya descrito a través de la función de densidad sino, más bien, por la de supervivencia (complemento a la unidad de la función de distribución) puesto que, para el valor censurado no se ha producido el fallo. Por esta razón, la función de verosimilitud adopta la siguiente expresión, (2.65):

$$L(\theta | x_1, \dots, x_r; x_{r+1} \dots x_N) = \prod_{i=1}^r f_{x_i}(x_i | \theta) \cdot \prod_{j=r+1}^N [1 - F_{x_j}(x_j | \theta)] \quad (2.65)$$

En las versiones recientes de la norma de ensayo [25] se contemplan dos alternativas experimentales, dependiendo de que todos los ensayos de tenacidad se realizan a una misma temperatura o que se realicen a temperaturas diversas. Las expresiones de estimación en cada caso son diferentes y se desarrollan en los siguientes subapartados.

2.4.5.2 Determinación de T_0 a partir de ensayos realizados a una única temperatura

En primer lugar se va a resolver el caso particular en el cual no aparecen datos censurados. A partir de la expresión correspondiente a la función de densidad para la distribución Weibull (2.41) puede obtenerse su función de verosimilitud, (2.66):

$$f_x(x) = \frac{\beta}{\eta^\beta} \cdot (x - \gamma)^{\beta-1} \cdot e^{-\left(\frac{x-\gamma}{\eta}\right)^\beta} \Rightarrow L = \prod_{i=1}^N \frac{\beta}{\eta^\beta} \cdot (x_i - \gamma)^{\beta-1} \cdot e^{-\left(\frac{x_i-\gamma}{\eta}\right)^\beta} \quad (2.66)$$

De acuerdo con la identificación de parámetros realizada en el Apartado 2.4.2.2, en este caso sólo resulta desconocido el valor del parámetro η , que se identificaba como $\eta \rightarrow (K_0 - K_{\min}) \cdot (B_0/B)^{1/4}$. Se trata, por lo tanto, de estimar un único parámetro.

Suponiendo que los valores de tenacidad K_{Jc} empleados en la estimación, vienen referidos al espesor normalizado de una pulgada, $B = B_0$ (ya sea porque las probetas son de dicho espesor o porque los resultados de tenacidad han sido convertidos por medio de (2.42) al espesor de referencia) será $\eta \rightarrow (K_0 - K_{\min})$.

La expresión de la función logarítmica de verosimilitud maximizada adopta la forma (2.67):

$$\frac{\partial \ln L}{\partial \theta_j} = \sum_{i=1}^N \frac{\partial}{\partial \theta_j} \ln[f(x_i | \theta)] = \sum_{i=1}^N \frac{\partial}{\partial \eta} \left[\ln \frac{\beta}{\eta^\beta} + \ln(x - \gamma)^{\beta-1} - \left(\frac{x - \gamma}{\eta} \right)^\beta \right] = 0 \quad (2.67)$$

De (2.67) puede despejarse la expresión de η , (2.68):

$$\sum_{i=1}^N \left[-\frac{\beta}{\eta} + \beta \cdot \frac{(x - \gamma)^\beta}{\eta^{\beta+1}} \right] = -\frac{N\beta}{\eta} + \beta \cdot \sum_{i=1}^N \frac{(x_i - \gamma)^\beta}{\eta^{\beta+1}} = 0 \Rightarrow \eta = \left[\frac{\sum_{i=1}^N (x_i - \gamma)^\beta}{N} \right]^{\frac{1}{\beta}} \quad (2.68)$$

Recordando el significado y valores de cada parámetro dentro del modelo de la Curva Patrón y teniendo en cuenta que los valores x_i representan valores de tenacidad, $K_{Jc,i}$, se llega al siguiente resultado, (2.69):

$$K_0 = \left[\frac{\sum_{i=1}^N (K_{Jc,i} - K_{\min})^\beta}{N} \right]^{\frac{1}{\beta}} + K_{\min} \quad (2.69)$$

La expresión (2.69) es idéntica a la fórmula (17) de la norma ASTM E 1921 [25]. Conocido el valor estimado de K_0 puede calcularse el correspondiente a la mediana de tenacidades, sustituyendo en (2.39) un valor de probabilidad acumulada de $P_f = 0.5$. La relación obtenida (2.70) es, para probetas de espesor normalizado, una pulgada (1T), o valores de tenacidad previamente convertidos a dicho espesor, (2.70), idéntico a la fórmula (19) de [25]:

$$P_f = 0.5 = 1 - e^{-\left(\frac{K_{Jc}(med) - K_{\min}}{K_0 - K_{\min}}\right)^4} \Rightarrow K_{Jc}(med) = K_{\min} + (K_0 - K_{\min}) \cdot [\ln(2)]^{\frac{1}{4}} \quad (2.70)$$

Finalmente, el valor de T_0 , (2.71), se obtiene a partir de la expresión (2.50), siendo ‘ T ’ la temperatura de ensayo.

$$K_{Jc}(med) = 30 + 70 \cdot e^{0.019 \cdot (T - T_0)} \Rightarrow T_0 = T - \frac{1}{0.019} \cdot \ln \left[\frac{K_{Jc}(med) - 30}{70} \right] \quad (2.71)$$

Para el caso más general en el cual se presentan datos censurados la función de verosimilitud adopta la apariencia siguiente, (2.72), una vez que se sustituyen en (2.65) las correspondientes fórmulas para la función de densidad y distribución del modelo de Weibull de tres parámetros.

$$L(\theta | x_1, \dots, x_r; x_{r+1} \dots x_N) = \prod_{i=1}^r \frac{\beta}{\eta^\beta} \cdot (x_i - \gamma)^{\beta-1} \cdot e^{-\left(\frac{x_i - \gamma}{\eta}\right)^\beta} \cdot \prod_{j=r+1}^N e^{-\left(\frac{x_j - \gamma}{\eta}\right)^\beta} \quad (2.72)$$

Su expresión logarítmica será (2.73):

$$\ln L = \sum_{i=1}^r \ln \left[\frac{\beta \cdot (x_i - \gamma)^{\beta-1}}{\eta^\beta} \right] - \sum_{i=1}^r \left(\frac{x_i - \gamma}{\eta} \right)^\beta - \sum_{j=r+1}^N \left(\frac{x_j - \gamma}{\eta} \right)^\beta \quad (2.73)$$

La cual, maximizada respecto de η , tras simplificar y agrupar términos, proporciona su estimación, expresión (2.74):

$$\frac{\partial \ln L}{\partial \eta} = \sum_{i=1}^r \left(\frac{-\beta}{\eta} \right) + \frac{\sum_{i=1}^r \beta \cdot (x_i - \gamma)^\beta}{\eta^{\beta+1}} = 0 \Rightarrow \eta = \left[\frac{\sum_{i=1}^r (x_i - \gamma)^\beta}{r} \right]^{\frac{1}{\beta}} \quad (2.74)$$

Identificando las variables con sus contrapartidas en el modelo de la Curva Patrón se llega a la expresión (2.75) que resulta idéntica a la (18) de [25]:

$$K_0 = \left[\frac{\sum_{i=1}^N (K_{Jc,i} - K_{\min})^4}{r} \right]^{\frac{1}{4}} + K_{\min} \quad (2.75)$$

A partir de este resultado deben emplearse las fórmulas (2.70) y (2.71) para la evaluación de $K_{Jc(\text{med})}$ y, finalmente, T_0 .

2.4.5.3 Determinación de T_0 a partir de ensayos realizados a múltiples temperaturas

La posibilidad de obtener la temperatura de referencia T_0 a partir de ensayos practicados a diversas temperaturas constituye una realidad reciente; de hecho, la versión de 1997 de la norma ASTM E 1921 sólo contemplaba la obtención de T_0 para ensayos practicados a una misma temperatura. En el Apartado 2.4.4.2 se había presentado la relación (2.47), que expresa la dependencia de K_0 con la temperatura, la cual puede presentarse fácilmente en términos de la variable η , (2.76).

$$\left. \begin{aligned} K_0 &= 31 + 77 \cdot e^{0.019 \cdot (T - T_0)} \\ \eta &= K_0 - K_{\min} = K_0 - 20 \end{aligned} \right\} \Rightarrow \eta = 11 + 77 \cdot e^{0.019 \cdot (T - T_0)} \quad (2.76)$$

Sustituyendo la relación (2.76) en la expresión (2.73), función logarítmica de verosimilitud, se llega a (2.77), dependiente de T_0 .

$$\ln L = \sum_{i=1}^r \ln \left[\frac{\beta \cdot (x_i - \gamma)^{\beta-1}}{(11 + 77 \cdot e^{0.019 \cdot (T_i - T_0)})^\beta} \right] - \sum_{i=1}^N \left(\frac{x_i - \gamma}{11 + 77 \cdot e^{0.019 \cdot (T_i - T_0)}} \right)^\beta \quad (2.77)$$

Derivando seguidamente respecto del parámetro T_0 , de acuerdo con la metodología MML, igualando a cero y sustituyendo constantes, se llega, tras simplificar a (2.78):

$$\sum_{i=1}^r \frac{e^{0.019 \cdot (T_i - T_0)}}{11 + 77 \cdot e^{0.019 \cdot (T_i - T_0)}} - \sum_{i=1}^N \frac{(K_{Jc,i} - 20)^4 \cdot e^{0.019 \cdot (T_i - T_0)}}{[11 + 77 \cdot e^{0.019 \cdot (T_i - T_0)}]^5} = 0 \quad (2.78)$$

La expresión (23) de la norma [25], completamente equivalente a ésta, se obtiene introduciendo, por conveniencia, el factor δ_i (que adopta el valor ‘0’ en caso de datos censurados y ‘1’ en caso contrario) y extendiendo los sumatorios a la totalidad de ensayos realizados, N . Con ello se llega, finalmente, a (2.79):

$$\sum_{i=1}^N \delta_i \frac{e^{0.019 \cdot (T_i - T_0)}}{11 + 77 \cdot e^{0.019 \cdot (T_i - T_0)}} - \sum_{i=1}^N \frac{(K_{Jc,i} - 20)^4 \cdot e^{0.019 \cdot (T_i - T_0)}}{[11 + 77 \cdot e^{0.019 \cdot (T_i - T_0)}]^5} = 0 \quad (2.79)$$

Esta fórmula no es reducible a una expresión analítica; en consecuencia, para calcular T_0 en el caso multi-temperatura la ecuación (2.79) debe resolverse por procedimientos numéricos.

2.4.5.4 Ventana de validez de ensayos y precisión de T_0

El modelo de la Curva Patrón estipula que la mediana de tenacidades en la ZTDF se ciñe a la ley (2.50), $K_{Jc(\text{med})} = 30 + 70 \cdot e^{0.019 \cdot (T - T_0)}$. Resta evaluar en qué medida esta afirmación es rigurosa y, en tal caso, evaluar el posible sesgo y la precisión del valor estimado de T_0 . La mejor manera de responder a la primera pregunta es vía experimental.

En este sentido, en la referencia [29] puede consultarse el trabajo desarrollado por el WRC (*Welding Research Council*) que aglutina información de distinta procedencia hasta completar un alcance experimental próximo a los 800 ensayos de tenacidad sobre 8 tipos de acero, tanto de vasija como de otros orígenes, en estado virgen e irradiado. Si la relación funcional (2.50) describe apropiadamente el conjunto de datos experimentales, la representación de los residuos de tenacidad, $(K_{Jc}^{\text{exp}} - K_{Jc(\text{med})}^{\text{teor}})$, respecto de la temperatura deberá presentar una ordenada en el origen y una pendiente ambas nulas. De esta forma se garantiza que la tendencia de la mediana sigue la de la distribución y que lo hace de manera no sesgada. La Figura 2.36 [29] resume las posibles características de este análisis. La representación se hace respecto de la temperatura normalizada $(T - T_0)$.

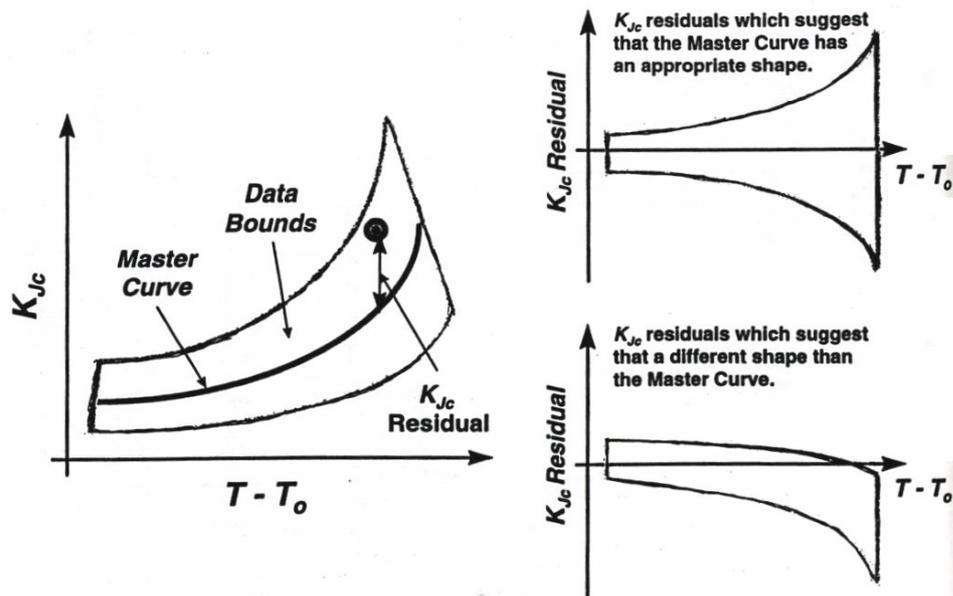


Figura 2.36 Características del estudio de calidad del modelo de la Curva Patrón [29]

Los resultados del mencionado estudio se recogen en la Figura 2.37 [29]. En la parte izquierda de la misma se presentan, respecto de $(T - T_0)$, todos los valores de tenacidad y en la parte derecha únicamente aquéllos que han superado la condición de censura (2.57). La primera característica reseñable es que, en las proximidades de T_0 se satisfacen las exigencias mencionadas. Por otro lado, la imagen de la parte derecha revela un comportamiento sesgado de la población de puntos para valores elevados de $(T - T_0)$. Este rasgo no se aprecia en la parte izquierda, revelando que se debe al proceso de censura. En efecto, cuando la temperatura de ensayo crece en exceso pueden darse resultados experimentales en los cuales J deja de describir las condiciones en el frente de fisura y, en consecuencia, es preciso imponer la condición de censura por confinamiento. El precio a pagar consiste en que la distribución estadística se vuelve sesgada.

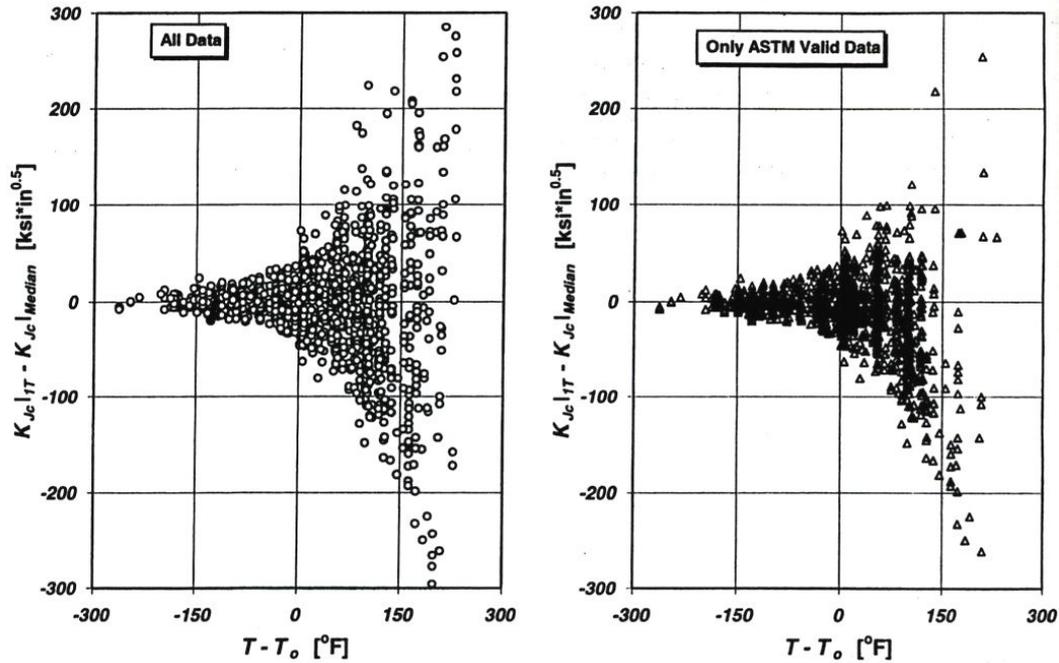


Figura 2.37 Resultados del estudio de calidad del modelo de la Curva Patrón [29]

El procedimiento de la Curva Patrón describe la tenacidad de los aceros ferríticos en la ZTDF. Se sabe que en la región de bajas temperaturas la estadística que rige el proceso de fractura es totalmente diferente (véase el Apartado 2.4.3) puesto que el fenómeno viene controlado por los mecanismos de propagación. Análogamente, al incrementarse la temperatura los mecanismos de rotura también se modifican y los valores de tenacidad no vienen ya descritos por la estadística *Weakest Link*. En consecuencia, debe establecerse una ventana de validez que delimite el rango de temperaturas de ensayo que conducen a determinaciones válidas de T_0 .

Analizando por separado los datos de material irradiado y no irradiado se ha obtenido [29] la pendiente y ordenada en el origen de la población de tenacidades residuales, $(K_{Jc}^{exp} - K_{Jc}^{teor})$, respecto de la temperatura normalizada, $(T - T_0)$. Seguidamente se ha evaluado, mediante un test de Student al nivel de confianza del 99%, el rango de temperaturas para el cual ambos valores se anulan. Ello permite determinar el intervalo de temperatura en el cual la expresión de la Curva Patrón proporciona una descripción óptima. Las conclusiones se resumen en la Figura 2.38 para material virgen y en la Figura 2.39 para material irradiado [29].

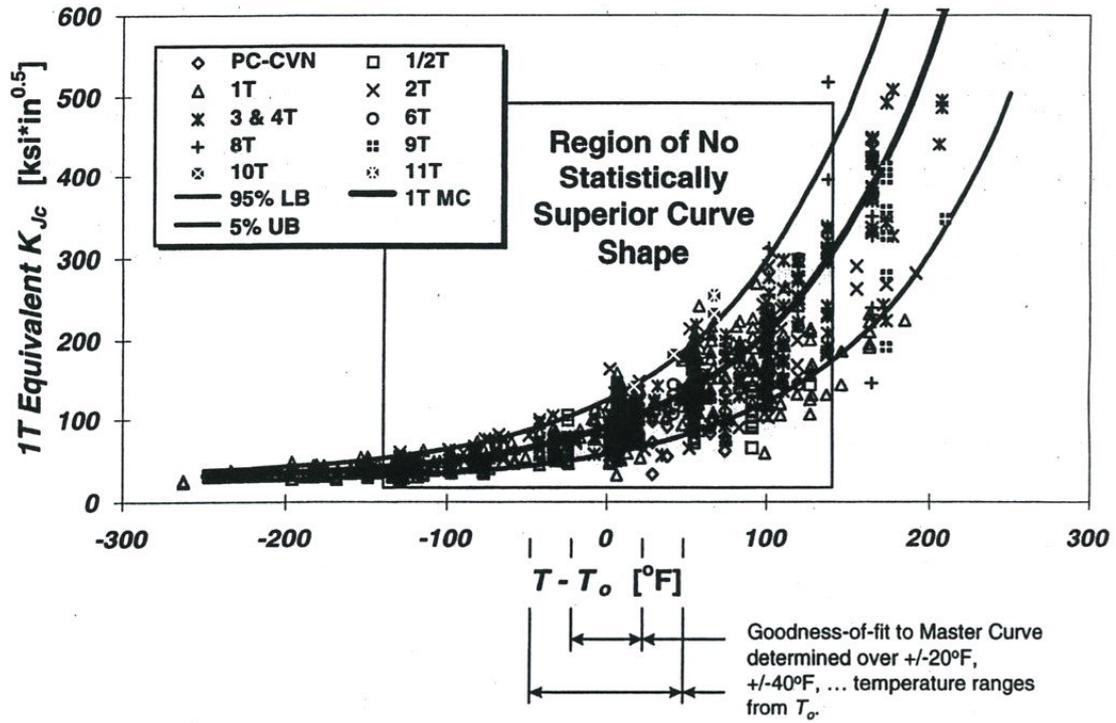


Figura 2.38 Ventanas de validez para la temperatura de ensayo (material no irradiado) [29]

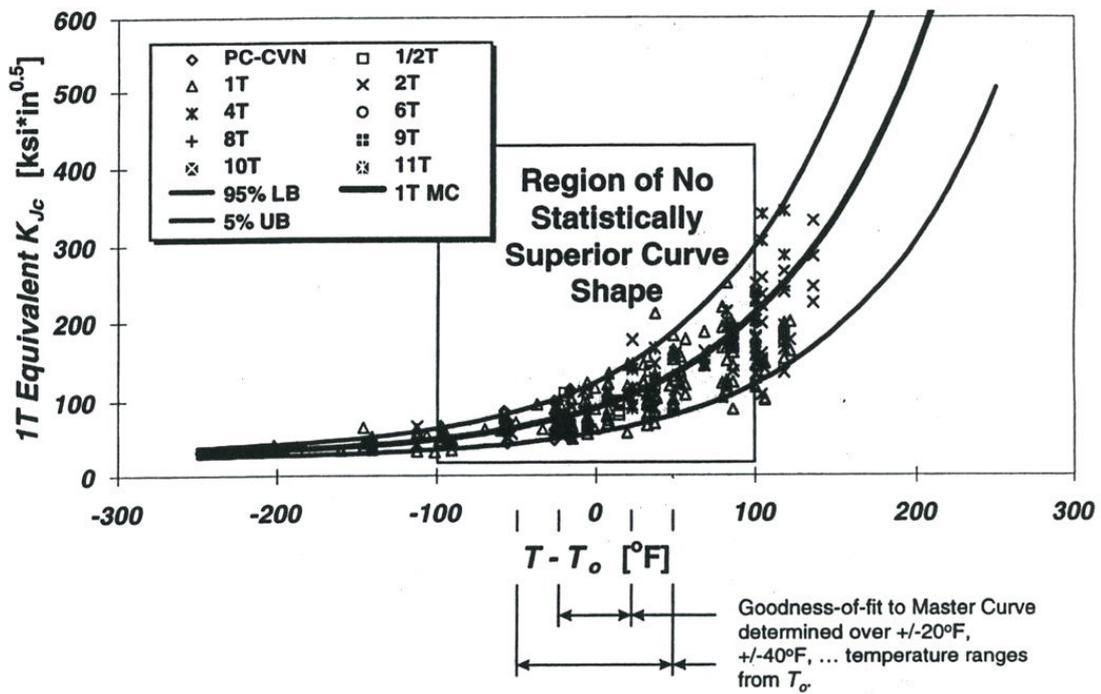


Figura 2.39 Ventanas de validez para la temperatura de ensayo (material irradiado) [29]

Puede establecerse a partir de estos resultados que, para aceros no irradiados, los resultados experimentales obtenidos en el intervalo $(T_0 \pm 140^\circ F)$, y, para irradiados los correspondientes a $(T_0 \pm 100^\circ F)$, proporcionan resultados satisfactorios de T_0 . La norma de ensayo [25] establece una ventana de validez, conservadora, de valor $(T_0 \pm 50^\circ C)$.

Por supuesto, la calidad de la estimación de T_0 depende fuertemente del número de ensayos realizados. En ese sentido, en [10] se indica que una estimación de T_0 obtenida a partir de seis ensayos no censurados, $r=6$, realizados a la misma temperatura, próxima a la de referencia, proporciona un resultado válido de T_0 . La condición $r=6$ se convierte en requisito en la norma de ensayo, [25]. Estas conclusiones se basan en simulaciones basadas en el método de Monte Carlo. La desviación típica de T_0 responde a la expresión (2.80), recogida en la norma de ensayo [25], donde β es un parámetro tabulado, siempre próximo a 18, cuyo valor preciso, como se justifica más adelante, depende de $K_{Jc(med)}$:

$$\sigma_{T_0} = \frac{\beta}{\sqrt{r}} \quad (2.80)$$

En [42] se alcanza un resultado similar por procedimientos semiempíricos. No obstante puede llegarse a la fórmula (2.80) exclusivamente a través de consideraciones estadísticas. Así, para una distribución de Weibull de tres parámetros con función de distribución según (2.40), la desviación típica de la variable aleatoria, X , adopta la siguiente expresión (2.81) como puede consultarse en la referencia [24]:

$$F_X(x) = 1 - e^{-\left(\frac{x-\gamma}{\eta}\right)^\beta} \Rightarrow \sigma_X = \eta \cdot \sqrt{\Gamma\left(\frac{2}{\beta} + 1\right) - \Gamma^2\left(\frac{1}{\beta} + 1\right)} \quad (2.81)$$

donde Γ representa la función gamma de la estadística.

Para el caso aquí tratado, recordando la correspondencia, $x \rightarrow K_{Jc}$, $\beta = 4$ y que, para probetas de espesor normalizado 1T es $\eta \rightarrow (K_0 - K_{\min})$ y, por lo tanto, de acuerdo con

(2.22), puede ponerse $\eta \rightarrow (K_0 - K_{\min}) = \frac{K_{Jc(\text{med})} - K_{\min}}{\ln 2}$, se llega a (2.82), recogida en [25]. Esta fórmula (2.82) permite conocer la desviación típica en cada punto de la Curva Patrón, es decir, para una temperatura dada.

$$\sigma_{K_{Jc}} = \frac{K_{Jc(\text{med})} - K_{\min}}{\ln 2} \cdot \sqrt{\Gamma\left(\frac{2}{4} + 1\right) - \Gamma^2\left(\frac{1}{4} + 1\right)} = 0.28 \cdot (K_{Jc(\text{med})} - K_{\min}) \quad (2.82)$$

Sin embargo, en un proceso experimental no se determina el valor del parámetro de interés, $K_{Jc(\text{med})}$ en este caso, sino sólo una estimación del mismo, cuya precisión depende de la calidad de la información disponible, fundamentalmente el número de ensayos. De acuerdo con [14], la desviación típica del estimador de la media, $\sigma_{\bar{x}}$, se relaciona con la desviación típica de la distribución, σ_x , por medio de la expresión (2.83) a través del número de ensayos no censurados, r .

$$\sigma_{\bar{x}} = \frac{\sigma_x}{\sqrt{r}} \quad (2.83)$$

Puede asumirse la validez de esta expresión también para la estimación de la mediana puesto que en el caso tratado adoptan valores muy semejantes [10]. En tal caso, haciendo uso de (2.82) y (2.83) se llega a (2.84), que proporciona la desviación típica en la estimación de la mediana de tenacidades para la temperatura de ensayo considerada.

$$\sigma_{\overline{K_{Jc(\text{med})}}} = \frac{0.28 \cdot (K_{Jc(\text{med})} - K_{\min})}{\sqrt{r}} \quad (2.84)$$

Por otra parte, a partir de (2.50) puede ponerse, (2.85):

$$T_0 = T - \frac{1}{0.019} \cdot \ln \left[\frac{K_{Jc(\text{med})} - 30}{70} \right] \quad (2.85)$$

Identificando la incertidumbre en la mediana de tenacidades con (2.84) y sustituyendo en (2.85) se llega a (2.86):

$$T_0 \pm \Delta T_0 = T - \frac{1}{0.019} \cdot \ln \left[\frac{K_{Jc(med)} \pm \sigma_{\frac{K_{Jc(med)}}{70}} - 30}{70} \right] \quad (2.86)$$

Restando (2.85) y (2.86), introduciendo (2.84) y simplificando se alcanza una expresión para la incertidumbre en la estimación de la temperatura de referencia en función del número válido de ensayos, r , y de la mediana de tenacidades para la temperatura de ensayo, $K_{Jc(med)}$, expresión (2.87).

$$\Delta T_0 = -\frac{1}{0.019} \cdot \ln \left[1 \pm \frac{\frac{0.28}{\sqrt{r}} \cdot (K_{Jc(med)} - 20)}{K_{Jc(med)} - 30} \right] \quad (2.87)$$

Supóngase que los ensayos han sido realizados a una temperatura $T = T_0$; en tal caso $K_{Jc(med)} = 100 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ y, sustituyendo $r = 6$ se llega a los siguientes valores de incertidumbre en la temperatura de referencia: $\Delta T_0 = -6.5^\circ\text{C}$ cuando se considera la cota superior de tenacidades y $\Delta T_0 = +7.4^\circ\text{C}$ en caso contrario. Como es lógico, al considerar la cota superior de $K_{Jc(med)}$, la temperatura de referencia disminuye. Asumiendo que la desviación típica en la estimación de T_0 sigue una ley del tipo (2.83), puede ponerse:

$$\sigma_{T_0} = \frac{\beta}{\sqrt{r}} \Rightarrow 7.4 = \frac{\beta}{\sqrt{6}} \Rightarrow \beta = 18.1^\circ\text{C} \quad (2.88)$$

Teniendo en cuenta la pérdida de precisión que se manifiesta al ensayar a temperaturas alejadas de T_0 , desde un punto de vista experimental, lo idóneo sería ajustar el procedimiento de forma que el valor de ΔT_0 se mantuviera constante. Ello debe conllevar un mayor número de ensayos para temperaturas distantes de la de referencia. Igualando la expresión (2.87) para el caso de referencia ($K_{Jc(med)} = 100 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, $r = 6$) con una situación genérica se llega a la siguiente fórmula, (2.89), que relaciona el número de ensayos, r , con la mediana de tenacidades a la temperatura de ensayo, $K_{Jc(med)}$, para conseguir la misma precisión en T_0 :

$$\frac{1}{\sqrt{6}} \cdot \frac{8}{7} = \frac{1}{\sqrt{r}} \cdot \frac{K_{Jc(med)} - 20}{K_{Jc(med)} - 30} \quad (2.89)$$

Además, una vez determinado el número de ensayos, puede calibrarse el valor de β con la condición de obtener la misma precisión (los valores de β se han calculado empleando el valor inferior del rango de r). La Tabla 2.1, coincidente con la que se recoge en la norma [25], esquematiza los valores desprendidos de estos cálculos.

Tabla 2.1 Parámetros correspondientes a la estimación de σ_{T_0} [25]

Rango r	r	$K_{Jc(med)}$ (MPa·m ^{1/2})	β	T-T ₀ (°C)
6.5-7.5	7	82.8-66.0	18.8	(-35, -14.8)
7.5-8.5	8	66.0-57.8	20.2	(-48.6, -35)

De acuerdo con ello, en función de $K_{Jc(med)}$ el número de ensayos requeridos es el que se presenta en la segunda columna de la Tabla 2.1. Además, a partir de estos valores puede establecerse un criterio del número válido de ensayos en el caso de campañas multi-temperatura. A los ensayos practicados en el intervalo $T - T_0 = (-14.8, 50)^\circ C$ se les asigna un peso $r_i = 1/6$, aquéllos realizados en $(-35, -14.8)^\circ C$ reciben un peso $r_i = 1/7$ y los pertenecientes a $(-48.6, -35)^\circ C$ un peso $r_i = 1/8$. La condición contemplada en [25], siendo n_i el número de ensayos a cada temperatura, queda como:

$$\sum_{i=1}^r r_i \cdot n_i \geq 1 \quad (2.90)$$

Como puede apreciarse sin dificultad, la condición de seis ensayos válidos requerida en el caso de ensayos realizados a una sola temperatura, constituye un caso particular de la condición (2.90).

2.4.6 Aplicabilidad. Situaciones al margen de la Curva Patrón

Durante los últimos años se han publicado numerosos trabajos en los que se recogen resultados empíricos de obtención de la Temperatura de Referencia T_0 para aceros fundamentalmente de vasija de reactor nuclear. Las referencias [10, 28, 29, 33, 39, 41, 43] pueden servir como ejemplos así como las que pueden localizarse en la literatura

especializada. Un compendio extensivo de trabajos acompañados de consideraciones teóricas y prácticas se encuentra en la documentación contenida en [44]. En general, el modelo de la Curva Patrón describe exitosamente el comportamiento de los aceros en la parte inferior de la ZTDF, donde el proceso de fractura viene controlado por mecanismos de clivaje, tanto en estado no irradiado como para los niveles de fluencia neutrónica propios de las vasijas occidentales. Debe tenerse en consideración que la norma de ensayo [25] limita la aplicabilidad del método de la Curva Patrón a aceros ferríticos con un límite elástico comprendido entre 275 y 825 MPa, incluyendo entre tales a los “aceros al carbono, de baja y alta aleación, con microestructuras típicas de bainita y bainita revenida, martensita revenida, ferrita y perlita”.

La existencia de modos de fractura diferentes al clivaje debe implicar una diferente descripción de la respuesta del material en la zona de transición. La experiencia acumulada hasta el momento ha permitido constatar que la Curva Patrón es relativamente insensible a modos mixtos de fractura que involucren clivajes, particularmente cuando la proporción de los otros mecanismos de rotura es escasa. Debe prestarse particular atención a la posibilidad de fracturas intergranulares, no detectables a partir del proceso experimental si éste no incluye un estudio fractográfico. Presencias importantes de fractura intergranular, debido a segregaciones de elementos de impureza, pueden darse en el caso de aceros inadecuadamente revenidos, algunos casos de aceros templados, exposición a fluencias elevadas o envejecimiento térmico [45].

Dependiendo de la temperatura, el proceso de fractura intergranular viene controlado por el estado tensional o por las deformaciones, lo cual implica que la desviación respecto de la Curva Patrón depende de la temperatura. Incluso en materiales con un 100% de fractura intergranular, la respuesta en la ZTDF queda bien descrita por la Curva Patrón si el valor de T_0 es suficientemente bajo. Para T_0 aproximadamente inferior a 0°C, donde el proceso viene controlado por las tensiones no es esperable una diferencia significativa. Para temperaturas superiores, proceso controlado por las deformaciones, no es recomendable el empleo de la Curva Patrón. En todo caso, hasta la fecha presente sólo se han desarrollado unas pocas investigaciones sobre la fractura intergranular comprendiendo la totalidad de la ZTDF y, en consecuencia, deben tomarse las máximas cautelas al respecto.

Existe, por otra parte, evidencia de que para aceros altamente irradiados (más allá de los valores admisibles en vasijas de reactores nucleares) y, consecuentemente, muy fragilizados, la forma de la curva tenacidad frente a temperatura puede modificarse, adoptando una morfología distinta a la Curva Patrón. La utilización en estos casos de una curva de forma constante puede conducir a estimaciones no conservadoras de la tenacidad. Recientemente se ha propuesto un modelo predictivo de la tenacidad en la ZTDF, conocido como Modelo Prometey [39, 44, 45], basado en una nueva formulación del criterio local de fractura capaz de superar los inconvenientes de otros criterios, también locales, basados en las aproximaciones RKR [12] o de Beremin [26, 27]. Su aplicación sobre vasijas WWER-440 y WWER-1000 ha permitido despertar esperanzas sobre su validez. Debe hacerse notar que el Modelo Prometey no incluye asunción alguna acerca de la forma de la curva tenacidad-temperatura sino que la predice, permitiendo su desplazamiento en función de la fluencia así como la variación de la forma. Además, tal y como se presentó en [39] la curva proporcionada por este criterio converge al modelo de la Curva Patrón para niveles reducidos de irradiación. En todo caso, siendo una prometedora posibilidad, es necesaria una investigación más profunda y prolongada sobre esta teoría.

2.4.7 Crítica del método de la Curva Patrón

En el Apartado 2.3.2 fue incluida una lista de las principales debilidades del procedimiento ASME para la caracterización de la tenacidad de aceros en la ZTDF. Este apartado supone un ejercicio similar aplicado, en este caso, sobre la Curva Patrón. Sin embargo, por tratarse de una mejora respecto de la anterior, la enumeración, que se presenta seguidamente, debe resultar necesariamente más reducida:

- Desde un punto de vista estrictamente teórico, no se dispone en la actualidad de modelos de fractura por clivaje suficientemente robustos como para elaborar a partir de ellos una teoría estadística de los procesos de clivaje en la ZTDF sin necesidad de considerar elementos *ad hoc* de base fenomenológica (como las funciones de prueba empleadas en el Apartado 2.4.2.2, el valor prescrito para K_{\min} , Apartado 2.4.2.4, o el postulado presente en el Apartado 2.4.4.1).

- Cabe preguntarse acerca de la validez estricta del postulado expuesto en el Apartado 2.4.4.1, según el cual sólo la parte térmica del límite elástico, σ_T , controla la relación entre la tenacidad a fractura por clivaje y la temperatura. Este punto es de extrema importancia (teórica) puesto que, en la medida en que esta conjetura no sea rigurosamente cierta, deja de ser cierto que la curva tenacidad – temperatura goce de carácter universal. Por supuesto, la amplia base experimental acumulada en los últimos veinte años permiten certificar que la Curva Patrón es una herramienta ingenieril perfectamente representativa.
- Sigue abierta la discusión sobre el valor a adoptar por el coeficiente M en las expresiones de censura de datos (2.56) y (2.57). Como se ha mencionado, se sospecha [41], que el valor de M adoptado actualmente en la normativa de ensayo [25], puede resultar poco restrictivo, permitiendo que se desarrollen situaciones de gran plastificación, LSY, y, en consecuencia, llegando a alterar sensiblemente los resultados de T_0 así obtenidos.
- Desde una perspectiva ingenieril debe mencionarse el problema de la transferencia de la información desde la etapa de caracterización del material (practicada en condiciones de elevado confinamiento muy próximas, salvo excepciones, a SSY) a la evaluación de la integridad estructural de un componente como, por ejemplo, la vasija de un reactor (donde las condiciones de confinamiento son, por lo general, mucho más reducidas). Existen diferentes propuestas al respecto, todas ellas en estado embrionario [39]. En todo caso, se trata de un problema de relativa importancia, fundamentalmente de índole económica, puesto que una evaluación de integridad sin considerar las pérdidas de confinamiento en la estructura supone una estrategia sumamente conservadora.
- Algunos investigadores consideran que la Curva Patrón constituye, únicamente, un caso límite que deja de ser válido ante condiciones de elevado daño por irradiación. El modelo probabilista Prometey [39, 44, 45] camina en esta dirección. Lo cierto es que la base experimental para tal afirmación es muy escasa ya que las fluencias neutrónicas que supuestamente originan ese cambio de forma superan con creces las que se emplean en los reactores ordinarios.

- Por supuesto, pueden citarse un gran número de cuestiones de índole ingenieril referentes al modo de aplicación del procedimiento de la Curva Patrón, a la selección de las bandas de confianza adecuadas, a la implementación del concepto de T_0 en las actuales normativas de predicción de la fragilización y, en general, de lo que podría denominarse el “vínculo con el pasado”. Estas cuestiones requieren del paso del tiempo para su resolución definitiva.
- Debe recordarse, como se ha mencionado en el Apartado 2.4.6 que la validez del procedimiento se ciñe a los aceros ferríticos con determinados límites en los valores del límite elástico.

2.5 *Fragilización por irradiación neutrónica de los aceros de vasija*

La proporción mayoritaria de la energía nuclear que se genera a nivel mundial tiene su origen en los denominados reactores de agua ligera (*Light Water Reactors*, LWR), esto es, aquéllos que emplean agua ordinaria como moderador y refrigerante. Existen dos variedades tecnológicamente diferentes de LWR: los reactores de agua a presión (*Pressurized Water Reactors*, PWR) y los reactores de agua en ebullición (*Boiling Water Reactors*, BWR). En los primeros, el agua se mantiene en estado líquido durante todo el proceso térmico sometido a una presión típica de 14 MPa, trabajando el reactor a temperaturas próximas a los 300 °C. En los BWR el agua llega a cambiar a fase vapor con presiones del orden de 7 MPa y temperaturas próximas a 285 °C. En ambos casos la eficiencia térmica del proceso viene garantizada por la vasija, fabricada en acero con un espesor importante, que contiene al núcleo (combustible, moderador, material de control y fluido refrigerante).

Las normativas vigentes en la actualidad exigen valores muy reducidos para la probabilidad de fallo de la vasija tanto en condiciones normales de operación como ante accidentes postulados [46-49]. En las etapas de diseño y de evaluación de la integridad estructural de la vasija se asume la presencia de grandes fisuras y de condiciones severas de sollicitación, como en el caso del evento PTS (*Pressurized Thermal Shock*, choque térmico) en las vasijas PWR. Un criterio básico de seguridad consiste, por lo tanto, en garantizar una tenacidad suficiente del acero de la vasija a lo largo de su vida útil.

Sin embargo, la exposición frente a irradiación neutrónica, originada por el proceso de fisión, degrada las propiedades de tenacidad del material de la vasija, muy particularmente en la zona próxima al núcleo (*beltline*), donde la dosis neutrónica es máxima. La cuantificación de este efecto se realiza, de ordinario, evaluando el desplazamiento experimentado por la ZTDF expresada en términos de la variación de las diversas temperaturas de transición consideradas (T_{41J} , RT_{NDT} , T_0 , ...). En ocasiones se han registrado desplazamientos, expresados en términos de RT_{NDT} , de hasta $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ [50]. Adicionalmente, se aprecia una reducción de la capacidad de absorción de energía en las zonas de comportamiento dúctil, *Upper Shelf*, ΔUSE , del material. Ambos efectos vienen representados esquemáticamente en la Figura 2.40. La aceleración del proceso de fragilización neutrónica puede suponer la clausura prematura de la planta o la necesidad de aplicación de un tratamiento térmico de recocido de la vasija, de carácter paliativo.

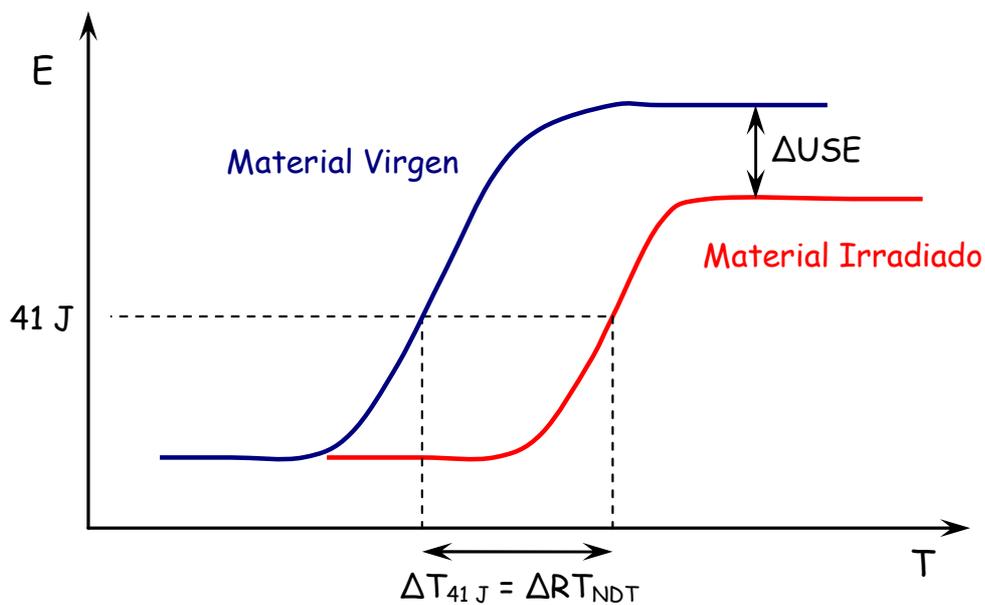


Figura 2.40 Efecto de la irradiación sobre las curvas de impacto Charpy

Las mejoras técnicas puestas en práctica en las últimas décadas han reducido el problema de la fragilización de la vasija por medio del empleo de aceros más tenaces, con menores contenidos de impurezas en su composición, reduciendo el flujo neutrónico sobre la vasija y eliminando las soldaduras en la región *beltline*. No obstante, la fragilización constituye un aspecto a considerar en las vasijas antiguas y en aquellas

en las que se ha extendido su periodo de operación, en cuyo caso la evolución del proceso constituye una incógnita. Las condiciones de trabajo de la vasija y los mecanismos de fragilización de los aceros que las constituyen son las variables del proceso y a partir de ellas se modela el mismo, como se describe en los siguientes subapartados.

2.5.1 Características de las vasijas y sus condiciones de trabajo

Asumiendo como representativas las características de las vasijas fabricadas en los Estados Unidos [46], se describen seguidamente algunas de sus propiedades más reseñables. Se trata de grandes estructuras, formadas por piezas de material base, forjado o laminado, unidas mediante soldadura. Sus dimensiones habituales pueden superar los 14 m de altura, 4.5 m de diámetro y 20 cm de espesor. Los materiales base empleados suelen ser aceros de baja aleación con tratamiento térmico de temple y revenido, que presentan microestructuras bainíticas. Composiciones habituales incluyen C (0.05-0.2%), Mn (0.7-1.6%), Mo (0.4-0.6%), Ni (0.2-1.4%), Si (0.2-0.6%) y C (0.05-0.5%). Las diferentes secciones de material base se unen por medio de soldaduras de arco sumergido, con numerosos cordones, realizadas con electrodos de diversos tipos. La composición química de la soldadura difiere, evidentemente, de la del material base y puede presentar un elevado nivel de heterogeneidad. Tras el proceso de unión las vasijas suelen recibir un tratamiento de revenido con la finalidad de relajar las tensiones residuales, habitualmente a temperaturas de $(620 \pm 15)^\circ C$ sostenidas durante 30 horas. Como resultado, el límite elástico tras fabricación oscila en torno a $(475 \pm 50) MPa$. La presencia del níquel añadido junto con las impurezas de fósforo y cobre colaboran a la fragilización. En algunas centrales norteamericanas antiguas la presencia de este último puede llegar a ser muy elevada (hasta 0.4 %) debido al empleo de electrodos con composiciones inadecuadas, una práctica en desuso hoy en día.

En condiciones normales las vasijas operan a temperaturas de irradiación, T_i , de aproximadamente $(290 \pm 30)^\circ C$, y están expuestas a un espectro de energías de neutrones que se extiende desde la unidad hasta el orden de millón de electronvoltios (MeV). Los neutrones altamente energéticos constituyen la fuente dominante de fragilización. Se define el flujo neutrónico, Φ , como el número de neutrones que

atravesan una sección unitaria dispuesta perpendicularmente, por unidad de tiempo, viniendo habitualmente expresada en $(n \cdot cm^{-2} \cdot s^{-1})$. La fluencia neutrónica, Φ_t , representa la integral en el tiempo del flujo y sus unidades son $(n \cdot cm^{-2})$. Únicamente la parte del espectro energético con energías superiores a $1 MeV$ ($\Phi_{t>1}$) suele tenerse en consideración en la cuantificación de la dosis neutrónica. Valores típicos de $\Phi_{t>1}$ para plantas norteamericanas, aplicada en tiempo típico de vida de 40 años, son $(1-3) \cdot 10^{19} n \cdot cm^{-2}$ para centrales PWR y un orden de magnitud menos para las BWR (debido fundamentalmente al diámetro mayor que presentan estas últimas). Un valor de $(10^9 - 10^{11}) n \cdot cm^{-2} \cdot s^{-1}$ supone una cifra razonable para el flujo $\Phi_{>1}$.

2.5.2 Medición de la fragilización neutrónica

El reconocimiento de la importancia de los procesos de fragilización condujo al establecimiento de los Programas de Vigilancia como estrategia de seguimiento de las propiedades del material de la vasija. Muchos de los reactores incluyen cápsulas que contienen probetas fabricadas en acero de características similares (mismo origen, tratamiento térmico y de conformado) al de la vasija (tanto material base como soldadura o zona térmicamente afectada), las cuales se ubican en el interior de la vasija donde la fluencia recibida es más elevada. El factor de adelanto (*lead factor*) cuantifica el cociente entre la fluencia recibida por el material de la cápsula y el de la pared interior de la vasija. Las cápsulas se extraen periódicamente, aprovechando los periodos de recarga de la central y, de esta forma, se dispone de estimaciones adelantadas sobre el desarrollo de la fragilización. Complementariamente, se han desarrollado en ocasiones estudios de fragilización acelerada en reactores diseñados para fines experimentales [46].

La caracterización de la tenacidad a fractura en el momento en el que los Programas de Vigilancia comenzaron a desarrollarse exigía de probetas de dimensiones físicas superiores a las admisibles dentro de la vasija. Por ello, la evolución de las propiedades del material suele obtenerse, indirectamente, por medio de ensayos de impacto Charpy sobre probetas entalladas, cuyas dimensiones son $10 \times 10 \times 55 mm^3$. La curva Charpy que relaciona la energía absorbida en el impacto (resiliencia) frente a la temperatura de ensayo permite definir, de manera convencional, la temperatura de transición como

aquella para la cual la energía absorbida es de $41 J$, T_{41J} . La degradación producida por irradiación neutrónica conlleva un incremento de T_{41J} junto con una reducción de las energías correspondientes a la zona *Upper Shelf*. Se asume en la normativa vigente [49] que el desplazamiento sufrido por T_{41J} , ΔT_{41J} , coincide con el que experimenta RT_{NDT} , es decir, $\Delta RT_{NDT} = \Delta T_{41J}$, como se ha mostrado en la Figura 2.10 [6]. Se admite, además, que las curvas ASME, Figura 2.3 [2], se desplazan, merced a la irradiación, hacia las regiones de temperaturas más elevadas, manteniendo su forma.

Ambas hipótesis resultan sumamente cuestionables y carentes de justificación física alguna. Como se mencionó en el Apartado 2.4.2, los procesos de rotura en probetas prefisuradas (como las utilizadas en los ensayos K_{Ic} que permitieron confeccionar las curvas ASME) y en probetas simplemente entalladas (como las de impacto Charpy a partir de las cuales se obtiene T_{41J}) presentan profundas diferencias que dificultan enormemente la posibilidad de articular correlaciones generales entre ambas. Por otra parte, se da una situación similar cuando se pretende relacionar los resultados de ensayos cuasi-estáticos (K_{Ic} , por ejemplo) con otros de naturaleza dinámica (impacto Charpy, en este caso). El enfoque reciente de la Curva Patrón [10, 25], que permite evaluar directamente la fragilización experimentada por el material mediante ensayos de tenacidad, supone una sugerente posibilidad para superar las carencias expuestas.

Los escasos datos procedentes de cada Programa de Vigilancia concreto resultan insuficientes para la predicción del desplazamiento de la temperatura de transición que se utilice. Para soslayar este inconveniente, habitualmente se hace uso de fórmulas predictivas basadas en el análisis estadístico de grandes poblaciones de datos procedentes de los Programas de Vigilancia de numerosas plantas [49, 50]. Los modelos físicos desarrollados en los últimos tiempos incluyen como variables la temperatura de irradiación, T_i , la fluencia y el flujo neutrónico con energías superiores a $1 MeV$, $\Phi_{>1}$ y $\Phi_{>1}$, respectivamente, los contenidos de cobre, níquel y fósforo, así como la forma en que se presenta el acero (placa, forja o soldadura). Estudios recientes han desvelado influencias menores asociadas con la presencia de manganeso y con el tratamiento térmico aplicado [51]. El fenómeno de recuperación de propiedades tras un tratamiento de recocido junto con la fragilización posterior, están escasamente documentados en la

actualidad y requieren un mejor entendimiento. Dado el gran número de variables implicadas en el proceso, no resulta factible la elaboración de expresiones predictivas de origen puramente empírico, particularmente cuando se pretende su extrapolación para dosis neutrónicas elevadas. Afortunadamente, el conocimiento de los procesos físicos implicados en la fragilización permite sugerir expresiones de confianza para el desplazamiento de la temperatura de transición en función de las variables mencionadas.

Teniendo todo ello en cuenta, la totalidad de las fórmulas predictivas para la fragilización empleadas en el sector nuclear y recogidas en los códigos y normativas de cada país se basan en los resultados del ensayo de impacto Charpy. La mayoría de estas expresiones fueron obtenidas para aceros al manganeso-molibdeno-níquel (típicamente empleados en los Estados Unidos, Europa Occidental, Japón y Corea) o bien al cromo-molibdeno-vanadio y cromo-molibdeno-níquel-vanadio (empleado en los reactores WWER de Europa Oriental). Estas expresiones expresan la fragilización en función de la presencia de elementos químicos (como cobre, fósforo y níquel), y del valor de la fluencia de neutrones rápidos. Ocasionalmente, se tienen en consideración la temperatura de irradiación y la naturaleza del acero (soldadura o material base) [45]. Cabe mencionar que, para la mayoría de las normativas, la fluencia de neutrones rápidos se define como la porción del espectro neutrónico con $E > 1 \text{ MeV}$ mientras que en los reactores rusos WWER se considera la fracción con $E > 0.5 \text{ MeV}$.

2.5.3 Mecanismos físicos de fragilización

El mecanismo primario de fragilización tiene su origen en los procesos de endurecimiento que se desarrollan a causa de las estructuras nanométricas originadas como consecuencia de la irradiación. Las etapas clave de la fragilización se ilustran en la Figura 2.41 [46], incluyendo:

- Generación de defectos en la red cristalina motivados por el impacto de los neutrones altamente energéticos y por los átomos rechazados en dichos impactos dando lugar a cascadas de desplazamientos. Estos defectos primarios, combinaciones de vacante y defecto intersticial (defectos de Frenkel), se

presentan tanto en forma individual como en pequeñas agrupaciones, Figura 2.41 (a).

- Difusión de los defectos primarios intensificando la movilidad de los solutos, facilitando así su acumulación y posterior formación de nuevas fases, fundamentalmente precipitados ricos en cobre (*copper-rich precipitates, CRP*), Figura 2.41 (b).
- Detención de las dislocaciones en las nanoestructuras generadas conduciendo al endurecimiento del acero, Figura 2.41 (c).
- Desplazamiento de la temperatura de transición merced al endurecimiento que facilita la formación de microfisuras potencialmente iniciadoras del fallo por clivaje, Figura 2.41 (d-e).

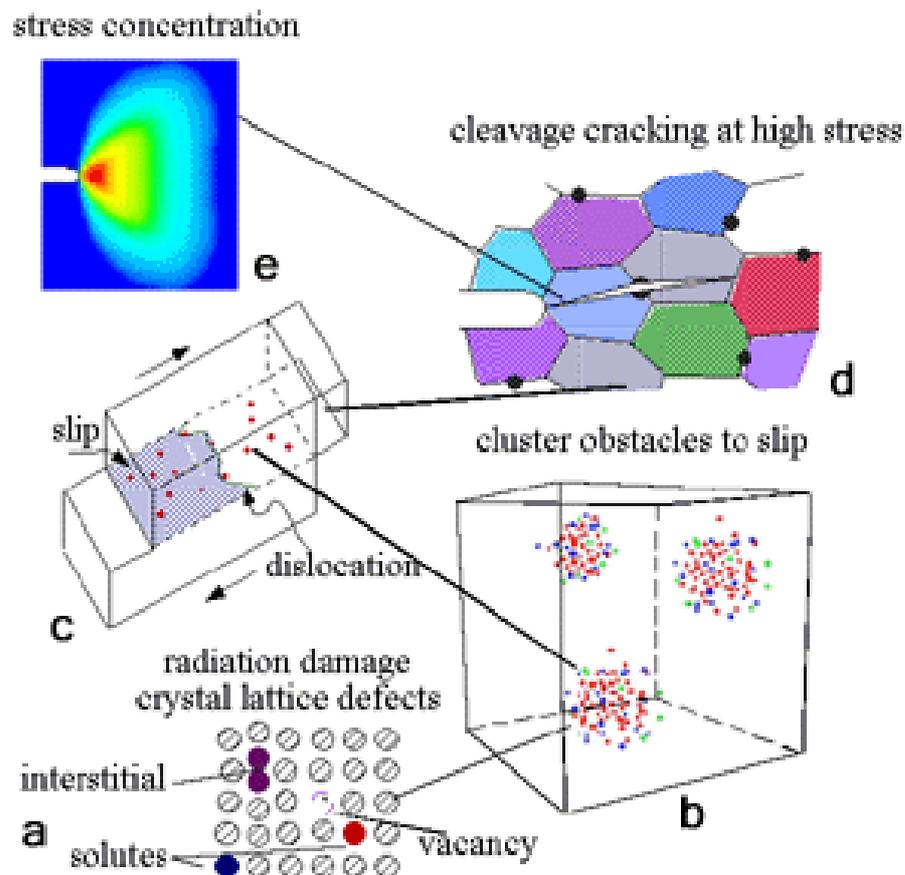


Figura 2.41 Representación gráfica de los nanoprocesos de fragilización [46]

La obtención de una expresión predictiva para el desplazamiento de la temperatura de referencia pasa por la elaboración de submodelos para cada uno de estos procesos individuales, dependientes de las variables metalúrgicas (Cu, Ni, P...) y de irradiación (Φ , Φ_i , T_i ...) [50, 51], para su posterior tratamiento conjunto.

El entendimiento presente de los mecanismos de formación de defectos primarios se fundamenta, esencialmente, en estudios de dinámica molecular [52] así como en simulaciones por el procedimiento de Monte Carlo [53] junto con medidas experimentales indirectas. El impacto de los neutrones produce parejas vacante-intersticio separados una cierta distancia, al desplazar átomos de sus posiciones cristalinas ordinarias. Los desplazamientos se dan en forma de cascada a partir de los átomos primarios de rechazo (*primary recoiling atoms*, PRA), altamente energéticos, procedentes de la dispersión de los neutrones. La interacción entre un neutrón de gran energía con un núcleo atómico implica una importante transferencia energética, R . Por ejemplo, un neutrón de 1 MeV es capaz de transferir hasta 70 keV a un PRA de hierro, Figura 2.42 (a) [46]. Parte de la energía transferida, R , se pierde en la nube electrónica, de modo que la energía disponible para posteriores colisiones, R_d , resulta ligeramente inferior, $R_d < R$. La energía cinética de los PRA rápidamente se transforma en n generaciones de desplazamientos subsiguientes por colisión, generando 2^n átomos de rechazo con energías decrecientes ($\approx R_d/2^n$). El proceso finaliza cuando la energía cinética correspondiente a la n -ésima generación de rechazos resulta insuficiente para producir desplazamientos adicionales, Figura 2.42 (b). En promedio, un PRA crea $\nu = R_d/2D$ desplazamientos, siendo $D \approx 0.05 \text{ keV}$. Así, para un valor típico de $R_d \approx 20 \text{ keV}$, se produce una cascada de 200 desplazamientos. Los átomos intersticiales y las vacantes situados a escasa distancia rápidamente se recombinan y, aproximadamente, sólo un tercio de los desplazamientos iniciales persiste. La apariencia general consiste, habitualmente, en un núcleo rico en vacantes rodeado por una cáscara de átomos intersticiales, Figura 2.42 (c-e), conocida como región de cascada.

La mayoría de los átomos intersticiales rápidamente se agrupan para formar pequeñas estructuras con forma de disco idénticas a dislocaciones en forma de lazo. Junto con los intersticios, los lazos gozan de gran movilidad y su difusión dentro de la región de

vacantes e intersticios causa recombinaciones adicionales previas a su migración de largo rango (a menos que resulten atrapadas por otros defectos o solutos). Aunque su movilidad es menor, las vacantes también son capaces de difundir y, por medio de una serie de movimientos locales, la estructura de vacantes y solutos en la región de cascada evoluciona con rapidez hasta configuraciones menos energéticas, más estables, formando pequeñas agrupaciones tridimensionales de vacantes e intersticios dentro de la región de cascada, Figura 2.42 (f); sin embargo, algunas de las vacantes y solutos consiguen abandonar la región de cascada.

Estas pequeñas agrupaciones de vacantes resultan inestables y pueden disolverse por emisión de vacantes aunque la mayoría difunden para participar en procesos de coalescencia, formando nanohuecos (poros) de mayor entidad que persisten en el tiempo. Los átomos de soluto se segregan en forma de agrupaciones, originando nuevas fases.

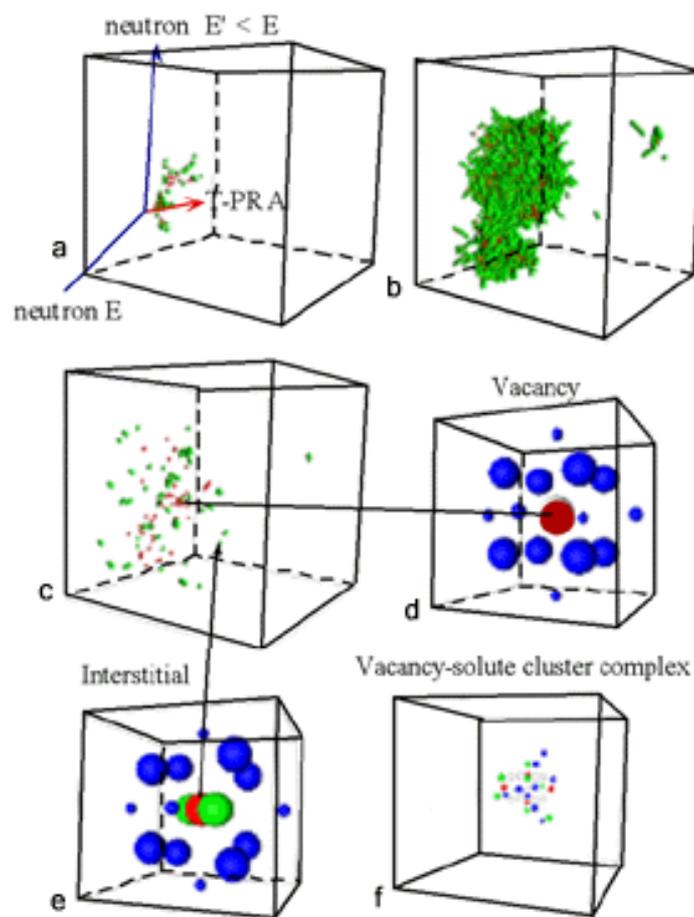


Figura 2.42 Ilustración del proceso en cascada de formación de defectos [46]

La evaluación del daño a la exposición o dosis neutrónica suele expresarse en términos de desplazamientos por átomo (*displacements per atom*, dpa). Para un espectro neutrónico típico de vasija, una fluencia a fin de vida de valor $\Phi_{t>1} = 3 \cdot 10^{19} \text{ n}\cdot\text{cm}^{-2}$ produce aproximadamente (0–0.1) dpa. No obstante, la mayoría de vacantes e intersticios migran y se aniquilan en zonas alejadas de la región de cascada produciendo modificaciones microestructurales difícilmente contemplables por medio del parámetro dpa. Debe recalarse, sin embargo, que el número de desplazamientos por átomo supone una información más valiosa que la mera fluencia neutrónica: dos reactores con espectros neutrónicos significativamente disímiles pueden ofrecer el mismo valor de fluencia y, sin embargo, resultados distintos de dpa y, por lo tanto, de fragilización del material.

El estado actual de conocimiento acerca de la evolución experimentada por las nanoestructuras responsables de la fragilización se fundamenta en la combinación de sofisticadas técnicas de caracterización micromecánica y microquímica en combinación con modelos físicos [46]. Los métodos de caracterización incluyen: difracción de rayos X y de neutrones, microscopía electrónica de diversos tipos (TEM/SEM), microscopía de sonda de campo iónico o espectroscopía de aniquilación de positrones [46]. Modelos cinético-termodinámicos permiten realizar un seguimiento de la evolución que los defectos y solutos manifiestan con la irradiación, prediciendo el número, tamaño, distribución y composición de estas nanoestructuras evolutivas. Por sí solas, cada una de las herramientas mencionadas adolece de grandes limitaciones, sin embargo, en combinación, proporcionan una descripción realista del fenómeno permitiendo clasificar las estructuras presentes en las siguientes categorías:

- Precipitados ricos en cobre, CRP, o en manganeso-níquel (*Manganese-nickel precipitates*, MNP).
- Defectos inestables en matriz (*unstable matrix defects*, UMD) que se forman en cascadas, y que se disuelven para valores reducidos de fluencia. Se presentan incluso en aceros con bajo o nulo contenido en cobre.

- Estructuras estables en matriz (*stable matrix features*, SMF) que persisten o incrementan su presencia por efecto de la irradiación, manifestándose también en aceros pobres en cobre.
- Segregaciones en borde de grano (*grain boundary segregation*, GBS) de elementos fragilizantes, como el fósforo [54]. Son inducidas por la irradiación.

Algunos de ellos, como los primeros tres mecanismos, endurecen el material incrementando su límite elástico, σ_Y , mientras que otros, como el último de ellos supone una disminución en la tensión de fractura, σ_F (véase el Apartado 2.4.1), a través de la pérdida de capacidad de deformación última. Los efectos de dichas alteraciones sobre el comportamiento en fractura se ilustran en la Figura 2.43 [54] que representa la dependencia de σ_Y y σ_F con la temperatura. El endurecimiento del material (*hardening*) se traduce en un desplazamiento de la temperatura de transición de valor ΔTT_1 mientras que la fragilización (*embrittlement*) por segregación de fósforo conlleva una variación ΔTT_2 ; se habla en este caso de fragilización sin endurecimiento. Cuando ambos mecanismos trabajan conjuntamente el salto experimentado vale ΔTT_3 .

Mientras que las contribuciones del daño en matriz y la formación de precipitados suponen la creación de obstáculos que impiden el movimiento de las dislocaciones (endurecimiento por barrera) los procesos de GBS pueden reducir la cohesión intergranular modificando directamente los mecanismos y, a través de ellos, las propiedades en fractura. Así, este término de fragilización sin endurecimiento puede causar una alteración en el mecanismo de fallo, pasando de mecanismos transgranulares a intergranulares. Este fenómeno no ha sido apreciado en los aceros de vasijas norteamericanas aunque sí en algunos aceros de centrales británicas [54].

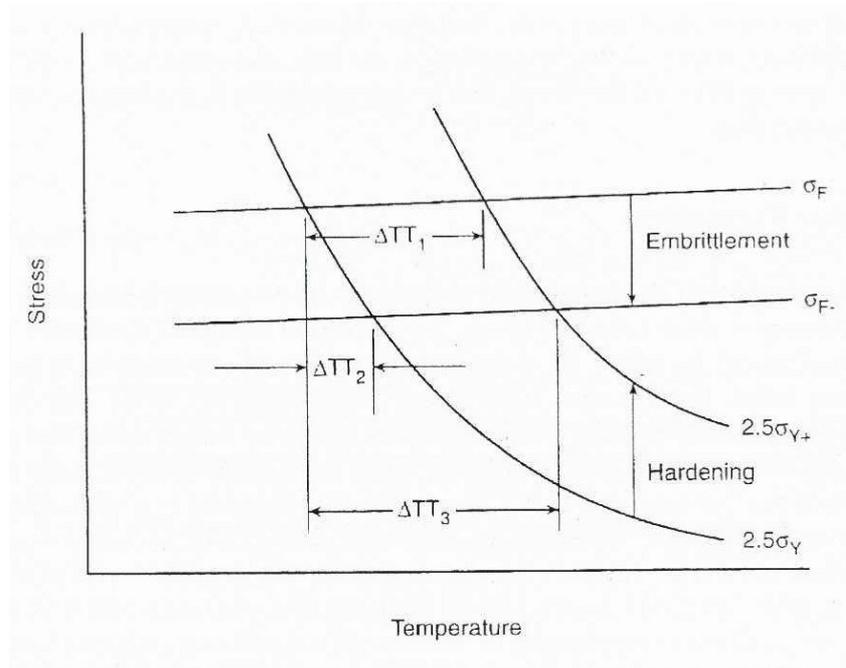


Figura 2.43 Variación de σ_Y y σ_F con la temperatura; efecto de la irradiación [54]

La presencia de UMD, supuestamente pequeñas estructuras de vacantes y solutos, a nivel subnanométrico, no resulta, por sí misma, relevante para la integridad de la vasija puesto que la mayoría de ellos se disuelven en un tiempo reducido, del orden de $3 \cdot 10^5$ s, para temperaturas de $T_i \approx 290^\circ C$. Desempeñan un papel destacable sólo cuando su presencia es muy numerosa y el flujo neutrónico es sumamente elevado, propio de reactores experimentales, en cuyo caso se modifica la dependencia del endurecimiento con T_i y con Φ . Su importancia es de tipo indirecto por cuanto algunos UMD sirven como puntos de nucleación para SMF, de mayor tamaño.

Una consecuencia importante asociada a los desplazamientos atómicos por irradiación viene dada por la intensificación que los procesos de difusión de solutos experimentan. Su causa reside en la excesiva concentración de vacantes que se da en determinadas regiones. El resultado primario de este fenómeno es la formación de pequeños CRP. La solubilidad del cobre, a temperaturas $T \approx 290^\circ C$ y en ausencia de irradiación, no supera el 0.01% y su precipitación se realiza lentamente. Sin embargo, la radiación acelera enormemente el proceso provocando la rápida formación de muy pequeños CRP, $(1.5 - 3) \text{ nm}$, con elevada concentración ($> 10^{23} \text{ m}^{-3}$) y estructura coherente (BCC).

Los CRP constituyen la causa fundamental de endurecimiento para aceros con contenidos de cobre superiores a 0.05-0.1%, que es el mínimo requerido para la nucleación del proceso. El desplazamiento de la temperatura de referencia por este motivo presenta una débil dependencia con la temperatura de irradiación; el proceso se satura para valores elevados de fluencia debido al agotamiento del cobre de la matriz. Se han observado, asimismo, patrones de dependencia con la velocidad de irradiación [46]. Para valores de flujo muy elevados ($\Phi \gg 10^{12} \text{ n}\cdot\text{cm}^{-2}\cdot\text{s}^{-1}$) la población de UMD alcanza valores significativos y funciona como un sumidero de defectos intersticiales; ello reduce la intensidad de los procesos de difusión y, consecuentemente, retrasa la formación de CRP. Para flujos muy reducidos ($\Phi < 10^{10} \text{ n}\cdot\text{cm}^{-2}\cdot\text{s}^{-1}$) la evolución de CRP puede acelerarse debido a la participación de procesos térmicos en la difusión del cobre. Cuidadosos ensayos recientes, practicados en reactores experimentales, han revelado un efecto significativo de la velocidad de irradiación para regímenes intermedios de flujo, efecto que no había sido observado en los análisis previos procedentes de las cápsulas de vigilancia. Tanto la temperatura como la composición parecen desempeñar un papel relevante en esta dependencia del flujo indicando la existencia de mecanismos intensificados de combinaciones soluto-vacante.

Los CRP presentan composiciones ricas en níquel y manganeso, así como pequeñas cantidades de fósforo y silicio [55]. La presencia de níquel y manganeso, fuertemente unidos, amplifica el efecto del cobre al incrementar el volumen de los precipitados. Esto explica la fuerte interacción observada entre cobre y níquel-manganeso conducente a un incremento del endurecimiento y de la fragilización. En ocasiones, los CRP se ven sustituidos por MNP, con un pequeño núcleo rico en cobre. Esta posibilidad se ve favorecida cuando se dan elevados contenidos de níquel y manganeso, pobres concentraciones de cobre (aunque superiores a la de nucleación) y bajas temperaturas de irradiación. Para concentraciones muy reducidas de cobre no se ha observado la formación de MNP, por lo menos hasta valores intermedios de fluencia, no obstante, el mecanismo de formación con dosis neutrónicas elevadas resulta desconocido. Recientes experimentos [46] de irradiación con protones sobre aceros patrón (*model steels*) con importantes contenidos en manganeso y níquel y ausencia o bajísima (0.05%) presencia de cobre han mostrado un endurecimiento significativo, sugiriendo la presencia de MNP. El estudio de este fenómeno es de la mayor importancia puesto que, de

verificarse la posibilidad de formación de MNP en ausencia de cobre, podría esperarse una intensificación de la fragilización en aceros pobres en cobre, posibilidad no contemplada hasta la fecha.

Un tratamiento térmico de recocido posterior a la irradiación, practicado a temperaturas de 375-400°C disuelve el SMF y, a 425-450°C, los CRP se disuelven parcialmente, perdiendo la mayoría del níquel y manganeso así como algo de cobre. Los CRP resultantes tras el tratamiento, prácticamente de cobre puro, en número y fracción en volumen reducidos, suponen una apreciable disminución del endurecimiento. La fragilización posterior por re-irradiación se debe fundamentalmente al desarrollo de nuevas poblaciones de SMF. El cobre residual disuelto, aproximadamente el 0.07%, puede volver a precipitar en forma de nuevos CRP, aunque, mayoritariamente se asocia con los precipitados enriquecidos ya existentes. En consecuencia, se comprueba, que la aplicación de recocidos a temperaturas elevadas constituye un medio eficaz de reducción persistente de la fragilización.

2.5.4 *Predicciones de fragilización según la normativa vigente*

Las vasijas de fabricación norteamericana están sometidas a la normativa de dicho país. Concretamente, la Ley Federal 10 CFR 50 [47], constituye el documento de referencia y, dentro de él, el Apartado 50.61. Los contenidos de esta normativa coinciden con los expresados en la Guía Reguladora 1.99, Revisión 2 [49]. Se admite que las curvas ASME, Figura 2.3 [2], descritas en el Apartado 2.3 de esta tesis, representan la respuesta del material en la ZTDF. Como allí se detalla, dichas curvas se posicionan en abscisas, eje de temperaturas, por medio del parámetro RT_{NDT} , temperatura de referencia para cualquier condición del material. La evaluación de RT_{NDT} para el material en estado virgen, previo a irradiación, $RT_{NDT(U)}$, de acuerdo a lo dispuesto en el artículo NB-2331 del Código ASME, proporciona la información acerca de la condición inicial del material. El cálculo de la temperatura de referencia para el estado de irradiación de interés, RT_{NDT} , se realiza de acuerdo con la expresión, (2.91), de origen empírico, basada en el análisis de los datos de 177 Programas de Vigilancia.

$$RT_{NDT} = RT_{NDT(U)} + \Delta RT_{NDT} + M \quad (2.91)$$

El término ΔRT_{NDT} representa el desplazamiento experimentado por la temperatura de referencia merced a la irradiación; este desplazamiento se identifica con el que experimenta la variable T_{41J} en ensayos Charpy sobre probeta entallada. El tercer sumando, M , cuantifica la incertidumbre asociada al cálculo; este término depende de las distintas opciones disponibles, como se comentará más adelante. Cada uno de los términos de la ecuación (2.91) queda justificado en la normativa.

La Figura 2.44 ofrece un diagrama de flujo que resume las consideraciones que se ofrecen seguidamente. El procedimiento contempla la posibilidad de utilizar valores genéricos para $RT_{NDT(U)}$ cuando no se dispone de información experimental directa del material de la planta; así, en el caso de soldaduras Linde 80, se admite un valor genérico de $RT_{NDT(U)} = 0^\circ F$ y para soldaduras Linde 0091, 1092, 124 y ARCOS B-5, $RT_{NDT(U)} = -56^\circ F$. Si se dispone de resultados de confianza obtenidos a partir de materiales semejantes, también pueden ser empleados. Esta práctica penaliza la confianza sobre los resultados obtenidos, redundando, por lo tanto, en el término, M , de incertidumbre, a través del parámetro σ_U .

El desplazamiento de la temperatura de referencia depende, según esta normativa, exclusivamente de tres factores: la fluencia neutrónica¹⁰ (f , $E > 1MeV$, expresada en unidades de $10^{19} n\cdot cm^{-2}$), y los contenidos de cobre y de níquel. No se contemplan otras variables mencionadas en el Apartado 2.5.3, tales como la temperatura de irradiación, el flujo o la presencia de fósforo. Se proporciona una expresión que permite calcular ΔRT_{NDT} a partir de dicha información, (2.92).

$$\Delta RT_{NDT} = (CF) \cdot f^{(0.28-0.10 \cdot \log f)} \quad (2.92)$$

¹⁰ En los apartados anteriores se había empleado la notación Φ_t para la fluencia. Aquí se designa como f en coherencia con la terminología empleada en [47] y en [49].

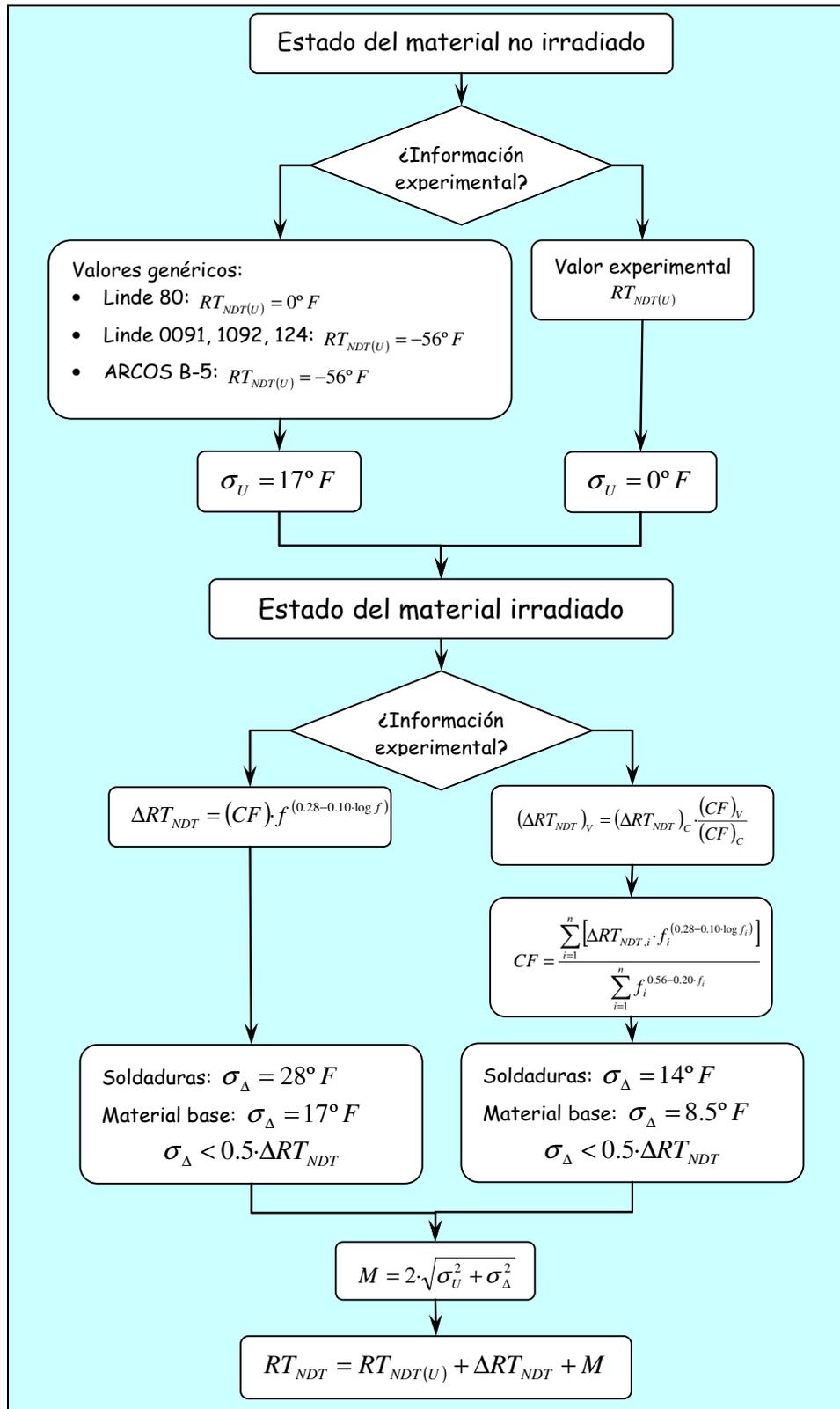


Figura 2.44 Cuantificación del efecto de la irradiación según [47, 49]

El término CF , factor químico (*Chemistry Factor*), está tabulado, respectivamente, para materiales base y para soldaduras, con contenidos, en tanto por ciento en peso, de cobre comprendidos entre 0 y 0.40% y de níquel entre 0 y 1.20%. Se admite, en ausencia de datos de composición, el uso de los valores 0.35% para el cobre y 1% para el níquel. En [49] se proporciona una expresión, (2.93) para calcular la fluencia neutrónica a cualquier profundidad ' x ' de la vasija, $f(x)$, en función de la fluencia en superficie, f_{SURF} , permitiendo así considerar el efecto de atenuación en la misma. Esta expresión es de utilidad en el estudio de evaluación de la integridad estructural de la vasija según [2], donde se postula la existencia de una fisura cuyo tamaño es un cuarto del espesor de la vasija; resulta, pues, necesario el conocimiento de la fluencia a dicha profundidad.

$$f(x) = f_{SURF} \cdot e^{-0.24 \cdot x} \quad (2.93)$$

Aunque las expresiones de fragilización por fluencia neutrónica rápida se basan en el hecho de que la mayoría de los desplazamientos atómicos se producen por estos neutrones altamente energéticos, $E > 1 \text{ MeV}$, los neutrones de menor energía también generan desplazamientos contribuyendo a la fragilización del material [45]. Este hecho ha conducido a menudo a proponer el uso de dpa como parámetro de correlación siendo particularmente significativo cuando se desea comparar resultados de reactores con espectros distintos. Para las vasijas MAGNOX, en el Reino Unido, la dosis neutrónica se expresa en términos de dpa, puesto que el espectro en la pared interior de la vasija manifiesta acusadas variaciones. Una situación similar se da en el caso de la modificación experimentada por el espectro neutrónico al atravesar la pared de la vasija. Esta posibilidad queda contemplada en la Guía Reguladora [49] donde se indica que, si se dispone de cálculos de dpa como parte del análisis de fluencia, el factor en forma exponencial deberá ser sustituido por la relación entre el dpa a la profundidad de interés y el dpa en la pared interior, quedando $f(x) = f_{SURF} \cdot [dpa(x)/dpa_{SURF}]$.

La fórmula (2.92), de carácter genérico, basada en la información acumulada durante decenios, procedente de los Programas de Vigilancia, de numerosas plantas, puede utilizarse cuando no existe información de procedencia experimental para el acero estudiado. Cuando se dispone de información empírica, ensayos de impacto Charpy en

material irradiado, se deberá obtener, [47,49], una relación específica de planta entre f y ΔRT_{NDT} , donde $\Delta RT_{NDT} = \Delta T_{41J}$; dado que la información es habitualmente escasa, el método pasa por obtener un factor químico específico a través de un ajuste estadístico; de esta manera se aprovecha la evidencia experimental contenida en (2.92). Si se dispone de n parejas de valores $(\Delta RT_{NDT,i}, f_i)$, $n \geq 2$, el factor químico específico se define como el parámetro ajustado por mínimos cuadrados que satisface la ecuación $\Delta RT_{NDT,i} = (CF) \cdot f_i^{(0.28-0.10 \cdot \log f_i)}$. De ello se deduce fácilmente la expresión (2.94):

$$CF = \frac{\sum_{i=1}^n [\Delta RT_{NDT,i} \cdot f_i^{(0.28-0.10 \cdot \log f_i)}]}{\sum_{i=1}^n [f_i^{(0.28-0.10 \cdot \log f_i)}]^2} = \frac{\sum_{i=1}^n [\Delta RT_{NDT,i} \cdot f_i^{(0.28-0.10 \cdot \log f_i)}]}{\sum_{i=1}^n f_i^{0.56-0.20 \cdot f_i}} \quad (2.94)$$

Se contempla también la posibilidad de que se den diferencias apreciables entre el material de la vasija y el de la cápsula de vigilancia en lo que se refiere a la composición química (contenidos de cobre y níquel). En ese caso, los valores de $\Delta RT_{NDT,i}$ que aparecen en la expresión (2.94) deberán ser previamente corregidos. Denominando con subíndices V y C a los valores de vasija y cápsula, respectivamente, sustituyendo en (2.92) y dividiendo miembro a miembro, se deduce fácilmente una expresión para $(\Delta RT_{NDT})_V$, (2.95), valor ajustado del desplazamiento de la Temperatura de Referencia para el material de la vasija:

$$\frac{(\Delta RT_{NDT})_V}{(\Delta RT_{NDT})_C} = \frac{(CF)_V}{(CF)_C} \Rightarrow (\Delta RT_{NDT})_V = (\Delta RT_{NDT})_C \cdot \frac{(CF)_V}{(CF)_C} \quad (2.95)$$

De nuevo, la mayor o menor incertidumbre del resultado es función de la información existente, genérica o experimental, y se cuantifica a través del parámetro σ_Δ , véase la Figura 2.44.

Finalmente, el término de margen, M , se define, (2.96), como el doble de la raíz cuadrada de la suma de los cuadrados de las incertidumbres asociadas con la determinación de $RT_{NDT(U)}$, σ_U , y de ΔRT_{NDT} , σ_Δ .

$$M = 2 \cdot \sqrt{\sigma_U^2 + \sigma_\Delta^2} \quad (2.96)$$

El valor de σ_U , desviación típica de $RT_{NDT(U)}$, depende del método utilizado para su obtención. Si su procedencia es experimental, σ_U [47,49] se determina de acuerdo con la propia precisión del método. En el documento [29] se aclara este punto: puesto que la curva ASME K_{Ic} fue determinada vía empírica a partir de valores experimentales de RT_{NDT} , las incertidumbres en la determinación de la Temperatura de Referencia quedan ya recogidas automáticamente en el análisis, por lo tanto, deberá tomarse $\sigma_U = 0$, lo cual no significa que no exista incertidumbre sino que ésta ya viene contemplada. Si, por falta de información directa, se ha recurrido a valores genéricos para $RT_{NDT(U)}$, el procedimiento impone la correspondiente penalización en la forma $\sigma_U = 17^\circ F$.

En el caso de σ_Δ , desviación típica asociada con ΔRT_{NDT} , deberá adoptarse una penalización $\sigma_\Delta = 28^\circ F$ en soldaduras y $\sigma_\Delta = 17^\circ F$ en material base, si no se dispone de información de primera mano (es decir, si se ha empleado la fórmula (2.92) exclusivamente) y la mitad en caso de disponer de información del Programa de Vigilancia. En ambos casos, σ_Δ no debe exceder de la mitad de ΔRT_{NDT} .

2.5.5 Alternativas para la predicción del efecto de fragilización

En el Apéndice H de la Ley Federal [47] se indica que el diseño del Programa de Vigilancia de la planta deberá realizarse de acuerdo a lo estipulado en la norma ASTM E 185. Esta norma, en su última versión publicada [56], remite al lector a la norma ASTM E 900 para el cálculo de las predicciones por fragilización. El procedimiento operativo dispuesto en su versión más reciente, del año 2002 [57], difiere sensiblemente del presentado en el Apartado 2.5.4. Por otra parte, la formulación contemplada en [57] tiene su origen, con ligeras modificaciones, en el completo trabajo que supone la referencia [54], publicada por el EPRI; por esta razón se considera oportuno estructurar esta sección con un resumen de los contenidos del documento [54], Apartado 2.5.5.1, para finalizar exponiendo justificadamente los contenidos de la norma ASTM E 900 [57], Apartado 2.5.5.2.

2.5.5.1 Procedimiento EPRI para la evaluación de la fragilización

El objetivo de este documento es el de establecer una correlación mejorada respecto de la presentada en la Ley Federal, [47], que permita calcular el desplazamiento experimentado por la Temperatura de Transición, T_{41J} , en función de la fluencia neutrónica recibida. La base de datos empleada es, aproximadamente, cinco veces más abundante que la utilizada en [47], 600 fuentes de información frente a 177; se dispone, además, de datos correspondientes a fluencias muy elevadas, superando incluso, en ocasiones, los valores habituales a fin de vida (40-60 años, según los casos), procedentes de reactores experimentales. Las expresiones desarrolladas no son puramente empíricas sino que se basan, cuando ello es posible, en modelos físicos acerca de los nanomecanismos que participan en el proceso (véase el Apartado 2.5.3); por último, se han utilizado procedimientos estadísticos consolidados para el tratamiento de la gran cantidad de información disponible. Se espera que este análisis conduzca a la revisión 3 de [49]. Es preciso mencionar que la base de este trabajo se encuentra en las expresiones contenidas en el trabajo de Eason, Wright y Odette [50] en ocasiones referenciadas como correlaciones EWO.

En contraste con la Guía Reguladora [49], se ha pretendido justificar, cuando ello es posible, el origen físico de las expresiones manejadas permitiendo, de esta forma, realizar extrapolaciones, siempre con cautela, para valores de fluencia superiores a los estrictamente contenidos en la base de datos utilizada. Los tres mecanismos básicos debidos a la irradiación contemplados son los que se exponen a continuación, los cuales fueron comentados en el Apartado 2.5.3.

- Daño estable en matriz asociado con la presencia de agrupaciones de defectos puntuales y dislocaciones de lazo (SMD).
- Intensificación de la formación de precipitados ricos en cobre (CRP).
- Segregación inducida en borde de grano de precipitados fragilizantes tales como el fósforo con posible modificación de los mecanismos de rotura (intergranular) y fragilización sin endurecimiento.

Dado que no existe evidencia sólida de que el último de los efectos mencionado se manifieste en las vasijas norteamericanas, sólo se han considerado dos términos en la correlación propuesta: uno de daño estable en matriz (SMD) y otro de formación de precipitados ricos en cobre (CRP); se añade, además, un sumando correspondiente al sesgo observado (*bias*). Sí que se considera el efecto producido por el fósforo en el término SMD. Existen correlaciones de tres términos, como las desarrolladas en Gran Bretaña, para aceros al C-Mn [58], en las que sí se ha observado un efecto medible de segregación de fósforo.

De esta forma, el desplazamiento en la Temperatura de Referencia, ΔT_{41J} puede expresarse como *Shift*, según (2.97):

$$Shift = SMD + CRP + Bias \quad (2.97)$$

La Figura 2.45 [54] representa esquemáticamente el efecto de cada uno de los términos sobre el límite elástico del material en función de la raíz cuadrada de la fluencia. Se aprecia claramente el efecto de saturación que experimenta el proceso de formación de precipitados de cobre con la fluencia así como el aumento lineal, sin cota aparente del daño en matriz.

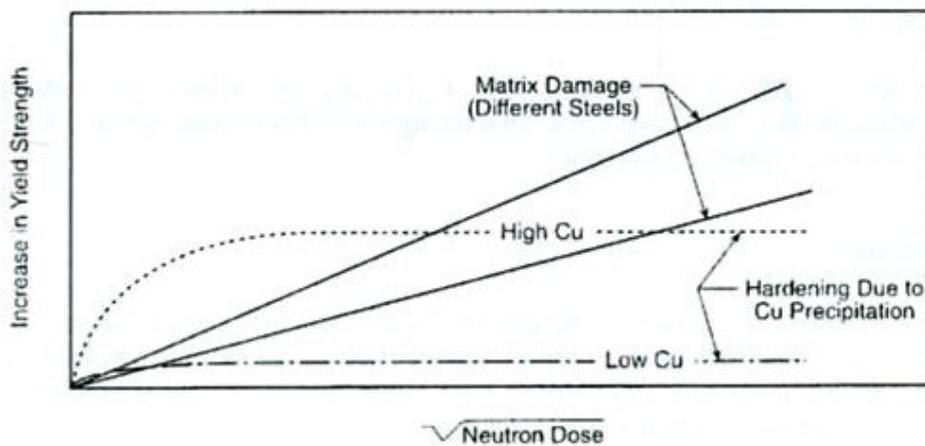


Figura 2.45 Influencia de los diferentes términos sobre el límite elástico [54]

La expresión (2.98) representa el término de variación de temperatura de referencia por efecto del daño en matriz, SMD, expresado en °F :

$$SMD = A \cdot e^{\frac{19.310}{T_c + 460}} \cdot (1 + 110 \cdot P) \cdot (\phi \cdot t)^{0.4601} \quad (2.98)$$

Sus principales características, así como el significado de los términos¹¹ que en ella aparecen, se resumen a continuación:

- Se considera la dependencia respecto del tipo de presentación del acero (soldadura, forjado o laminado) a través del parámetro A , que adopta los siguientes valores:

$$A = \begin{cases} 8.86 \cdot 10^{-17}, & \text{SOLDADURAS} \\ 9.30 \cdot 10^{-17}, & \text{FORJADOS} \\ 12.7 \cdot 10^{-17}, & \text{LAMINADOS} \end{cases}$$

- El efecto de la temperatura de irradiación, T_c , expresada en $^{\circ}F$, comprendida entre 275 y 295 $^{\circ}C$ (527 y 563 $^{\circ}F$, respectivamente), se introduce por medio de una función exponencial.
- La influencia del contenido en fósforo (% en peso), P , se contempla explícitamente, aunque no se asocia con la formación de precipitados en borde de grano. Esta dependencia supone una notable diferencia respecto de la Guía Reguladora [49].
- El efecto de la irradiación se manifiesta a través de la fluencia neutrónica recibida, $\phi \cdot t$ ($n \cdot cm^{-2}$, $E > 1 MeV$), siendo ϕ el valor del flujo, que incrementa indefinidamente el daño sin que se haya contemplado efecto alguno de saturación, Figura 2.45 [54].
- No se ha considerado dependencia explícita con el flujo neutrónico, ϕ .

¹¹ Se ha respetado la notación propia de [54].

El término de variación de la temperatura de referencia asociado al efecto de la precipitación inducida, CRP, en °F, obedece a la fórmula (2.99); las expresiones (2.100) y (2.101) justifican el significado de los términos presentes en la misma:

$$CRP = B \cdot (1 + 2.40 \cdot Ni^{1.250}) \cdot F(Cu) \cdot G(\phi, t) \quad (2.99)$$

$$F(Cu) = (Cu - 0.072)^{0.659} \quad (2.100)$$

siendo $Cu \leq 0.305$ en general y $Cu \leq 0.25$ para Linde 80 y 0091.

$$G(\phi, t) = \frac{1}{2} + \frac{1}{2} \cdot \text{Tanh} \left[\frac{\log(\phi \cdot t + 4.579 \cdot 10^{12} \cdot t_f) - 18.265}{0.713} \right] \quad (2.101)$$

Las características más reseñables y la terminología empleada se ofrecen a continuación:

- El coeficiente de ajuste B adopta diferentes valores dependiendo del tipo de material.

$$B = \begin{cases} 230, & \text{SOLDADURAS} \\ 132, & \text{FORJADOS} \\ 206, & \text{LAMINADOS CE (Combustion Engineering)} \\ 156, & \text{OTROS LAMINADOS} \end{cases}$$

- Existe una fuerte influencia del contenido de níquel, Ni , expresado en % en peso.
- Importante dependencia con la cantidad de cobre, $F(Cu)$; este efecto sólo se da al superar el umbral del 0.072% y se satura por encima del 0.305% (salvo en soldaduras Linde 80 y 0091, que vale 0.25%). Es decir, si la composición química real supera estos límites, deberá entrarse en (2.100) con ellos y no con el valor verdadero.
- No existe influencia de la temperatura de irradiación.
- El efecto de la irradiación se establece a través de la función $G(\phi, t)$ que adopta una forma de tangente hiperbólica la cual permite modelar procesos de saturación.

Esta expresión contempla el efecto de flujo a través del tiempo de irradiación, t_f : la experiencia ha evidenciado que el flujo manifiesta su influencia para dosis reducidas, típicas de centrales BWR.

Finalmente, el sumando *Bias* de la fórmula (2.97) cuantifica el sesgo observado que se manifiesta para exposiciones a largo plazo. El valor que adopta es el siguiente:

$$Bias(^{\circ}F) = \begin{cases} 0, & t_f < 97000 \text{ h} \\ 9.4, & t_f \geq 97000 \text{ h} \end{cases}$$

2.5.5.2 Procedimiento ASTM para la evaluación de la fragilización

El conjunto de expresiones que proporciona la norma ASTM E900 [57], en su versión del año 2002, para la evaluación de la fragilización son las que se presentan seguidamente, (2.102), donde *TTS* representa el desplazamiento en la temperatura de transición (*Transition Temperatura Shift*), ΔT_{41J} , y Φ la fluencia¹². Una comparación rápida con las que han sido presentadas en el Apartado 2.5.5.1 permite apreciar que son grandes las similitudes existentes entre ambas.

$$TTS = SMD + CRP \Rightarrow \begin{cases} SMD = A \cdot e^{\frac{20730}{T_a + 460}} \cdot (\Phi)^{0.5076} \\ CRP = B \cdot (1 + 2.106 \cdot Ni^{1.173}) \cdot F(Cu) \cdot G(\Phi) \end{cases} \quad (2.102)$$

donde:

$$A = 6.70 \cdot 10^{-18}$$

$$B = \begin{cases} 234, & \text{SOLDADURAS} \\ 128, & \text{FORJADOS} \\ 208, & \text{LAMINADOS CE (Combustion Engineering)} \\ 156, & \text{OTROS LAMINADOS} \end{cases}$$

¹² Nuevamente se respeta la notación de la referencia original, [58] en este caso.

$$G(\phi, t) = \frac{1}{2} + \frac{1}{2} \cdot \text{Tanh} \left[\frac{\log(\Phi) - 18.24}{1.052} \right]$$

$$F(Cu) = (Cu - 0.072)^{0.577}$$

siendo $Cu \leq 0.305$ en general y $Cu \leq 0.25$ para Linde 80 y 0091.

Las únicas diferencias, aparte de pequeñas variaciones en los parámetros de ajuste, se reducen a la ausencia en el modelo de los términos que describen la influencia fragilizante del fósforo, el efecto asociado con el flujo y el término de sesgo incluido en (2.97). Además, se indica en [57] que deberá añadirse a (2.102) un término que cuantifica la desviación típica, cuyo valor es $\sigma_{TTS} = 22^\circ F$ el cual tiene en consideración la incertidumbre en los datos de entrada, en las informaciones conducentes a la elaboración del modelo, en ΔT_{41J} , y en el propio modelo en sí. Las pequeñas modificaciones en los términos de ajuste se deben a que los datos empleados en las correlaciones proceden, exclusivamente, de Programas de Vigilancia, no habiéndose considerado la información basada en reactores experimentales. En este sentido, la norma justifica la ausencia de los términos mencionados argumentando que su efecto no ha sido demostrado sin ambigüedad para los materiales de las cápsulas de vigilancia.

Las expresiones para la atenuación del flujo con el espesor son idénticas a las contenidas en [49]. En caso de disponer de estudios de atenuación de dpa la fluencia a una determinada profundidad, $(\Phi)_x$, se obtiene a partir de la fluencia en pared interior, $(\Phi)_{IS}$, (*Inner Surface*, IS) por medio de (2.103) y, en caso contrario, usando la expresión genérica (2.104).

$$(\Phi)_x = (\Phi)_{IS} \cdot \frac{dpa_x}{dpa_{IS}} \quad (2.103)$$

$$(\Phi)_x = (\Phi)_{IS} \cdot e^{-0.24 \cdot x} \quad (2.104)$$

2.5.6 Efecto de la irradiación sobre la Temperatura de Referencia T_0

Las diversas curvas de tendencia de la fragilización empleadas en el sector nuclear y establecidas en los diferentes códigos y normativas de cada país están basadas, todas

ellas, en los resultados del ensayo de impacto Charpy. Estados Unidos, Francia, Alemania, Japón y Rusia han desarrollado fórmulas predictivas basadas en los datos de los Programas de Vigilancia de sus propias plantas, mientras que el resto de países utilizan una u otra de estas expresiones en función de la naturaleza y origen de sus vasijas [45].

No se dispone en la actualidad de una cantidad suficiente de datos de tenacidad a fractura de los Programas de Vigilancia que permita desarrollar una curva confiable desde el punto de vista estadístico para la predicción de la tendencia de fragilización expresada en términos de T_0 o ΔT_0 , propia de la Curva Patrón. En consecuencia, es necesario utilizar la información contenida en las fórmulas predictivas de origen Charpy disponibles teniendo en consideración la incertidumbre asociada con las correlaciones Charpy-Tenacidad.

Afortunadamente, las relaciones entre el desplazamiento inducido por fragilización obtenido a partir de ensayos Charpy, ΔT_{41J} , y por ensayos de tenacidad K_{Jc} , ΔT_0 , son aproximadamente lineales; a modo de ejemplo se presenta las fórmulas (2.105) y (2.106) [59], para material base y soldadura, respectivamente; la fórmula (2.107) contiene la información aglutinada, sin hacer distinción acerca del material. Las expresiones se acompañan de sus respectivas desviaciones estándar que, como se aprecia, son de relevancia.

$$\text{Material base:} \quad \Delta T_0 \approx 1.14 \cdot \Delta T_{41J} \pm 36^\circ C \quad (2.105)$$

$$\text{Soldadura:} \quad \Delta T_0 \approx 1.00 \cdot \Delta T_{41J} \pm 26^\circ C \quad (2.106)$$

$$\text{General:} \quad \Delta T_0 \approx 1.04 \cdot \Delta T_{41J} \pm 34^\circ C \quad (2.107)$$

La Figura 2.46 [59] recoge los 126 puntos empleados para la correlación (2.107) junto con sus bandas de confianza y coeficiente de correlación.

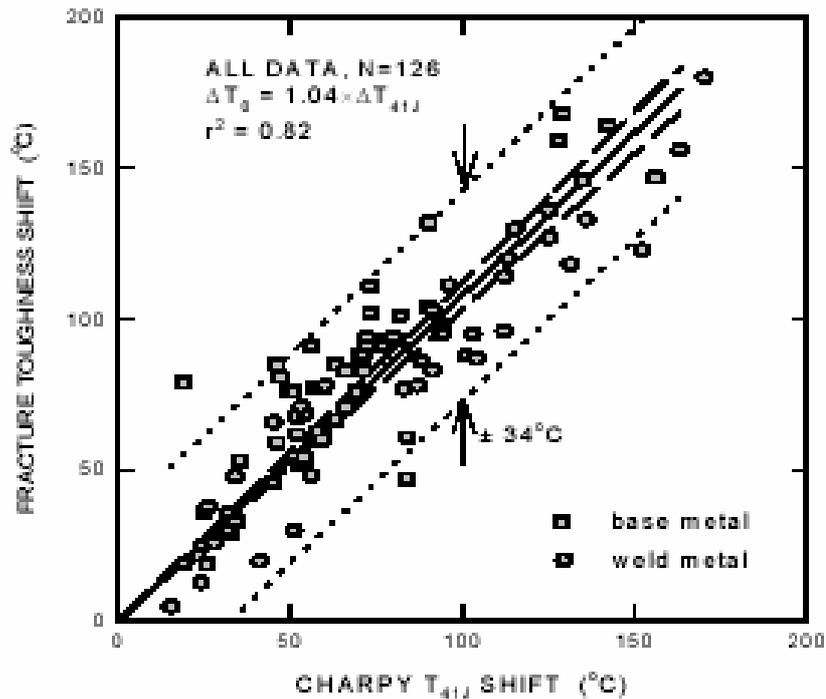


Figura 2.46 Correlación entre ΔT_{41J} y ΔT_0 [59]

En la referencia [59] se hace un estudio sucinto de la calidad de las correlaciones presentes en la Guía Reguladora 1.99, Rev.2 [49] así como las propuestas por las correlaciones EWO [50], comparando las predicciones con los valores medidos experimentalmente de ΔT_0 (irradiados en reactores experimentales). Los resultados se ofrecen en la Figura 2.47 (Guía Reguladora 1.99, Rev.2) y en la Figura 2.48 (correlaciones EWO). En ambas se representa, frente a la fluencia neutrónica, $E > 1 \text{ MeV}$, el valor $(\Delta T_{41J(\text{predicted})} - \Delta T_{0(\text{measured})})$. Valores positivos de esta diferencia suponen estimaciones conservadoras del efecto de la fragilización neutrónica.

En el caso de la Guía Reguladora 1.99, Rev. 2, Figura 2.47 [59], las predicciones son conservadoras, salvo excepciones, para el material de soldadura. Sin embargo, los puntos correspondientes al material base verifican, casi en su totalidad $\Delta T_{41J} < \Delta T_0$. En el caso de las correlaciones EWO, Figura 2.48 [59], la situación es todavía más complicada puesto que puede apreciarse cómo el efecto de la irradiación queda infraestimado en general y, en particular, para fluencias superiores a $1.5 \cdot 10^{19} \text{ n}\cdot\text{cm}^{-2}$.

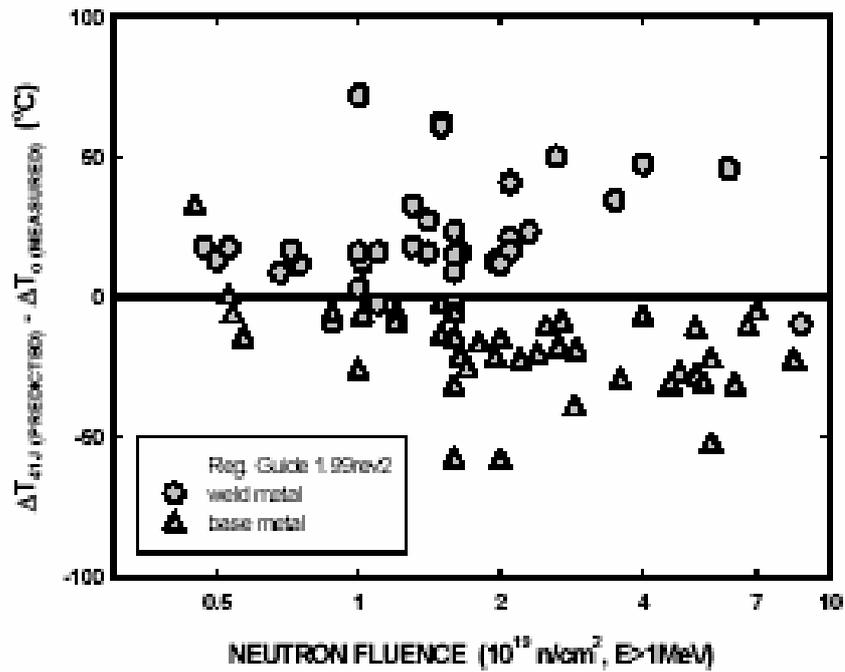


Figura 2.47 Comparación de los desplazamientos ΔT_0 con las previsiones de [49] ([59])

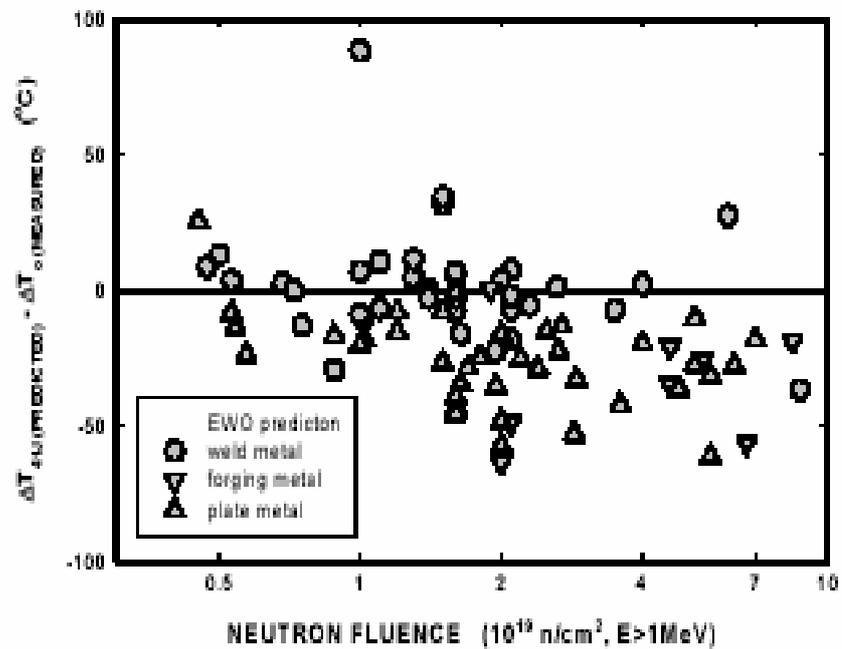


Figura 2.48 Comparación de los desplazamientos ΔT_0 con las previsiones de [50] ([59])

2.6 Reconstitución de probetas

Los procedimientos de reconstrucción/reconstitución permiten fabricar tanto probetas de dimensiones normalizadas como otras de tamaño reducido, uniendo implantes de material de interés con soportes adicionales de otro material por medio de diversas técnicas [60]. Los implantes proceden de probetas ya ensayadas o de muestras de material obtenidas de instalaciones en servicio. En general, el implante constituye sólo una porción minoritaria de la probeta final siempre situada en la región de la misma representativa para una correcta caracterización del material; así, en probetas de caracterización de tenacidad, el implante se posiciona de modo que contenga el fondo de la fisura. El resto de la probeta, constituido por los soportes, está fabricado con un material que sea adecuado para la transmisión de las sollicitaciones hasta el implante sin que afecte a la caracterización del material de interés. Generalmente, la unión entre implante y soportes se realiza por medio de soldadura, aunque se han probado, con mayor o menor éxito, otras alternativas, tales como adhesivos o “soldadura fuerte” (*brazing*) [61, 62]. El conjunto implante más soportes constituye una probeta reconstruida.

Pueden aducirse dos razones para la utilización de probetas reconstruidas. En primer lugar, cuando la disponibilidad de material a caracterizar es reducida. Esta situación puede darse en el caso de ensayos de tenacidad puesto que, como se ha comentado anteriormente en este capítulo, las diferentes normativas contemplan requisitos dimensionales que, en ocasiones resultan sumamente exigentes; el material de soportes compensa, por lo tanto, la carencia de material. Otra situación habitual que exige de la reconstrucción se da cuando se pretende extraer información adicional de probetas ya ensayadas; en este caso pueden aprovecharse los restos del material ensayado para fabricar probetas reconstruidas y complementar así el proceso de caracterización.

Ambas posibilidades se manifiestan en el ámbito de los Programas de Vigilancia de las centrales nucleares. Desde la puesta en marcha de la central se disponen dentro de la vasija, en cápsulas especialmente acondicionadas, probetas fabricadas con un material idéntico al que constituye la propia vasija, con el mismo tratamiento térmico y proceso de conformado mecánico. La disponibilidad de espacio dentro de la vasija es sumamente reducida lo cual limita severamente la posibilidad de introducir probetas

grandes; en este sentido, suelen utilizarse probetas Charpy y de tracción, de reducido tamaño. Aprovechando los periodos de recarga de la planta se procede a extraer determinadas probetas para ser ensayadas y, así, cuantificar la evolución de las propiedades experimentada por el material.

El proceso clásico de caracterización, basado en las curvas Charpy, se justifica debido a la imposibilidad de introducir probetas de tenacidad en las cápsulas de vigilancia; hasta los años setenta, véase el Apartado 2.4.4.3, el único parámetro conocido de tenacidad era K_{Ic} cuya obtención exige probetas de elevado tamaño. La posibilidad de utilizar una técnica de caracterización novedosa, como el es método de la Curva Patrón, convierte a la reevaluación de las propiedades del material ya ensayado, tras su reconstrucción, en una atractiva posibilidad.

2.6.1 Dificultades asociadas a la caracterización con probetas reconstruidas

La caracterización del material con probetas reconstruidas exige, cuando se trata de probetas reducidas, del concurso de utillajes y equipos de ensayo especiales, por ejemplo extensómetros de reducidas dimensiones, lo cual supone un cierto inconveniente. Los problemas más importantes [60] se asocian, sin embargo, con la posible influencia que una pequeña cantidad de volumen representativo pueda suponer de cara a la correcta caracterización de las propiedades del material, así como con los efectos introducidos por la propia técnica de reconstitución. Desde la primera perspectiva mencionada, y dado que el tamaño de los implantes es necesariamente limitado, éste pudiera resultar insuficiente para satisfacer los requisitos dimensionales exigidos a las probetas de tenacidad a fractura. El ejemplo mencionado en el texto acerca de la influencia de las condiciones de confinamiento sobre el valor de K_{Ic} , Apartado 2.4.4.4, ilustra este punto. Por otra parte, la presencia de tensiones residuales vinculada con el procedimiento de soldadura, la interferencia de la soldadura con la zona de proceso de la rotura o de desarrollo plástico, en el caso de ensayos de fractura, o la alteración de las propiedades del material de interés debido a la aportación de calor, constituyen fenómenos ligados al procedimiento de reconstitución que deben permanecer bajo control. Como se verá más adelante, las posibilidades técnicas que ofertan los procedimientos de reconstrucción empleados hoy en día permitan soslayar todos estos inconvenientes.

2.6.2 Técnicas de reconstrucción

Aunque en el pasado se han empleado, de manera tentativa, diversas técnicas de unión implante–soporte, tales como adhesivos y “soldadura fuerte” (*brazing*), [61, 62], las diferentes alternativas se han visto desplazadas por tres métodos de soldadura: las soldaduras de láser, de haz de electrones (*electron beam welding*, EBW) y de arco desde soporte (*arc stud welding*, ASW) [60]. Este apartado se dedica a la descripción de las dos últimas por cuanto son las más profusamente utilizadas en el presente y porque las probetas reconstruidas en los trabajos de esta tesis han hecho uso de dichos procedimientos. Previamente, se exponen en el Apartado 2.6.2.1 una serie de requisitos, de carácter general, a satisfacer por cualquier procedimiento reconstructivo.

2.6.2.1 Requisitos para la técnica de reconstrucción

Como requisitos pueden mencionarse una serie de características indispensables para una satisfactoria reconstrucción de probetas, todas ellas garantes de la representatividad de las propiedades del material obtenidas a partir de dichas probetas [60]. Son los siguientes:

- La aportación de calor durante el proceso de soldadura debe ser suficientemente reducida como para que no se produzcan cambios microestructurales en el material del implante. En consecuencia, no debiera superarse, con carácter general, la temperatura máxima del último tratamiento térmico recibido por el material. En el caso de materiales fragilizados por irradiación, como los que se contemplan en los Programas de Vigilancia, los requisitos térmicos son más exigentes: la temperatura durante la soldadura no debe superar la temperatura de irradiación; ello supondría la mitigación del daño acumulado al actuar la soldadura a modo de tratamiento térmico de recocido.
- Las cantidades de material disponibles son, en muchos casos, exiguas, lo que conlleva la necesidad de minimizar la anchura de la soldadura y de la zona afectada térmicamente (ZAT). En el caso de ensayos de fractura, el volumen de material representativo debe ser suficiente para alojar las zonas de proceso y de deformación plástica que se generan en el fondo de la fisura.

- La presencia de tensiones y deformaciones residuales afecta globalmente al material y desdibuja su respuesta a fractura; la técnica de reconstrucción debe minimizar su presencia aunque, en caso de que existan, la aplicación de un tratamiento térmico adecuado, posterior al proceso de soldadura, puede mitigar su efecto. Ello sólo está permitido en caso de que el propio tratamiento de relajación de tensiones residuales no afecte a las propiedades del material. En consecuencia, esta posibilidad queda descartada para los materiales que acumulan daño por irradiación neutrónica, como se ha comentado en un punto anterior, ya que las temperaturas de relajación de tensiones superarían las de servicio del material.
- La manipulación de material radiactivo debe practicarse bajo estrictas condiciones de seguridad. En este sentido, la reconstrucción y ensayo de probetas procedentes de los Programas de Vigilancia debe realizarse con el equipamiento adecuado, previamente instalado en una celda caliente (*hot cell*), receptáculo especialmente acondicionado para atenuar la emisión radiactiva procedente de las probetas.

2.6.2.2 Técnicas habituales de reconstrucción

Las probetas de fractura más ampliamente utilizadas son las compactas (CT) y las probetas Charpy prefisuradas (PCCv). Sus características geométricas exigen de técnicas de soldadura adecuadas para cumplir los requisitos expuestos en el Apartado 2.6.2.1. En principio, sería deseable poder recurrir a la técnica ASW para el proceso de unión, puesto que es un procedimiento más barato y fácilmente implementable en una celda caliente (indispensable en caso de material irradiado). Sin embargo, ello no resulta posible en el caso de probetas CT, por sus particulares características, que exige de soldadura EBW. Para las PCCv, la soldadura ASW resulta suficiente. Una discusión pormenorizada de ambas geometrías experimentales y de sus restricciones de cara al proceso de reconstrucción se ofrece en los Apartados 2.6.3.1 (PCCv) y 2.6.3.2 (CT). Las características principales de los procedimientos EBW y ASW se resumen a continuación [60].

- Soldadura por haz de electrones (*Electron Beam Welding*, EBW) [60]

Esta técnica utiliza un haz de electrones de alta densidad de energía, $(10^5 - 10^8) W \cdot cm^{-2}$, en el proceso de soldadura. La Figura 2.49 [63] presenta un

esquema de los componentes primarios del equipo necesario. Un cañón produce un haz de electrones de alta velocidad que impactan en la pieza, elevando la temperatura en la región de impacto hasta producir la fusión. En su avance, el haz en movimiento funde el material en la zona conocida como “agujero de vapor” (*vapor hole*), el material fundido retrocede por el propio agujero llenándolo para solidificar y consumir así la soldadura. Este fenómeno se denomina “efecto ojo de cerradura” (*keyhole effect*).

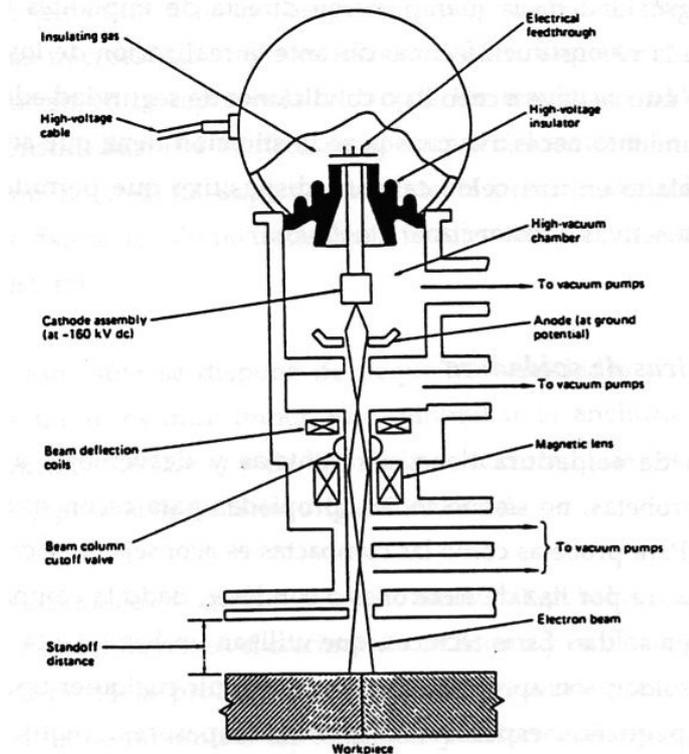


Figura 2.49 Esquema de un dispositivo para EBW [63]

El proceso EBW permite obtener uniones de muy elevada calidad. Proporciona una alta penetración en una pasada, sin metal de aportación, dando lugar a un cordón muy homogéneo; al utilizar un haz de alta densidad, su efecto se localiza en una estrecha región de modo que el espesor total del cordón, y zonas afectadas, en forma de V, es muy reducido, entre 1 y 3 mm, lo que queda fuera del alcance del resto de tecnologías de soldadura. Además, al tratarse de cordones estrechos, las tensiones y deformaciones residuales son mínimas. Por último, dado que el proceso se realiza en una cámara de vacío para evitar la dispersión de los electrones en la atmósfera, la soldadura se presenta limpia de todo tipo de contaminaciones. Como contrapartida, el procedimiento EBW

resulta gravoso económicamente, en particular si el dispositivo de soldadura, Figura 2.50 [64], contenido en la cámara de vacío, debe instalarse dentro de una celda caliente, como en el caso de reconstrucción de probetas con material irradiado.

Las potencias de soldadura habitualmente empleadas oscilan entre $(3-6) kW$, con tensiones de aceleración de electrones de $150 kV$, intensidades de $(15-35) mA$ y velocidades típicas de barrido de $20 mm/s$. Normalmente no se requiere de procesos de mecanizado posteriores. La Figura 2.51 [64] ofrece una imagen del banco de fijación de soportes e implante para la reconstrucción de una probeta Charpy.

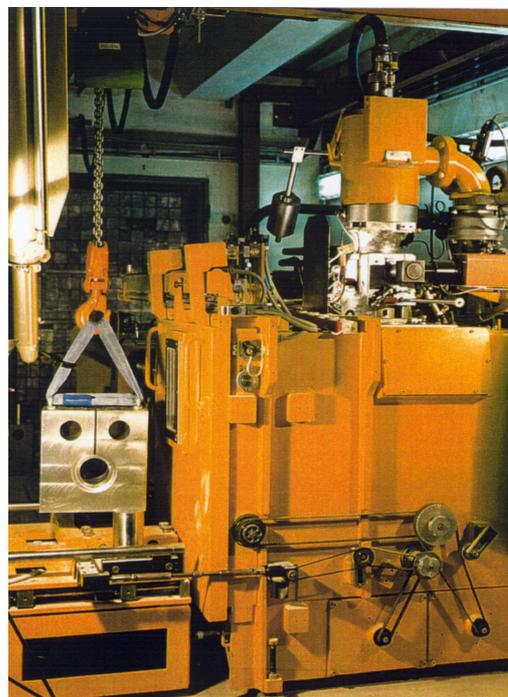


Figura 2.50 Dispositivo de soldadura por EBW, propiedad de Siemens [64]

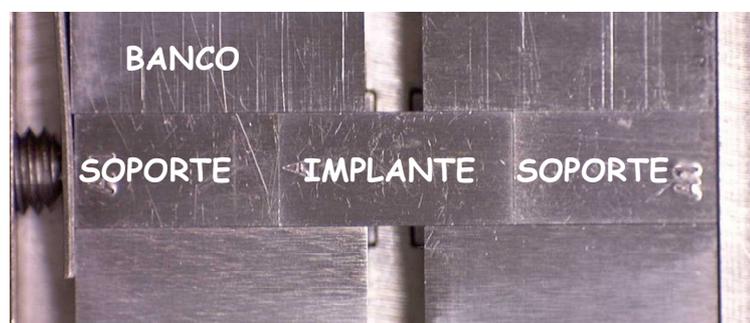


Figura 2.51 Banco de fijación de implante y soportes para la geometría Charpy [64]

- Soldadura por arco desde el soporte (*Arc Stud Welding*, ASW) [60]

La técnica consiste en establecer un arco eléctrico entre el implante y el soporte (*stud*) que calienta las piezas hasta su fusión para, posteriormente, proceder a su unión por medio de una presión adecuada. El equipo consta básicamente de un generador de corriente y una pistola que atrapa el soporte y lo comprime contra el implante. A diferencia de las instalaciones para EBW, el dispositivo de ASW puede ser fácilmente instalado en una celda caliente.

La soldadura suele presentar pequeñas burbujas de gas o, en el caso de bajas aportaciones energéticas, incluso poros y fisuras superficiales. En tal caso, debe establecerse algún procedimiento que certifique una suficiente resistencia mecánica de la soldadura. Para evitar contaminaciones, el proceso puede practicarse en atmósfera inerte, por ejemplo por inmersión en argón. La anchura de la soldadura, de unos 2 mm, más zona afectada térmicamente, en torno a 1 mm, supera los 3 mm, de modo que, desde esta perspectiva, la calidad de la soldadura ASW es inferior a la de la EBW. Para implantes pequeños, esto podría suponer consecuencias directas en los resultados experimentales. Dado que el aporte de energía típico es de unos pocos kJ durante 100 ms, no se requiere de ningún procedimiento adicional de refrigeración del implante.

La técnica ASW exige, tal y como se esquematiza en la Figura 2.52 [65] para el caso de una probeta Charpy, de un soporte sobredimensionado que permita corregir los defectos de alineamiento motivados por una formación asimétrica del cordón o un enfriamiento irregular. Tras la soldadura dicho soporte debe ser mecanizado para conseguir la geometría definitiva. Esta contingencia no se daba en el caso de soldadura EBW. La Figura 2.53 [64] ofrece una imagen del dispositivo de soldadura; en la Figura 2.54 [64] se recogen las diferentes etapas del proceso.

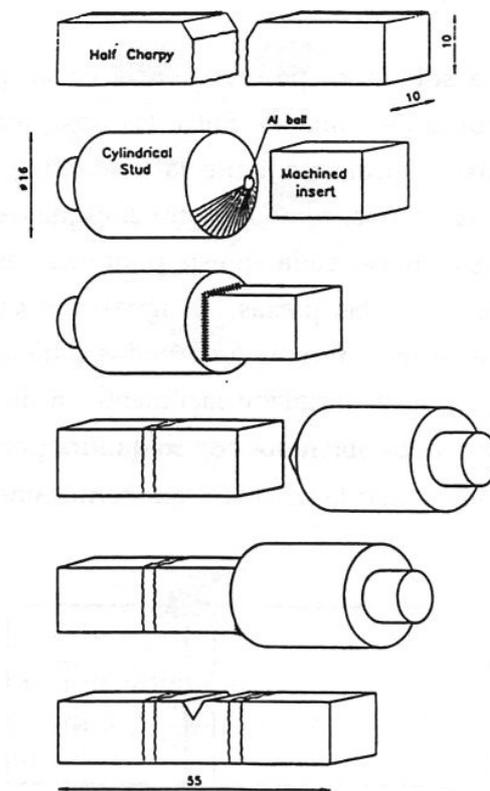


Figura 2.52 Esquema de la reconstrucción de una probeta Charpy por ASW [65]

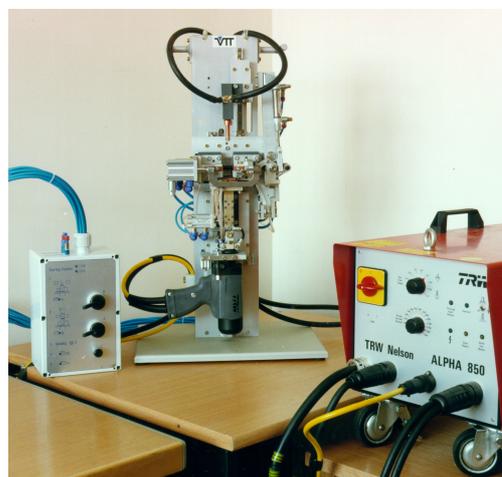


Figura 2.53 Dispositivo MAGNOX (BNFL¹³) de soldadura por ASW [64]

¹³ BNFL, British Nuclear Fuels.



Figura 2.54 Etapas del proceso de reconstrucción de una probeta Charpy por ASW [64]

2.6.3 Configuraciones habituales de probetas reconstruidas

En este apartado se hace una revisión de las peculiaridades de las probetas reconstruidas más extensamente empleadas en el sector de la industria nuclear, las probetas Charpy y CT, haciendo hincapié en las recomendaciones que permitan garantizar la representatividad de los valores experimentales obtenidos con ellas.

2.6.3.1 Probetas Charpy reconstruidas

El Proyecto RESQUE [64] contiene una serie de recomendaciones para la reconstrucción de probetas tipo Charpy destinadas tanto a ensayos de impacto, probetas Cv, como de tenacidad por flexión en tres puntos, PCCv. Sus resultados se basan en un análisis sistemático de los datos experimentales producidos en el propio proyecto así como en la experiencia colectiva de reconstitución procedente de diferentes laboratorios europeos. Este proyecto fue diseñado para evaluar, verificar y comparar las técnicas de reconstitución basadas en las soldaduras EBW y ASW, identificando los límites de aplicabilidad de las variables que participan en ambos procedimientos, garantizando así la representatividad de los resultados empíricos. La longitud del implante, el procedimiento de soldadura, el aporte energético y la calidad y resistencia de la unión soldada se cuentan entre las variables analizadas.

Las dos técnicas experimentales asociadas con las probetas Cv y PCCv, impacto y tenacidad por flexión en tres puntos, son las empleadas mayoritariamente en los Programas de Vigilancia. Las probetas de impacto, Cv, constituyen la herramienta

clásica de análisis de la fragilización y son exigidas por la legislación vigente mientras que las probetas de tenacidad, PCCv, permiten suplementar la información proporcionada por aquéllas y, tal vez, sustituirlas en un futuro. Debe mencionarse que los ensayos de impacto pueden realizarse empleando dos tipos de péndulo, preconizados respectivamente por ASTM y por DIN, que se diferencian en la geometría de sus elementos golpeadores, lo cual debe ser tenido en consideración.

Las recomendaciones propuestas en [64] se basan en datos limitados, pero representativos, procedentes de aceros de vasija, sobre unas 300 probetas reconstruidas y ensayadas, con material no irradiado. Dichas recomendaciones fueron después verificadas en, aproximadamente, 50 probetas de material irradiado. Este dato contrasta con la escasa dotación experimental a partir de la cual se elaboró la normativa actualmente vigente sobre reconstrucción, ASTM E 1253 [66]. Sus conclusiones se fundamentan en un número muy limitado de medidas sobre material no irradiado seguido de un proceso *round-robin*, también restringido, consistente en ensayos de impacto, también con material no irradiado.

Seguidamente se reproducen, de manera resumida, las conclusiones y recomendaciones planteadas en [64] consideradas como de mayor relevancia:

- Tras el proceso de reconstitución, el volumen de material de implante que será deformado durante el ensayo subsiguiente deberá estar libre de toda deformación plástica previa. Por ello, si el implante procede de restos de probetas ya ensayadas, se definirá el volumen utilizable de material en las mismas, ya sea por medio de medidas de dureza, procedimientos ópticos o técnicas dimensionales.
- Como datos orientativos, en una semi-probeta Charpy rota por impacto, la región de máxima deformación se extiende típicamente 7 mm, valor obtenido a partir de medidas de dureza; en el caso de probetas PCCv rotas en ensayo de tenacidad, los estudios de elementos finitos permiten acotar superiormente el tamaño de la región plástica en 3 mm.
- En general no se requiere de una eliminación completa del material plásticamente deformado puesto que la influencia térmica del proceso posterior de soldadura consumirá, entre cordón y ZAT, no menos de 3.5 mm de material.

- La longitud del implante deberá ser de entidad suficiente como para evitar el contacto entre las zonas plástica y de proceso con las regiones de material no representativo, afectadas térmicamente o con deformaciones plásticas previas. Este efecto puede ser particularmente relevante en el caso de ensayos de impacto Charpy con probetas reconstruidas cuyos implantes sean de reducido tamaño; una distancia útil inferior a 12 mm puede traducirse en una reducción en los valores energéticos registrados debido a la incapacidad de las regiones de soldadura para absorber la energía demandada por la región plástica en su expansión.
- Se recomienda utilizar material para los soportes perteneciente a la misma familia que el material del implante, idealmente, un material de vasija. No obstante, se ha constatado que una discrepancia en los valores del límite elástico no superior a 400 MPa no afecta a la representatividad de los ensayos. El único requisito decisivo consiste en evitar la plastificación del material de los soportes durante el ensayo de fractura.
- La temperatura del implante durante el proceso de reconstrucción debe permanecer por debajo de la temperatura de servicio, lo que en el caso de los aceros de vasija supone un límite de 300°C. En la práctica, el proceso de recocido del daño por irradiación es sólo efectivo para cotas superiores a 400°C. Para temperaturas inferiores aplicadas breves lapsos de tiempo, inferiores a 1s, su efecto se considera despreciable.
- Se ha comprobado que, utilizando los parámetros optimizados de soldadura propuestos en [64], se llega a superar la temperatura de servicio propia de las vasijas en una longitud aproximada de 3.5 mm, medidos desde la interfaz de unión. Este valor es relativamente constante y su variación en función del rango admitido para los parámetros de soldadura es de alrededor de 0.5 mm. No obstante, dicha temperatura se supera únicamente durante 0.5 s de modo que el efecto de recocido, de existir, es muy reducido.
- La medición del espesor de la soldadura puede hacerse por medios ópticos o a través de medidas de microdureza. En el caso de soldadura ASW, el tamaño depende directamente de la energía suministrada durante el proceso; por ello, el

aporte energético deberá ser mantenido en valores tan reducidos como sea posible para así maximizar la longitud remanente de implante representativo.

- La inspección simplemente visual no permite cualificar el proceso de soldadura ASW. Una inspección por rayos X revela la existencia inevitable de poros e inclusiones, Figura 2.55 [64], cuya presencia no resulta incapacitante para la representatividad del ensayo de fractura subsiguiente. Por dicho motivo, no se considera que los rayos X constituyan una herramienta de cualificación eficaz.

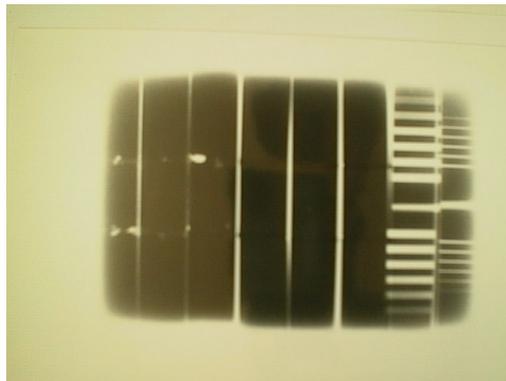


Figura 2.55 Imagen de rayos X de probetas reconstruidas por ASW (izquierda), y EBW (centro). Las probetas ranuradas (derecha) permiten calibrar el tamaño de los defectos [64]

- Para la cualificación de la soldadura se ha desarrollado un procedimiento propio en el contexto del Proyecto RESQUE consistente en la ejecución de ensayos de flexión en tres puntos, a temperaturas comprendidas entre -70°C (*Lower Shelf*) y $+150^{\circ}\text{C}$ (*Upper Shelf*), sobre probetas reconstruidas, realizado con anterioridad al mecanizado de la entalla. El ensayo se realiza hasta rotura o se detiene en 30 kN. De esta manera se ha conseguido optimizar los parámetros recomendados de soldadura. La Figura 2.56 [64] presenta los resultados sobre diferentes probetas reconstruidas, tanto por técnica ASW como EBW.
- Para ensayos de impacto Charpy no se ha apreciado una influencia significativa del tamaño del implante con longitudes superiores a 12 mm. Para implantes de 10 mm se ha detectado una reducción en la energía absorbida de hasta el 15% en la región *Upper Shelf*, en la que más deformación plástica se desarrolla.

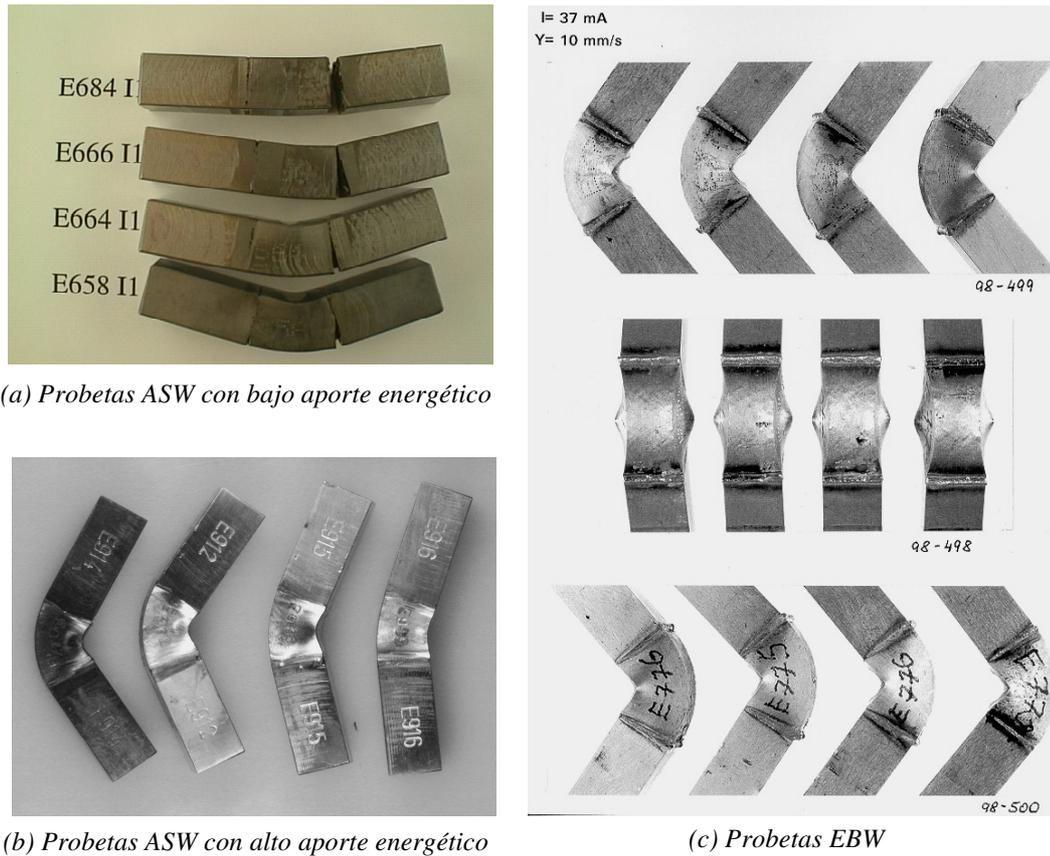


Figura 2.56 Comparación de los resultados del ensayo de flexión sobre probetas sin entalla reconstruidas por ASW y EBW [64]

- La iniciación dúctil en ensayos de tenacidad pudo ser perfectamente reproducida con implantes de 20 mm; con tamaños inferiores se registraron valores ligeramente más reducidos a los obtenidos a partir de probetas estándar, aunque el reducido número de puntos no permite establecer conclusiones definitivas.
- La temperatura de transición T_0 fue eficazmente reproducida con implantes de 12 mm; con longitudes de 10 mm se apreció una ligera reducción de los valores de T_0 , fenómeno no justificable estadísticamente dada la reducida población experimental disponible.
- Los implantes pequeños trabajan mejor con materiales irradiados que en caso contrario dado que el daño por irradiación tiende a reducir la ductilidad.

- Los datos generados dentro del Proyecto RESQUE [64] muestran idénticas temperaturas de transición de impacto Charpy para probetas normalizadas y reconstruidas, dentro de la dispersión propia de los datos. El comportamiento en la región *Upper Shelf* fue reproducido en términos de tenacidad usando implantes de 10 mm y en energías Charpy con implantes de 10 mm (péndulo DIN) o 12 mm (péndulo ASTM).

2.6.3.2 Probetas CT reconstruidas

Una alternativa frente a la reconstrucción de probetas tipo Charpy viene dada por las probetas compactas [60], de amplia tradición en el ámbito de la Mecánica de Fractura. Se han empleado diferentes configuraciones de probetas CT reconstruidas; en este apartado sólo se consideran aquéllas cuyo implante procede de una probeta Charpy previamente ensayada, como es habitual en el contexto de los Programas de Vigilancia de la centrales nucleares. Las diversas opciones, con dimensiones normalizadas, $W = 2B$, se recogen en la Figura 2.57 [60], probetas Tipo B, C y D. A diferencia con las Charpy, en el caso de las CT, el uso de soldadura EBW constituye, en la práctica, una obligación, dado que un cordón excesivamente ancho imposibilita o dificulta severamente la correcta caracterización del material.

La tipología empleada mayoritariamente es la Tipo B. Se trata de una probeta de $10 \times 10 \times 24 \text{ mm}^3$, cuyo implante procede de media probeta Charpy. Por lo tanto, de cada ensayo previo pueden extraerse dos probetas de este tipo. De las tres posibilidades, se trata de la que más material consume. Su reconstrucción es relativamente sencilla ya que sólo requiere de un único paso de soldadura; por su propia geometría sólo permite caracterizar dos orientaciones del material por cada probeta original, por ejemplo, las orientaciones LS y LT, en nomenclatura ASTM [67], partiendo de probetas LT.

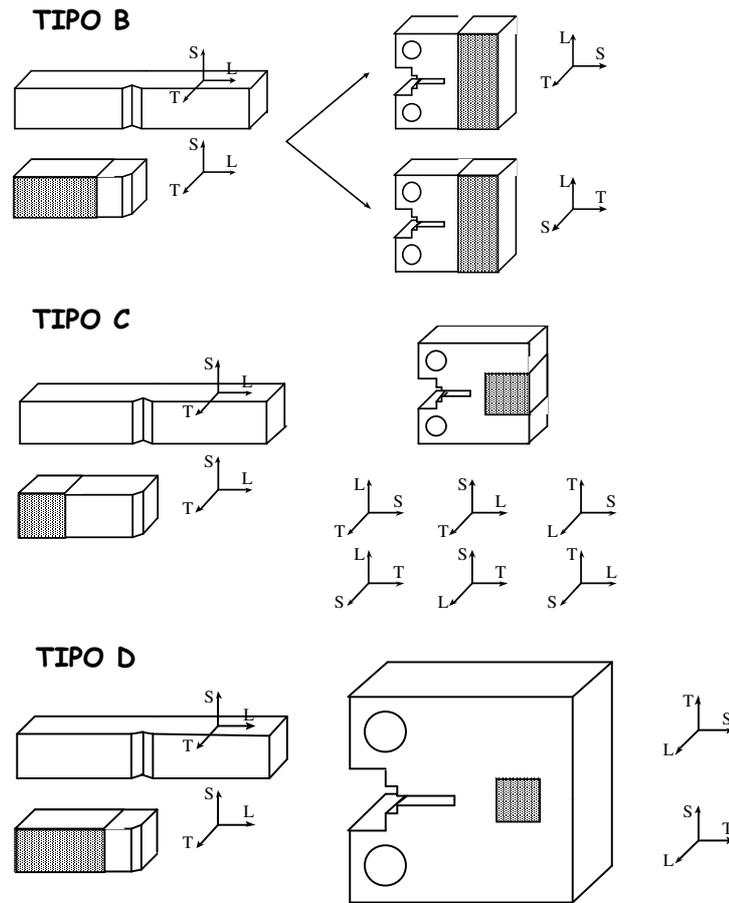


Figura 2.57 Diversas configuraciones de probetas CT reconstruidas [60]

La tipología C presenta una mayor dificultad en su reconstrucción ya que requiere de tres soldaduras, sin embargo, permite caracterizar todas las orientaciones del material usando las diferentes posiciones de un implante cúbico de 10 mm de arista y, además, en ese caso, el aprovechamiento del material es superior al de las probetas B, ya que se pueden obtener hasta cuatro implantes de una Charpy ensayada. La probeta D permite, si así fuera preciso, reconstruir espesores mayores, orientando el implante transversalmente; de esta forma, se dispone de cierto control sobre las condiciones del confinamiento durante el ensayo subsiguiente. Ambas posibilidades, C y D, adolecen, sin embargo, de un defecto difícilmente superable que convierte a las probetas Tipo B en la tipología de probetas CT reconstruidas por antonomasia. Se trata de la dificultad para evitar el contacto entre las zonas de proceso y de desarrollo plástico con el material de soldadura y ZAT. La Figura 2.58 [60] recoge este hecho. En las probetas Tipo B es posible soslayar esta circunstancia prolongando la prefisura obtenida por fatiga más allá

del cordón y ZAT, con las holguras necesarias, lo cual resulta imposible en las tipos C y D, dada la presencia de los cordones superior e inferior. No obstante, una excesiva prolongación de la fisura puede originar que la longitud de ésta exceda las limitaciones presentes en las normativas de ensayo. En ese caso, es preciso abordar los correspondientes trabajos de validación, como se ha hecho en el contexto de los trabajos que constituyen la referencia [60].

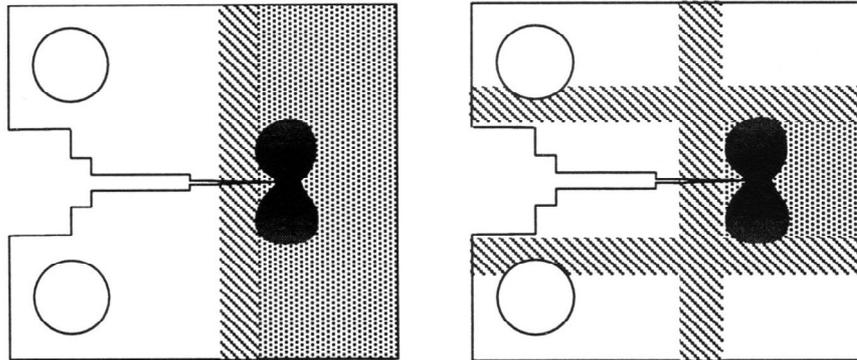


Figura 2.58 Posible contacto entre zona plástica y soldadura en probetas CT tipo B y C [60]

2.7 Integridad Estructural de la vasija de un reactor nuclear

La garantía de Integridad Estructural de un componente tan sofisticado como la vasija de un reactor puede resultar una actividad amplia y compleja, puesto que se trata de una estructura que dispone de numerosos elementos, sometidos a diferentes tipos de sollicitación, pudiendo trabajar el material constitutivo tanto en régimen frágil como dúctil. En esta tesis y, consecuentemente, en este apartado, se va a evaluar únicamente la Integridad Estructural de la vasija de un reactor nuclear frente a la rotura frágil suponiendo que el acero de la misma opera en la ZTDF.

En primer lugar, en el Apartado 2.7.1, se describe la metodología de análisis vigente, que se basa en el Código ASME [2, 48], poniendo de manifiesto las limitaciones que éste presenta. A continuación, en el Apartado 2.7.2, se introduce el procedimiento FITNET de Integridad Estructural [68], recientemente desarrollado, como herramienta mejorada para el estudio de componentes industriales en general y de la vasija de un reactor operando en la ZTDF en particular.

2.7.1 Normativa vigente

2.7.1.1 El Código ASME

La Ley Federal 10 CFR 50 [47], que regula el funcionamiento de las centrales nucleares de diseño norteamericano, establece en su Apéndice G que los límites de presión y temperatura de las vasijas se basarán en la aplicación de los procedimientos contenidos en el Código ASME. Éste propone, en el Apéndice G de su Sección III [48], un procedimiento para garantizar la Integridad Estructural de la vasija ante el fallo frágil basado en la Mecánica de la Fractura Elástico-Lineal, suponiendo que el comportamiento del material en la ZTDF viene descrito por las curvas ASME (expresiones (2.1) a (2.4), Figura 2.3 [2]), que dependen del parámetro RT_{NDT} . La condición para garantizar la ausencia de fallo frágil se limita a comparar el factor de intensidad de tensiones para la sollicitación dada, K_I , con la tenacidad del material, que depende de la temperatura, fórmula (2.108). El Código ASME, como se expondrá en breve, contempla varias posibles contribuciones para el término K_I , cada una de las cuales va convenientemente ponderada con su respectivo factor de seguridad.

$$K_I < K_{IR}(T) \quad (2.108)$$

Evidentemente, cualquier análisis en fractura exige de la presencia de una fisura. El Código ASME [48] postula la existencia de una grieta sumamente conservadora en la pared de la vasija. En principio, este defecto puede encontrarse en la pared interior o en la exterior (el documento no hace comentarios al respecto y, por lo tanto, no ofrece formulaciones particularizadas). El plano de la fisura se dispone perpendicular a la dirección de máxima tensión (consecuentemente, como se demostrará en breve, la fisura quedará contenida en un plano axial). La geometría de la fisura es semielíptica; para espesores de pared, ' t ', entre 4 y 12 pulgadas, presenta una profundidad $a = t/4$. Cuando $t > 12$ " se postula un defecto de profundidad $a = 3$ " y, para $t < 4$ ", se asume $a = 1$ ". En todos los casos, la longitud de la fisura es $b = 1.5 \cdot t$.

En condiciones normales de operación, las sollicitaciones en la vasija vendrán dadas por la presión interior del fluido refrigerante (agua, en el caso de las centrales de agua ligera, LWR, en fase líquida en las PWR y vapor en las BWR), por las tensiones

asociadas a los gradientes térmicos radiales en el espesor de la vasija, las cuales se manifiestan en las situaciones transitorias de enfriamiento y calentamiento, por los esfuerzos locales que pueden aparecer en las regiones de discontinuidad geométrica tales como uniones con toberas o bridas, y por las posibles tensiones residuales presentes, de soldadura o de fabricación, por ejemplo.

En una vasija cilíndrica de pared delgada sometida a una presión interior ‘ p ’, el estado tensional es eminentemente biaxial (despreciando la pequeña componente compresiva radial en la pared interior debida a la presión del fluido) distinguiéndose entre la tensión circunferencial, ‘ σ_θ ’, y la tensión axial, ‘ σ_z ’ (siendo ‘ z ’ el eje de revolución del cilindro). Ignorando los efectos de borde asociados a las regiones de cierre superior e inferior de la vasija, lo cual es perfectamente asumible en la zona *belpline*, que constituye la región de interés, σ_θ y σ_z adoptan, para una vasija de radio ‘ R ’ las siguientes expresiones:

$$\sigma_\theta = \frac{pR}{t} \quad (2.109)$$

$$\sigma_z = \frac{pR}{2t} \quad (2.110)$$

La evaluación del factor de intensidad de tensiones según el Código ASME [48] incluye tres posibles componentes: un término de membrana, K_{lm} , otro de flexión, K_{lb} , y uno asociado con los gradientes térmicos radiales, K_{lt} , que se producen durante los transitorios térmicos de la vasija. Las expresiones respectivas son (2.111) a (2.113):

$$K_{lm} = M_m \cdot \sigma_m \quad (2.111)$$

$$K_{lb} = M_b \cdot \sigma_b \quad (2.112)$$

$$K_{lt} = M_t \cdot \Delta T_w \quad (2.113)$$

En las fórmulas anteriores, ‘ σ_m ’ y ‘ σ_b ’ representan, respectivamente, las tensiones de membrana y flexión. Por su parte, ‘ ΔT_w ’ representa la diferencia de temperaturas en el espesor de la vasija (expresada en °F). En [48] no se indica el significado exacto de

σ_m y σ_b . Sin embargo, en el Apéndice A de la Sección XI del Código ASME [2], dedicado al análisis de fisuras detectadas durante inspecciones, se ofrece la Figura 2.59 [2] con los contenidos a los términos σ_m y σ_b ante cualquier perfil de tensiones en el espesor de la vasija. Como se aprecia en la figura, dada una fisura superficial y una distribución de tensiones remotas (en una sección suficientemente alejada del plano de la fisura) no lineal, el primer paso consiste en obtener el perfil linearizado. Para ello hay que trazar una recta por los puntos del perfil de tensiones que se corresponden con los extremos de la fisura. Esta línea permite definir, inambiguamente, los valores de las tensiones σ_m y σ_b .

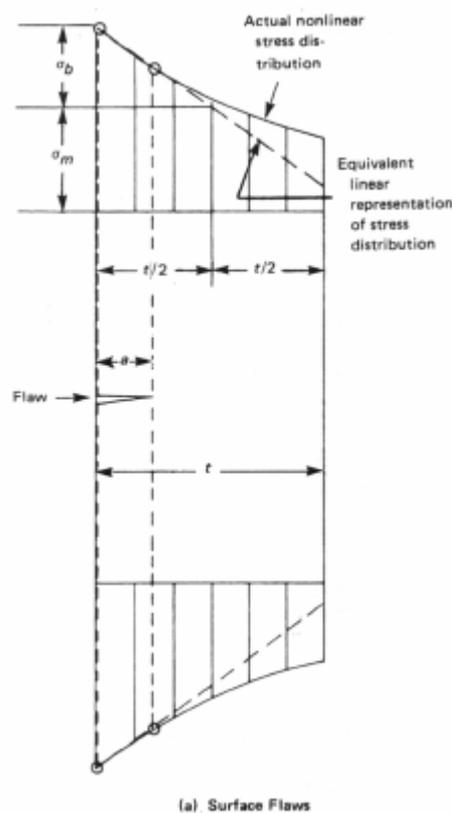


Figura 2.59 Gráfica del Código ASME para la definición de σ_m y σ_b [2]

Los coeficientes M_m , M_b y M_t también vienen recogidos en el Código ASME [48]. En todos los casos los factores de intensidad de tensiones vienen expresados en unidades anglosajonas ($ksi \cdot in^{1/2}$, siendo $1 ksi \cdot in^{1/2} = 1.098 MPa \cdot m^{1/2}$). El primero de ellos, M_m , se obtiene a partir de la gráfica contenida en la Figura 2.60 [48]: entrando en

abscisas con la raíz cuadrada del espesor de la vasija (en pulgadas) hasta la curva correspondiente (se distinguen cuatro curvas para distintos valores del cociente entre la tensión aplicada y el límite elástico del material, variando entre 0.1 y 1.0) se obtiene en ordenadas el resultado buscado, M_m . Como puede apreciarse en la propia figura el factor para el cálculo del término de flexión responde a la expresión $M_b = (2/3)M_m$.

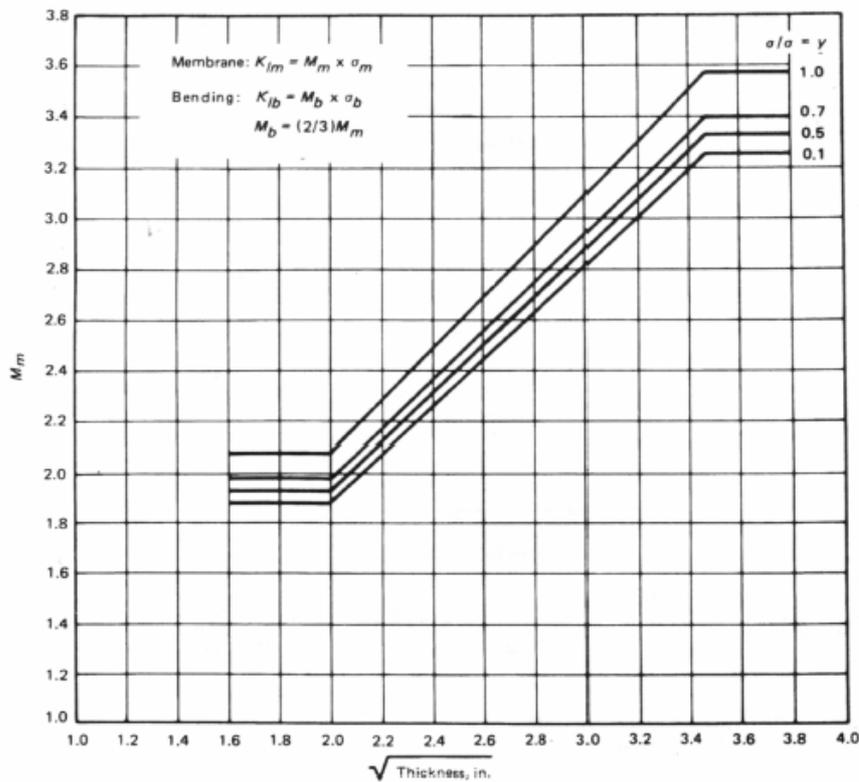


Figura 2.60 Gráfica del Código ASME para la obtención de M_m y M_b [48]

De manera análoga, en [48] se proporciona otra gráfica que permite obtener el factor M_t , véase la Figura 2.61 [48]. Entrando en abscisas con el espesor de la vasija hasta la curva adecuada (se contemplan dos curvas que dependen de la relación a/t) se obtiene en ordenadas el valor de M_t .

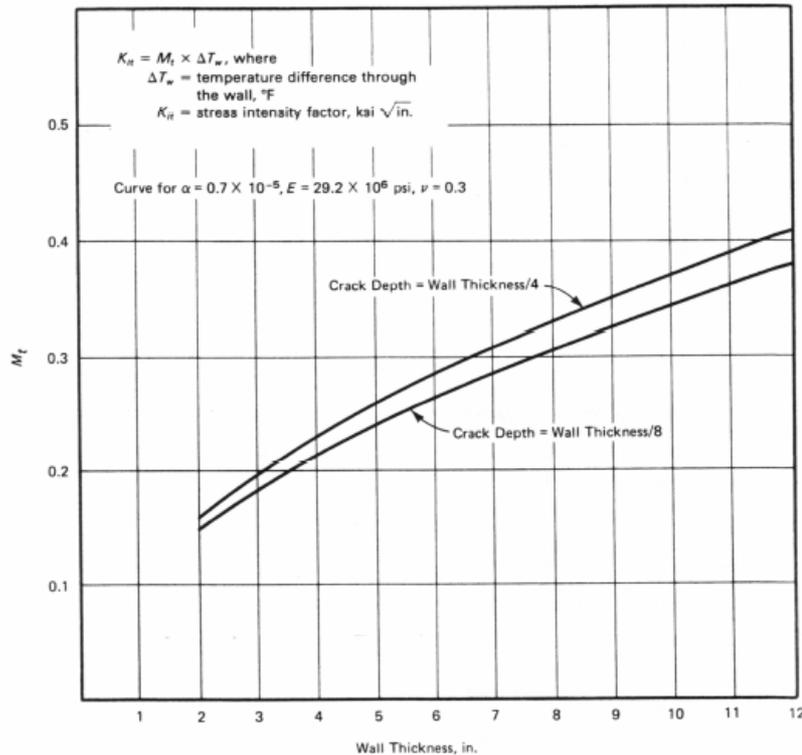


Figura 2.61 Gráfica del Código ASME para la obtención de M_t [48]

Como puede apreciarse en la gráfica anterior, las curvas son adecuadas para unos valores dados del coeficiente de dilatación térmica, $\alpha = 0.7 \cdot 10^{-5} \text{ } ^\circ F^{-1} = 1.26 \cdot 10^{-5} \text{ } ^\circ C^{-1}$, módulo de elasticidad, $E = 29.2 \cdot 10^6 \text{ psi} = 201.2 \text{ GPa}$, y coeficiente de Poisson, $\nu = 0.3$. En principio, estos valores son bastante genéricos y no suponen una limitación severa del método. Sin embargo, en el propio documento [48] se citan las siguientes condiciones de validez para el cálculo de M_t , las cuales sí pudieran resultar restrictivas en algún caso:

- Se asumen velocidades moderadas de calentamiento o enfriamiento, inferiores a $100 \text{ } ^\circ F/h$, aproximadamente.
- El perfil de temperaturas en la pared de la vasija deberá asemejarse, grosso modo, al que se recoge en la Figura 2.62 [48].

Por este motivo, se indica expresamente que, en caso de no satisfacer estos requisitos, puede recurrirse a otros métodos para calcular el factor de intensidad de tensiones producido por las tensiones térmicas.

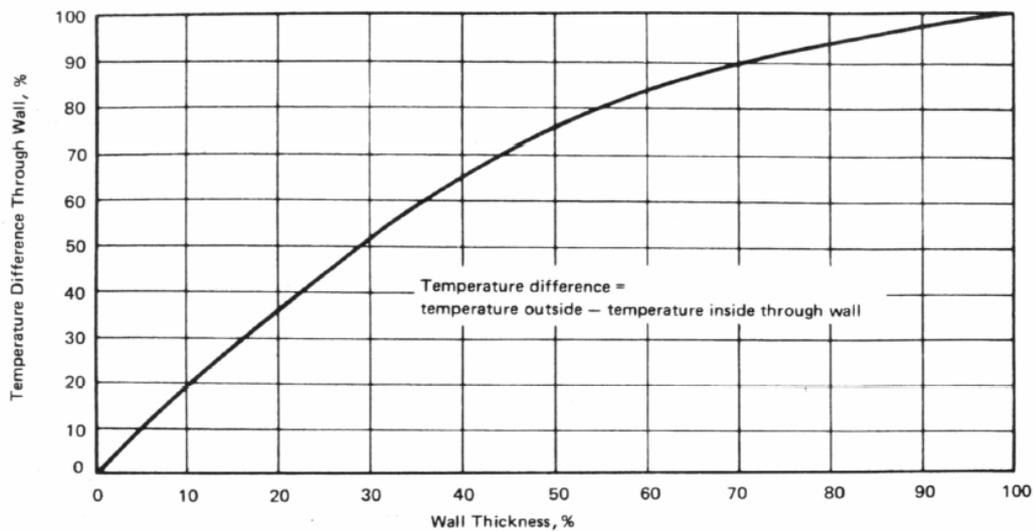


Figura 2.62 Perfil de temperaturas representativo para el cálculo de M_t [48]

El Código ASME [48] no presenta una formulación diferenciada para los casos en los que el defecto se encuentre en la pared interior o en la exterior. Sin embargo, este hecho resulta relevante según que se analice el proceso de calentamiento o enfriamiento de la vasija. En efecto, en un proceso de enfriamiento, partiendo de un estado térmico homogéneo, la temperatura en la pared interior de la vasija es inferior a la temperatura exterior. En consecuencia, la parte externa se encuentra dilatada térmicamente respecto de la pared interior y, por lo tanto, las tensiones térmicas serán de tracción en el interior y de compresión en el exterior (evidentemente, sobre este estado tensional debe superponerse el correspondiente a la presión interior de la vasija). Por esta razón, en procesos de enfriamiento debe considerarse, en principio, un defecto situado en la parte interna de la vasija, y viceversa.

En la determinación de la situación crítica de cálculo frente a un transitorio térmico para una vasija irradiada debe tenerse una nueva variable en consideración, cual es el estado de daño del material, el cual se atenúa en el espesor de la vasija, fórmulas (2.93), (2.103) y (2.104). Así, en un proceso de enfriamiento deberá analizarse únicamente el caso de un defecto situado en la pared interior puesto que allí se localiza el material más

dañado y, además, se dan las tensiones térmicas de tracción. Sin embargo, en un calentamiento, el análisis es más sutil puesto que en la pared exterior se dan las tensiones térmicas de tracción sobre un material menos dañado mientras que en la pared interior las tensiones térmicas son de compresión (sin olvidar las tracciones debidas a la presión del fluido), pero el material se encuentra más dañado. En consecuencia, siempre deberán analizarse las tres situaciones que se indican en la Tabla 2.2:

Tabla 2.2 Matriz de análisis de situaciones

	Defecto interno	Defecto externo
Enfriamiento	SÍ	NO
Calentamiento	SÍ	SÍ

La expresión concreta de la condición (2.108) tiene en consideración los términos arriba descritos, K_{lm} , K_{lb} y K_{lt} , convenientemente ponderados mediante factores de seguridad. En [48] se recomienda que se aplique un factor de seguridad $FS = 2$ sobre los factores de intensidad de tensiones asociados con tensiones primarias y de valor $FS = 1$ sobre esfuerzos secundarios. Las tensiones primarias se definen [3, 68] como aquéllas capaces de producir el colapso plástico, contrariamente a lo que sucede con las tensiones secundarias. Ejemplos de estas últimas son las tensiones térmicas o las tensiones residuales de soldadura, las cuales se autoequilibran en cada sección transversal. Tanto unas como otras, sin embargo, participan en los procesos de fractura.

En aquellas regiones de la vasija suficientemente alejadas de las zonas de cerramiento o de discontinuidades locales, el término de flexión no contribuye en la expresión del factor de intensidad de tensiones (2.108). Además, el término de membrana es debido exclusivamente a la presión interior de la vasija, luego presenta naturaleza de esfuerzo primario. Consecuentemente, se establece en [48] la expresión (2.114) que se ofrece a continuación como criterio ingenieril de fractura:

$$2 \cdot K_{lm} + K_{lt} < K_{IR}(T) \quad (2.114)$$

Por otra parte, en zonas de discontinuidad, como bridas, toberas o tuberías que entran en la vasija, es preciso tener en consideración el término de flexión. Además, tanto éste como el término de membrana pueden presentar contribuciones primarias (superíndice

‘P’) o secundarias (superíndice ‘S’) en el caso general; se llega así a la expresión (2.115):

$$2 \cdot K_{lm}^{(P)} + K_{lm}^{(S)} + 2 \cdot K_{lb}^{(P)} + K_{lb}^{(S)} + K_{It} < K_{IR}(T) \quad (2.115)$$

En estos casos, el Código no recomienda la utilización de la Figura 2.61 [48] para el cálculo del término K_{It} puesto que la distribución térmica es, presumiblemente, diferente de la que se presenta en la Figura 2.62 [48].

Las fórmulas (2.114) y (2.115) son aplicables en condiciones normales de operación donde la vasija y sus elementos están sometidos a la presión interior del fluido refrigerante, a las tensiones locales y a los gradientes térmicos asociados a los procesos de calentamiento y enfriamiento. Existe, sin embargo, una sollicitación sobre la vasija en la cual el Código impone unas exigencias ligeramente diferentes: se trata del ensayo hidrostático. El Código ASME [48] exige que la temperatura a la cual se realiza esta prueba supere un valor mínimo. En el caso de realizar el ensayo antes de introducir el combustible en la vasija, se exige que $T > RT_{NDT} + 60^\circ F \approx RT_{NDT} + 33^\circ C$. Si el combustible se encuentra en la vasija, la condición a satisfacer es (2.116):

$$1.5K_{lm}^{(P)} + K_{lm}^{(S)} + 1.5 \cdot K_{lb}^{(P)} + K_{lb}^{(S)} < K_{IR}(T) \quad (2.116)$$

Como puede apreciarse, los factores mayorantes son en (2.116) menores que en (2.115), y, como es evidente, no se incluye la componente térmica K_{It} . Consecuentemente, esta última condición resulta menos exigente que la correspondiente a las condiciones normales de operación. No obstante, la realización del ensayo hidrostático puede suponer un serio inconveniente para la planta, limitante incluso, puesto que, ante un material muy fragilizado, la única estrategia para superar la condición de temperatura mínima y la (2.116) consiste en elevar la temperatura de la vasija durante la ejecución de la prueba, operación ésta que puede llegar a resultar inviable.

2.7.1.2 Formulaciones alternativas: los Code Case

Desde la publicación del Código ASME se han realizado avances significativos tanto en la Mecánica de Fractura como en el estado de conocimiento acerca del funcionamiento y condiciones de seguridad de un gran número de plantas que han operado durante

décadas. Este hecho ha motivado la emisión por parte de ASME de una serie de documentos denominados *Code Case*, en los cuales, entre otras cosas, se recogen mejoras o alternativas en los procedimientos de cálculo o análisis. En este apartado se describen las novedades contenidas en los *Code Case* N-588 [69], N-629 [70], N-631 [71] y N-640 [72].

- El *Code Case* N-588 [69]

El *Code Case* N-588 [69] introduce una ligera modificación aplicable al caso específico de vasijas que presenten exclusivamente soldaduras circunferenciales. En esa situación, se permite la posibilidad de considerar fisuras contenidas en el plano de la soldadura, a pesar de que las máximas tensiones, fórmula (2.109), se den para fisuras dispuestas en un plano axial.

Además, se presenta una formulación analítica para el cálculo de los factores de intensidad de tensiones en las situaciones correspondientes a la fórmula (2.114) (condiciones normales de operación, regiones sin discontinuidades). Las fórmulas que aquí se presentan, que ofrecen resultados similares a los del Código ASME, resultan muy interesantes puesto que se trata en su totalidad de expresiones analíticas, que evitan la necesidad de utilizar información de tipo gráfico. De esta forma resulta muy sencilla su completa implementación en un programa o aplicación informática. Todas las expresiones contenidas en [69] se dividen en dos familias merced a la mencionada posibilidad de que el defecto considerado se sitúe en la pared interior o en la exterior. Debe mencionarse que la geometría del defecto es idéntica a la contemplada en el Código ASME [48], arriba descrita.

Las expresiones para el factor de intensidad de tensiones debido a los esfuerzos de membrana y de flexión son las siguientes, siendo R_{int} el radio interior de la vasija:

$$K_{\text{Im}} = M_m \cdot \frac{pR_{\text{int}}}{t} \quad (2.117)$$

$$K_{\text{Ib}} = M_b \cdot \sigma_b \quad (2.118)$$

En la fórmula (2.118) σ_b representa la máxima tensión de flexión [2] y se asume que $M_b = (2/3)M_m$. En la Tabla 2.3 [69] se resumen las expresiones para el cálculo del factor M_m , comprendiendo los casos en los que el defecto se dispone axial o circunferencialmente, tanto en pared interior como exterior.

Tabla 2.3 Expresiones para el cálculo del factor M_m [69]

Tensiones de membrana (defecto axial)		
Fisura interior	$M_m = 1.85$	$\sqrt{t} < 2$
	$M_m = 0.926\sqrt{t}$	$2 \leq \sqrt{t} \leq 3.464$
	$M_m = 3.21$	$\sqrt{t} > 3.464$
Fisura externa	$M_m = 1.77$	$\sqrt{t} < 2$
	$M_m = 0.893\sqrt{t}$	$2 \leq \sqrt{t} \leq 3.464$
	$M_m = 3.09$	$\sqrt{t} > 3.464$
Tensiones de membrana (defecto circunferencial)		
Fisura interior	$M_m = 0.89$	$\sqrt{t} < 2$
	$M_m = 0.443\sqrt{t}$	$2 \leq \sqrt{t} \leq 3.464$
	$M_m = 1.53$	$\sqrt{t} > 3.464$
Fisura externa	$M_m = 0.89$	$\sqrt{t} < 2$
	$M_m = 0.443\sqrt{t}$	$2 \leq \sqrt{t} \leq 3.464$
	$M_m = 1.53$	$\sqrt{t} > 3.464$

Para el caso de las tensiones asociadas con gradientes térmicos radiales producidos por transitorios, también se contempla una formulación alternativa, distinguiendo, además, dos posibles casos. En primer lugar, cuando se dan las condiciones del Código ASME referentes a la forma del perfil de tensiones (Figura 2.62 [48]) y máxima velocidad térmica ($100^\circ F/h$), pueden emplearse las fórmulas (2.119) y (2.120).

$$K_{II} = 0.953 \cdot 10^{-3} \cdot CR \cdot t^{2.5} \quad (\text{defecto interior}) \quad (2.119)$$

$$K_{II} = 0.753 \cdot 10^{-3} \cdot HU \cdot t^{2.5} \quad (\text{defecto exterior}) \quad (2.120)$$

En las expresiones anteriores, ‘CR’ y ‘HU’ representan, respectivamente, las velocidades de enfriamiento (*Cooldown Rate*) y calentamiento (*Heatup Rate*) en unidades de ($^\circ F \cdot h^{-1}$).

Cada una de las fórmulas anteriores, (2.119) y (2.120), es válida tanto para defectos axiales como circunferenciales (formulación aplicable en caso de existir soldaduras dispuestas circunferencialmente). Sin embargo, la primera de ellas sólo es válida para un defecto interior y la segunda para un defecto externo. Esto permite resolver dos de los casos contenidos en la matriz de análisis de posibles situaciones pésimas de la Tabla 2.2. Sin embargo, queda pendiente el caso de calentamiento con un defecto interno, que puede resultar pésimo para materiales muy dañados por irradiación.

Por otra parte, cuando no se dan las condiciones simplistas del Código ASME [48], se contempla en [69] otro procedimiento de cálculo más riguroso. Según este método, el perfil de tensiones debido a los gradientes térmicos radiales en el espesor de la vasija, que se supone conocido o calculable por el usuario, deberá ser ajustado a una expresión polinómica de tercer grado como la que se expone seguidamente, (2.121), donde la variable ‘ x ’ representa la distancia desde la pared interior (caso de defecto interior) o exterior (defecto exterior), y ‘ a ’ la longitud de fisura:

$$\sigma(x) = \sum_{j=0}^3 C_j \cdot \left(\frac{x}{a}\right)^j = C_0 + C_1 \cdot \left(\frac{x}{a}\right) + C_2 \cdot \left(\frac{x}{a}\right)^2 + C_3 \cdot \left(\frac{x}{a}\right)^3 \quad (2.121)$$

Los coeficientes C_i del ajuste anterior permiten calcular los factores de intensidad de tensiones (en $ksi \cdot in^{1/2}$) de acuerdo con las fórmulas (2.122) (defecto interno) y (2.123) (defecto externo) donde la longitud de fisura ‘ a ’ se introduce en pulgadas:

$$K_{II} = (1.0359 \cdot C_0 + 0.6322 \cdot C_1 + 0.4753 \cdot C_2 + 0.3855 \cdot C_3) \sqrt{\pi a} \quad (\text{defecto interno}) \quad (2.122)$$

$$K_{II} = (1.043 \cdot C_0 + 0.630 \cdot C_1 + 0.481 \cdot C_2 + 0.401 \cdot C_3) \sqrt{\pi a} \quad (\text{defecto externo}) \quad (2.123)$$

- Los *Code Case* N-629 [70] y N-631 [71]

Uno de los principales avances experimentados desde la elaboración de las curvas ASME es, evidentemente, el descubrimiento de la Curva Patrón y de la Temperatura de Referencia T_0 . A pesar de la eficacia demostrada por esta metodología en la descripción de la tenacidad de los aceros de vasija en la ZTDF, no existe en la actualidad un protocolo que incorpore T_0 plenamente en la evaluación de la Integridad Estructural de

las vasijas. Un primer intento parcial para subsanar estas carencias viene representado por el concepto de Temperatura de Referencia RT_{T_0} . Este parámetro se define en los *Code Case* N-629 [70] y N-631 [71] de acuerdo con la expresión (2.124):

$$RT_{T_0} = T_0 + 35^\circ F (19.4^\circ C) \quad (2.124)$$

La Temperatura RT_{T_0} sustituye a RT_{NDT} en las curvas ASME cuyas expresiones en este caso son, en unidades anglosajonas y del S.I., las fórmulas (2.125) a (2.128):

$$K_{Ic} (ksi \cdot in^{1/2}) = 33.2 + 20.734 e^{0.02[T(^{\circ}F) - T_0(^{\circ}F) - 35]} \quad (2.125)$$

$$K_{IR} (ksi \cdot in^{1/2}) = 26.8 + 12.445 e^{0.0145[T(^{\circ}F) - T_0(^{\circ}F) - 35]} \quad (2.126)$$

$$K_{Ic} (MPa \cdot m^{1/2}) = 36.45 + 22.766 e^{0.036[T(^{\circ}C) - T_0(^{\circ}C) - 19.4]} \quad (2.127)$$

$$K_{IR} (MPa \cdot m^{1/2}) = 29.40 + 13.776 e^{0.0261[T(^{\circ}C) - T_0(^{\circ}C) - 19.4]} \quad (2.128)$$

El valor de $35^\circ F$ que figura en (2.124) aunque presenta cierto grado de arbitrariedad, responde a un compromiso entre la necesidad de implementar el enfoque de la Curva Patrón y la exigencia de ofrecer un análisis conservador. Este margen fue seleccionado, como se justifica en [73], véase la Figura 2.63 [73], imponiendo la condición de que la curva ASME para K_{Ic} basada en RT_{T_0} , (2.125) y (2.127), envuelva inferiormente a la banda de confianza del 5% de la Curva Patrón, (2.49), en la mayor parte de la zona de transición. Esta condición fue impuesta considerando la población experimental de las curvas ASME. Puesto que la formulación de ambas expresiones es diferente, las curvas se cortan. En este caso el punto de corte se produce para $T - T_0 = 115^\circ F (46^\circ C)$. Para valores de temperatura a la izquierda del punto de corte, más del 95% de la población ASME queda recogida por la nueva curva $K_{Ic}(RT_{T_0})$. Para valores a la derecha del punto de corte se da una pequeña población de puntos que no quedan conservadoramente descritos por la nueva curva.

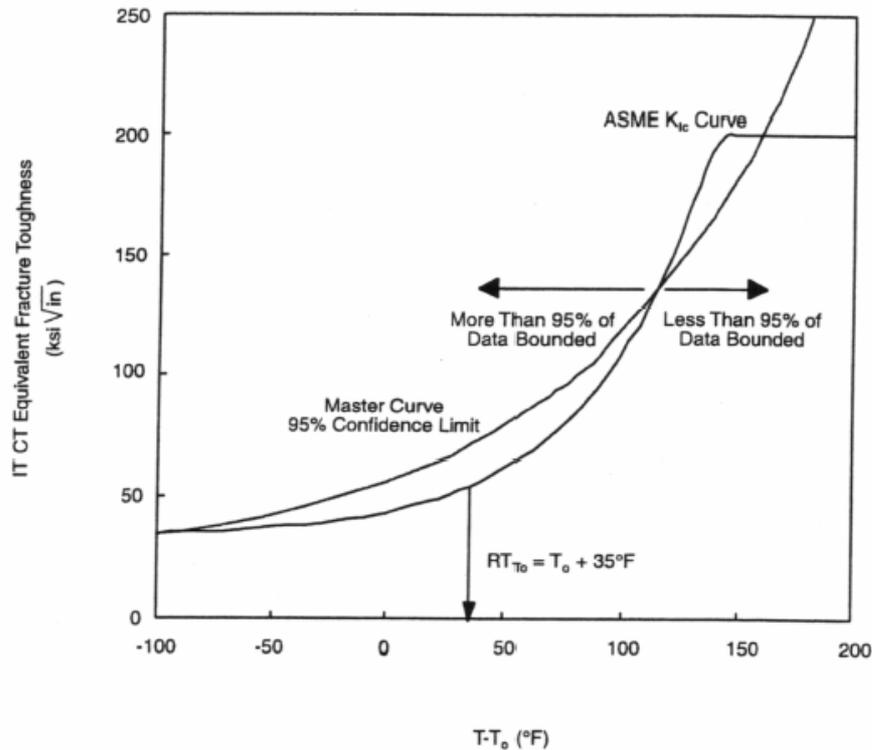


Figura 2.63 Comparación de la curva ASME para K_{Ic} con RT_{T_0} y la banda de confianza del 5% de la Curva Patrón para la población ASME original [73]

Como se desprende de la discusión anterior, el significado físico de RT_{T_0} queda sin definir. Esta solución constituye, en definitiva, una solución de compromiso que sólo parcialmente solventa el problema de la descripción del comportamiento en la ZTDF.

- El *Code Case* N-640 [72]

Una última aportación relevante de los *Code Case* se presenta en el N-640. Aquí se admite la posibilidad de considerar como curva del material para el análisis de Integridad Estructural de la vasija la curva ASME para K_{Ic} , (2.1) y (2.3), en lugar de la curva para K_{IR} , (2.2) y (2.4).

Debe recordarse que la diferencia entre ambas curvas residía en el hecho de que la curva ASME para K_{Ic} , (2.1), constituye una envolvente inferior de valores de tenacidad estática, mientras que la curva K_{IR} , (2.3), incluye, además, valores dinámicos de tenacidad así como de parada de fisura. Parece acertado, por lo tanto, la aportación del

Code Case N-640, en la medida en que la vasija de un reactor nuclear constituye una estructura sometida fundamentalmente a sollicitaciones de naturaleza cuasi-estática.

2.7.1.3 Confección de las curvas $p-T$ según la normativa vigente

En condiciones normales de operación las acciones sobre la vasija, en una región alejada de singularidades geométricas, vienen dadas por la presión interior del fluido refrigerante, p , y por las tensiones debidas a los gradientes térmicos que aparecen ante procesos de calentamiento o enfriamiento. Las denominadas “curvas $p-T$ ” representan, para cada valor de temperatura T (en abscisas), la máxima presión p del fluido (en ordenadas) que puede ser aplicada sin producir, en presencia de un defecto dado, la fractura de la vasija. La Figura 2.64 representa la apariencia general de una típica curva $p-T$. A medida que crece la temperatura, la tenacidad del material también se incrementa en la ZTDF y, consecuentemente, la presión aplicable es mayor. Equivalentemente, dado un valor de presión, es necesario que la temperatura adopte un valor mínimo para evitar el fallo frágil. Por lo tanto, la región por debajo de la curva representa aquellas combinaciones de presión y temperatura que garantizan la seguridad de la vasija desde el punto de vista del fallo frágil.

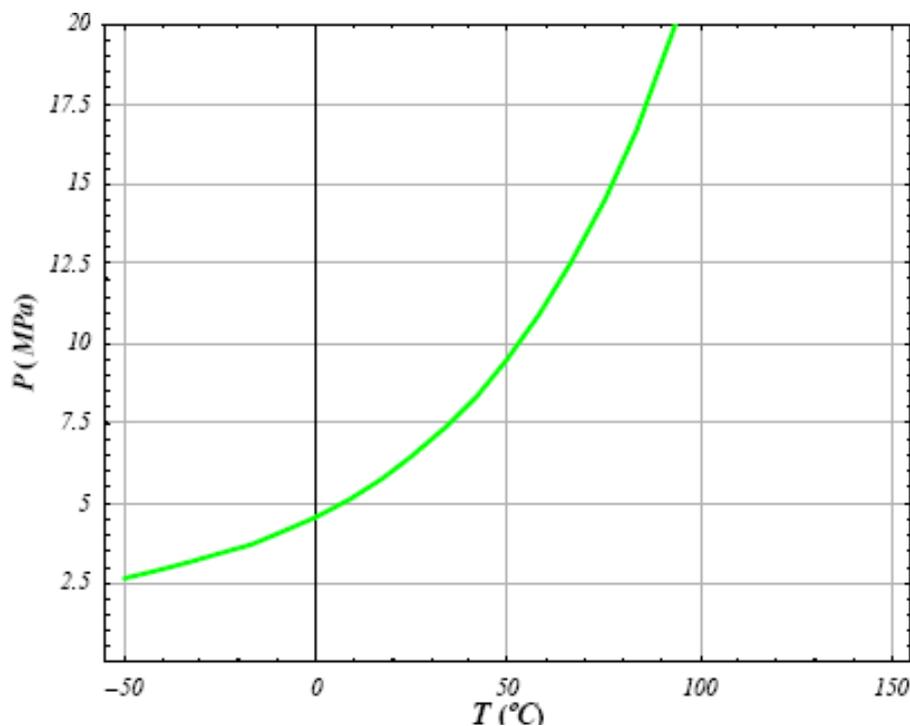


Figura 2.64 Apariencia típica de una curva $p-T$

Las curvas $p-T$ de una vasija determinada pueden confeccionarse a partir de la formulación proporcionada por el Código ASME [48]. La secuencia de su elaboración, que se basa en recorrer los valores de presión obteniendo en cada caso la mínima temperatura exigible, depende de la situación de planta que se esté considerando. Aquí se considerará una situación de operación normal¹⁴, como un calentamiento o enfriamiento de la vasija con una determinada velocidad térmica. El proceso se detalla a continuación:

- I) Para cada valor de presión, p_i (eje de ordenadas), obtener el valor del término de membrana del factor de intensidad de tensiones, K_{im} , empleando las expresiones (2.109) y (2.111) y la Figura 2.60 [48].
- II) Para la velocidad térmica (supuesta inferior a $100^\circ F/h$), calcular el factor de intensidad de tensiones debido a los gradientes térmicos radiales, K_{it} , por medio de la fórmula (2.113) y la Figura 2.61 [48], asumiendo que se satisface el perfil de temperaturas de la Figura 2.62 [48].
- III) Imponer la condición (2.114), $K_{IR}(T) > 2K_{im} + K_{it}$, para determinar el mínimo valor admisible de temperatura, T_i . La pareja (p_i, T_i) constituye un punto de la curva buscada.
- IV) Iterar para otro valor de presión, p_{i+1} .

Esta misma secuencia es aplicable utilizando la formulación del *Code Case* N-588 [69]. De hecho, su implementación en este caso resulta más eficaz, ya que se trata de expresiones analíticas (Tabla 2.3) y no se necesita acudir a la información de las figuras. El diagrama de flujo contenido en la Figura 2.65 resume las formulaciones del Código ASME [48] y del *Code Case* N-588 [69].

¹⁴ Otro caso diferente vendría dado por el estudio hidrostático, empleando para ello la expresión (2.116).

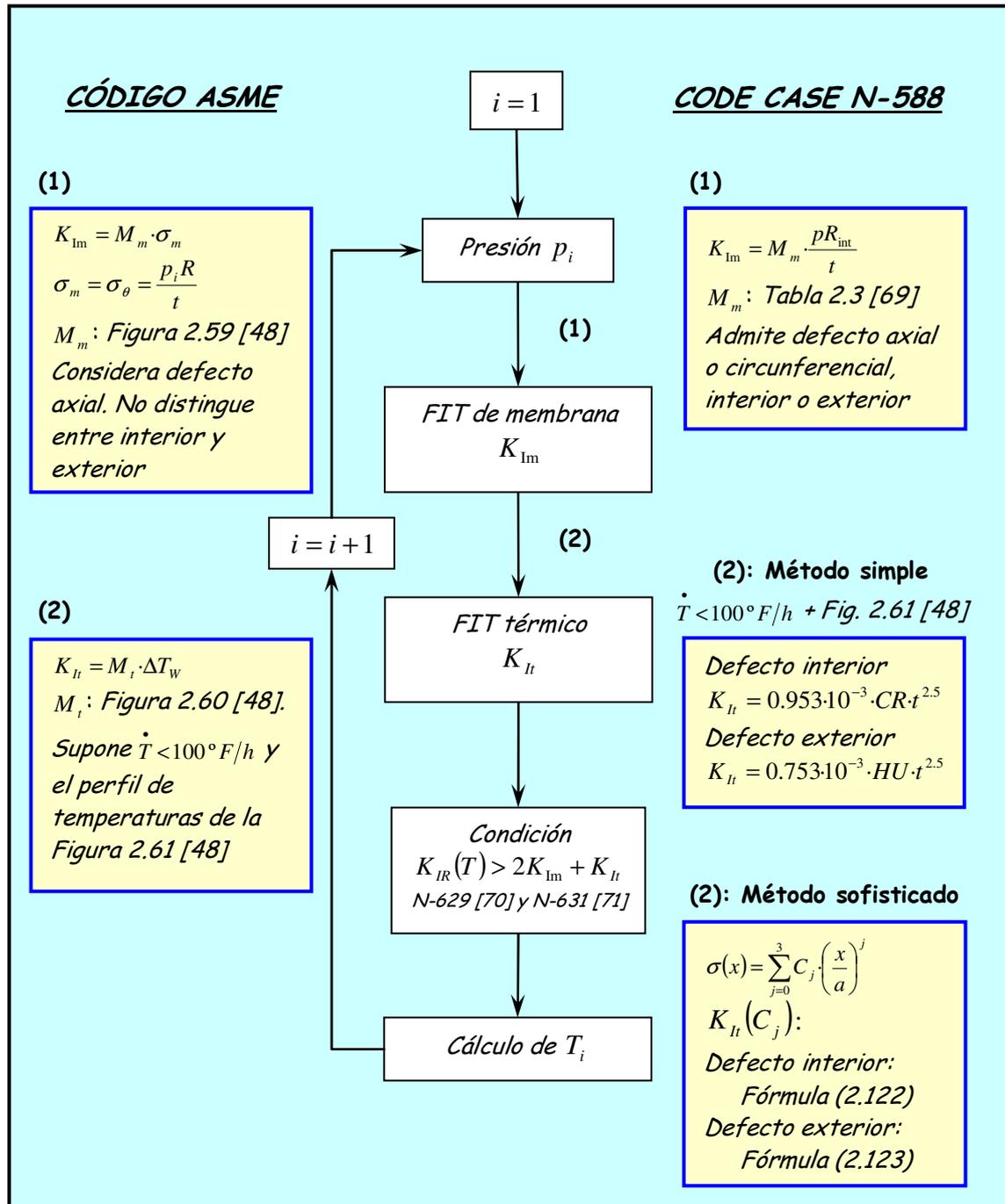


Figura 2.65 Diagrama de flujo para la confección de las curvas $p - T$ según el Código ASME [48] y el Code Case N-588 [69]

2.7.1.4 Limitaciones de la normativa vigente

La estructura de análisis contenida en el Código ASME [2, 48] presenta una serie de carencias reconocidas las cuales, en general, penalizan los resultados de cualquier análisis de Integridad Estructural imponiendo conservadurismos excesivos. La tarea de

los *Code Case* ha sido, precisamente, subsanar, al menos parcialmente, estas limitaciones. Entre ellas cabe mencionar:

- El comportamiento del material en la ZTDF viene descrito por las curvas ASME. Esto supone, en la mayoría de los casos, una descripción extremadamente conservadora de las propiedades en fractura de los aceros de vasija. El parámetro RT_{T_0} propuesto por los *Code Case* N-629 [70] y N-631 [71] solventa sólo parcialmente esta problemática.
- El análisis se fundamenta exclusivamente en la MFEL. En principio, no puede rechazarse la posibilidad de que aparezcan mecanismos plásticos durante el proceso de rotura los cuales, no debieran ser descartados en un análisis riguroso.
- La formulación que proporciona el Código ASME es bastante exigua puesto que, por ejemplo, no distingue entre una fisura dispuesta en la pared interior o exterior de la vasija. Por otra parte, las expresiones para el cálculo del término K_{It} exigen velocidades térmicas inferiores a $100^\circ F/h$ así como un perfil de temperaturas en el espesor dado, Figura 2.62 [48]. Algunos de estas carencias se resuelven por medio de los *Code Case*.

2.7.2 El Procedimiento FITNET de Integridad Estructural

El Procedimiento FITNET (*Fitness for Service Network*) de Integridad Estructural [68] es consecuencia del trabajo desarrollado por la red temática del mismo nombre dentro del programa de desarrollo GROWTH (*Competitive and Sustainable Growth*) de la Comunidad Europea. Esta red temática inicia sus actividades en febrero de 2002 con el objetivo de desarrollar, armonizar y extender el uso de procedimientos *Fitness for Service* (de idoneidad para el servicio) en la evaluación de la influencia que la presencia de defectos, reales o postulados, supone en estructuras y componentes industriales metálicos. Entre los participantes se cuentan más de cuarenta instituciones,

fundamentalmente europeas, incluyendo centros de investigación, grandes compañías y universidades¹⁵. Las actividades de la red FITNET concluyeron en mayo de 2006.

El procedimiento contempla cuatro mecanismos de daño aplicables tanto para estructuras soldadas como sin soldadura: Fractura, Fatiga, Fluencia (*Creep*) y Corrosión. La formulación analítica concreta en cada caso supone un compendio que armoniza las diversas normativas existentes en el ámbito de la Integridad Estructural a nivel internacional, aunque fundamentalmente europeo. Pueden mencionarse, entre otros, los procedimientos británicos R6 [74] y BS7910 [75], la norma europea SINTAP [76] o los códigos de origen norteamericano ASME XI [2] y API 579 [77].

Las herramientas que FITNET proporciona resultan aplicables, en lo que al capítulo de Integridad Estructural se refiere, en cada una de las etapas del ciclo de vida completo de todas las grandes industrias. Así, en [68] se mencionan de forma explícita los ámbitos de la energía nuclear, el sector petroquímico, o la industria aeroespacial, de estructuras *offshore* o de conducciones por tubería soldada. Además, puede utilizarse en cualquiera de las cuatro etapas principales de la vida de un componente: diseño, fabricación (aseguramiento de la calidad), evaluación del componente en servicio y análisis de fallo. Para ello, FITNET contempla instrumentos tanto para el análisis de la iniciación del fallo por fractura como de los mecanismos de crecimiento de fisuras. En el caso de esta tesis interesa la primera de las situaciones puesto que se analiza el fallo frágil de la vasija de un reactor.

La evaluación de Integridad Estructural de un componente arbitrario debe evitar, simultáneamente, que se alcance el fallo por fractura y por colapso plástico. Para ello, el FITNET proporciona dos posibles esquemas de trabajo, los Diagramas de Fallo (*Failure Assessment Diagram*, FAD) y los Diagramas de Fuerza Motriz de Fisuración (*Crack Driving Force Diagram*, CDFD). Tal y como se indica en el propio procedimiento y se demuestra en [78], ambas metodologías obedecen a los mismos principios científicos y ofrecen resultados idénticos; por lo tanto, es decisión del usuario la utilización de una u

¹⁵ Entre ellas, la Universidad de Cantabria, en calidad de líder del Working Package 6, dedicado a las tareas de Adiestramiento y Formación (*Training and Education*).

otra alternativa. Sin embargo, también se advierte de que los FAD permiten realizar las comprobaciones de fractura y de colapso de manera simultánea, mientras que los CDFD exigen de dos análisis separados. En este sentido, los Diagramas de Fallo constituyen herramientas ventajosas desde la perspectiva práctica. Por esta razón, en esta tesis se hará uso de los FAD en los análisis de Integridad Estructural. Como se demuestra en el Apartado 2.7.2.1, la utilización de un FAD proporciona predicciones conservadoras exigiendo únicamente de conocimientos muy rudimentarios sobre Mecánica Estructural y de Fractura por parte del usuario.

Antes de detallar las características concretas del documento FITNET [69] en lo que a los contenidos de esta tesis se refiere (análisis por medio de FAD de la iniciación de la fractura de componentes industriales), Apartado 2.7.2.2, se dedica la siguiente sección a la presentación y justificación teórica de los Diagramas de Fallo.

2.7.2.1 Los Diagramas de Fallo (FAD)

El criterio de rotura contemplado por la Mecánica de Fractura Elástico-Lineal (del tipo de la expresión (2.108) propuesta por el Código ASME [48]) no deja de ser una simplificación aplicable únicamente en materiales frágiles. Una estructura o componente fabricada en un material tenaz puede experimentar, ante una sollicitación de entidad suficiente, un fallo por colapso plástico o, en general, una rotura en la cual la plastificación en el frente de fisura desempeña un papel relevante. El modo de fallo genérico en el caso de materiales tenaces implica, por lo tanto, una interacción entre los mecanismos de fractura y de plastificación en el frente de fisura. Los Diagramas de Fallo constituyen herramientas ingenieriles que permiten evaluar el fallo de componentes fisurados en presencia de plasticidad.

Los FAD, como se mostrará en breve, son representaciones gráficas que relacionan dos variables, ambas adimensionales. La utilización de un FAD precisa, como es evidente, del conocimiento de las propiedades mecánicas y en fractura del material analizado, así como de la formulación de su factor de intensidad de tensiones, K_I . Sin embargo, el FAD en sí, constituye, si se admiten ciertas simplificaciones conservadoras, una representación gráfica universal; esto significa que puede asumirse que su expresión analítica no depende de propiedad alguna del material o de las características

geométricas del componente o probeta analizados. Así por ejemplo, el FITNET proporciona diferentes expresiones para los FAD (este punto se discute en el Apartado 2.7.2.2) que son aplicables a cualquier componente, ofreciendo resultados conservadores.

Este carácter universal así descrito no implica que la expresión analítica en sí sea única: los diferentes procedimientos de Integridad Estructural recogen diferentes fórmulas para el FAD, cada una de ellas dependiente de las hipótesis asumidas para describir los mecanismos de sinergia entre la plasticidad y la fractura. En este apartado se presenta un breve resumen de algunos enfoques que permiten obtener Diagramas de Fallo. La descripción no pretende ser exhaustiva, puesto que este campo de conocimiento sigue desarrollándose en la actualidad, con nuevas propuestas, que se recogen en la bibliografía especializada. Únicamente se ofrece un esbozo que permita entender cabalmente las expresiones que se ofrecen en el documento FITNET [68].

I) El FAD del modelo de Irwin

Una primera aproximación al concepto de Diagrama de Fallo puede obtenerse a partir del modelo clásico de Irwin [79] para el tratamiento de la plasticidad en el fondo de un defecto (puede consultarse la referencia [3] para una exposición detallada). Según este enfoque, la plastificación en el frente conlleva una redistribución de las tensiones que implica, a su vez, un incremento del Factor de Intensidad de Tensiones, dando lugar al llamado “Factor de Intensidad de Tensiones Efectivo”, $K_{I,eff}$. Irwin [79] propuso contabilizar este efecto considerando una fisura de tamaño ligeramente superior a la fisura real, a , dando lugar a la denominada fisura efectiva, a_{eff} , Figura 2.66 [80], cuya longitud es igual a la de la fisura real, a , más una corrección por plasticidad, r_Y , es decir:

$$a_{eff} = a + r_Y \quad (2.129)$$

Según Irwin, la expresión para la corrección r_Y puede relacionarse, para plastificaciones de poca entidad, con el tamaño de la zona plástica que se deduce a partir de la MFEL. Para un material con un límite elástico σ_Y , r_Y puede expresarse de acuerdo con (2.130).

$$r_y = \frac{1}{n\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (2.130)$$

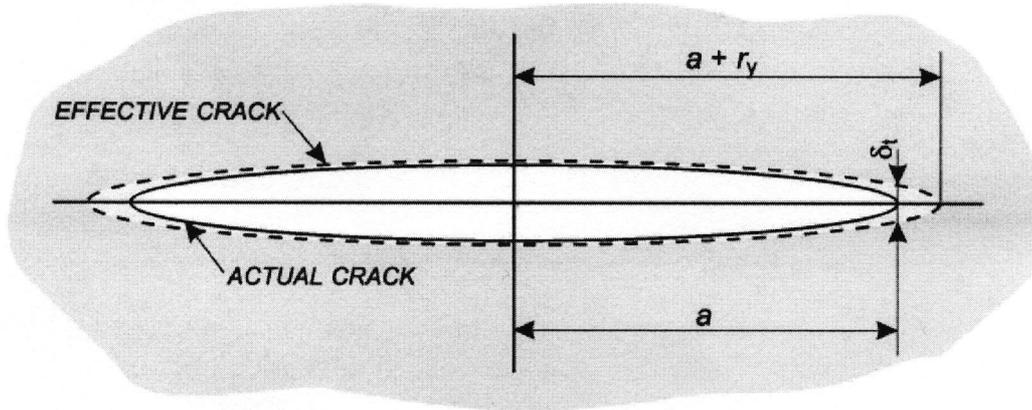


Figura 2.66 Esquema del modelo de Irwin [80]

En dicha expresión debe tomarse $n=2$ en el caso de tensión plana y $n=6$ para deformación plana. Esta fórmula refleja el hecho de que las zonas plásticas que se desarrollan en condiciones de deformación plana son apreciablemente menores que en situación de tensión plana.

Suponiendo que el componente analizado presente una expresión del factor de intensidad de tensiones del tipo $K_I = M(a)\sigma\sqrt{\pi a}$ (donde el término $M(a)$, factor geométrico -que puede depender de la longitud de fisura- representa la influencia de la geometría concreta estudiada sobre K_I), la fórmula para el Factor de Intensidad de Tensiones Efectivo será (2.131).

$$K_{I,eff} = M(a_{eff})\sigma\sqrt{\pi a_{eff}} \quad (2.131)$$

Este parámetro $K_{I,eff}$ representa el equivalente del factor de intensidad de tensiones ordinario en el caso de existir plasticidad. Por lo tanto, $K_{I,eff}$ controla los campos de tensiones y deformaciones en las citadas condiciones. Por su propia definición, es evidente que $K_{I,eff} > K_I$, ya que, para su evaluación se considera una fisura mayor, $a_{eff} > a$.

De acuerdo con este nuevo concepto, la condición de fractura de la MFEL se expresará en este caso como (2.132):

$$K_{I,eff} = K_{Ic} \quad (2.132)$$

Cuando es aplicable una expresión del tipo (2.131), suponiendo un factor geométrico no dependiente de la longitud de fisura, resulta posible obtener una expresión analítica para $K_{I,eff}$, como se demuestra a continuación¹⁶. Así, sustituyendo (2.130) en (2.131), teniendo en cuenta que la expresión para la corrección r_Y debe evaluarse introduciendo $K_{I,eff}$, se llega a (2.133):

$$K_{I,eff} = M\sigma\sqrt{\pi a_{eff}} = M\sigma\sqrt{\pi\left[a + \frac{1}{n\pi}\left(\frac{K_{I,eff}}{\sigma_Y}\right)^2\right]} \quad (2.133)$$

Despejando de la fórmula anterior se llega a la expresión buscada (2.134):

$$K_{I,eff} = \frac{M\sigma\sqrt{\pi a}}{\sqrt{1 - \frac{M^2}{n}\left(\frac{\sigma}{\sigma_Y}\right)^2}} \quad (2.134)$$

Manipulando convenientemente la expresión anterior aplicada al caso crítico $K_{I,eff} = K_{Ic}$, es posible obtener una primera versión de un Diagrama de Fallo, como se demuestra seguidamente.

$$\left. \begin{aligned} K_{I,eff} &= \frac{M\sigma\sqrt{\pi a}}{\sqrt{1 - \frac{M^2}{n}\left(\frac{\sigma}{\sigma_Y}\right)^2}} = K_{Ic} \\ M\sigma\sqrt{\pi a} &= K_I \end{aligned} \right\} \Rightarrow \frac{K_I}{K_{Ic}} = \sqrt{1 - \frac{M^2}{n}\left(\frac{\sigma}{\sigma_Y}\right)^2} \quad (2.135)$$

¹⁶ En caso contrario, en general no resulta posible obtener una expresión analítica, sino que K_{eff} debe calcularse iterativamente para cada longitud de fisura, a .

Denominando a las variables adimensionales que aparecen en (2.135), K_r (Factor Reducido de Intensidad de Tensiones) y L_r (Tensión Reducida), de acuerdo con las expresiones siguientes:

$$K_r = \frac{K_I}{K_{Ic}} \quad (2.136)$$

$$L_r = \frac{\sigma}{\sigma_Y} \quad (2.137)$$

se consigue la expresión del FAD (2.138) de acuerdo el modelo de Irwin para la plastificación en el frente de fisura:

$$K_r = \sqrt{1 - \frac{1}{n} (ML_r)^2} \quad (2.138)$$

La fórmula (2.138) representa las combinaciones de las variables adimensionales L_r y K_r que conducen al fallo por fractura. La Figura 2.67 ofrece una representación del FAD anterior, incluyendo los casos de tensión y deformación plana y asumiendo $M = 1$, (que se corresponde con una fisura centrada en una placa infinita). El diagrama se ha completado con una línea vertical en la abscisa $L_r = 1$, que representa la condición de colapso plástico en una placa infinita, $\sigma = \sigma_Y$.

El modo de utilización del Diagrama de Fallo es sumamente sencillo, lo cual constituye una de sus propiedades más atractivas. Para evaluar la relevancia de una fisura en un componente ante un estado de cargas, deben obtenerse los valores de L_r y K_r , según (2.136) y (2.137), y representar el punto correspondiente sobre el FAD. Si el punto queda en la región interior al FAD, se cumple simultáneamente $K_{I,eff} < K_{Ic}$ y $\sigma < \sigma_Y$, con lo cual la situación se considera segura. Los puntos exteriores al FAD representan, por lo tanto, el espectro de combinaciones de longitud de fisura y carga aplicada que conducen al fallo del componente. Como puede apreciarse, con este procedimiento es posible dar cuenta de la plastificación recurriendo a una formulación propia de la MFEL, puesto que únicamente se necesita evaluar el factor de intensidad de tensiones,

K_I , lo cual es trivial, recurriendo a las soluciones que proporciona la bibliografía especializada.

Diagrama de Fallo de Irwin

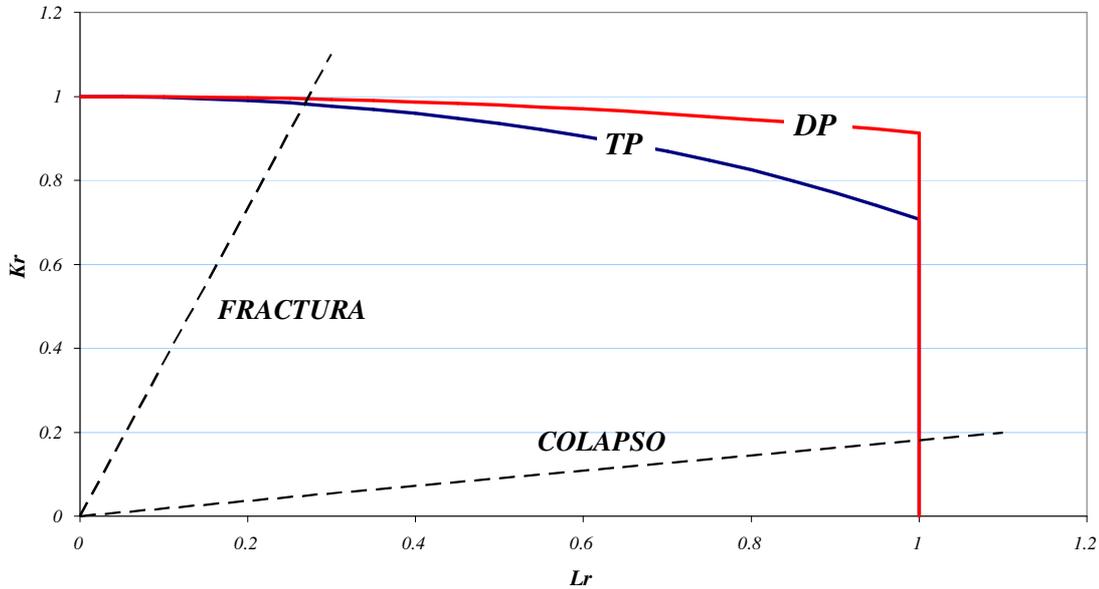


Figura 2.67 Ilustración del FAD de Irwin y de sus principales características

Puede demostrarse sin dificultad que, considerando una fisura estacionaria, los puntos representativos sobre el FAD pertenecen a una recta que pasa por el origen. Así:

$$K_I = M\sigma\sqrt{\pi a} \Rightarrow K_r = \frac{K_I}{K_{Ic}} = \frac{M\sigma\sqrt{\pi a}}{K_{Ic}} \Rightarrow K_r = \left(\frac{M\sigma_Y}{K_{Ic}} \sqrt{\pi a} \right) L_r \quad (2.139)$$

El término entre paréntesis representa la pendiente de la línea mencionada. Como puede apreciarse, dicha pendiente aumenta para valores elevados de la longitud de fisura, límites elásticos importantes y tenacidades reducidas (materiales frágiles con fisuras grandes), mientras que disminuye en caso contrario (materiales tenaces con fisuras reducidas). Por lo tanto, el modo de fallo por colapso plástico se asocia con rectas que presentan una pendiente reducida y el fallo por fractura con pendientes elevadas. Estas características tienen su reflejo en la Figura 2.67.

La inspección de la Figura 2.67 permite apreciar que el FAD de Irwin resulta más restrictivo en condiciones de tensión plana que en deformación plana. Pueden hacerse

varios comentarios al respecto: en primer lugar, debe tenerse en consideración que la propuesta de Irwin cuantifica la influencia de la plasticidad por medio de una fisura efectiva que depende directamente del tamaño de la zona plástica. Es por ello que, necesariamente, el FAD en tensión plana debe resultar más exigente, como refleja la influencia del factor n en la fórmula (2.130). Esta propiedad se da en otros Diagramas de Fallo que hacen uso de hipótesis del mismo tipo.

Por otra parte, en rigor, a la hora de utilizar la fórmula (2.136) debiera emplearse en su denominador la tenacidad correspondiente a las verdaderas condiciones de confinamiento transversal, tensión o deformación plana en los casos extremos. En la práctica, ello no es posible, y las normativas para la obtención de la tenacidad (por ejemplo, [4] para la obtención de K_{Ic}) exigen condiciones de deformación plana. Una posibilidad conservadora para la utilización del Diagrama de Fallo de la Figura 2.67 supone utilizar el FAD más restrictivo, tensión plana, caracterizando el material con su tenacidad en deformación plana.

Finalmente, en la expresión (2.138) se refleja la influencia de la geometría a través del factor M . Una solución de carácter puramente ingenieril para eliminar esta dependencia pasa por adoptar sistemáticamente valores conservadores de M . De esta forma se puede alcanzar un FAD universal en el sentido expuesto en la introducción del Apartado 2.7.2.1.

Debe aclararse que este Diagrama de Fallo basado en el modelo de Irwin no tiene aplicación práctica y que en los procedimientos de Integridad Estructural existentes emplean otros enfoques alternativos (como los que se describen en las secciones b) y c) de este Apartado 2.7.2.1). El hecho de incluir esta sección I), responde principalmente a un interés puramente académico, puesto que, de esta forma, las secciones que siguen se entenderán con mayor claridad.

II) El FAD del modelo *Strip Yield*

Históricamente, se han presentado otros enfoques más sofisticados para la confección de Diagramas de Fallo. Dowling y Tonley [81] y Harrison et al. [82] introdujeron, ya a mediados de los años setenta, un diagrama capaz de aglutinar simultáneamente los criterios de fractura y plasticidad, así como sus sinergias. Este primer FAD fue obtenido

a partir del denominado “Modelo *Strip Yield*”, también conocido como “Modelo Cohesivo”, originalmente propuesto por Dugdale [83] y Barenblatt [84].

El tamaño de la zona plástica se obtiene en este caso superponiendo dos soluciones elásticas sobre una fisura ficticia cuya longitud es la de la fisura real más la de la región plastificada, Figura 2.68 [80]. La condición para obtener su magnitud pasa por imponer la ausencia de singularidad de tensiones en el fondo de esta fisura ficticia.

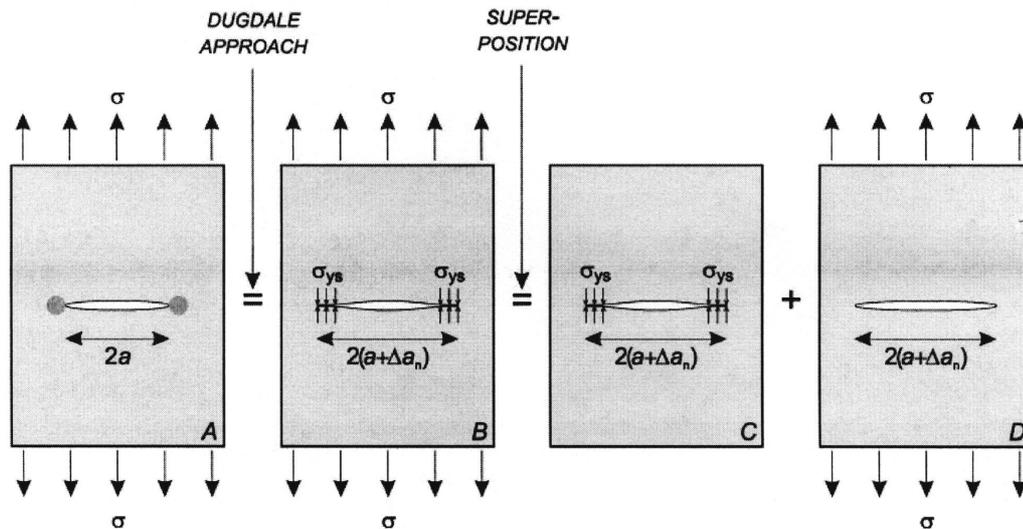


Figura 2.68 Esquema del procedimiento de Dugdale y Barenblatt [80]

La fórmula (2.140)¹⁷ representa el Factor de Intensidad de Tensiones Efectivo, $K_{I,eff}$, propuesto por Burdekin y Stone [85] según el citado modelo.

$$K_{I,eff} = \sigma_Y \sqrt{\pi a} \left\{ \frac{8}{\pi^2} \cdot \ln \left[\sec \left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_Y} \right) \right] \right\}^{1/2} \quad (2.140)$$

Esta expresión fue desarrollada para el caso de una fisura de longitud $2a$ en una placa infinita, sometida a una tensión remota σ en condiciones de tensión plana, siendo σ_Y el límite elástico del material. La condición de fractura, de acuerdo con (2.140) se

¹⁷ Una demostración rigurosa de la misma puede localizarse en la referencia [3].

expresa como $K_{I,eff} = K_{Ic}$ (suponiendo que se trate de un material cuyo fallo en fractura viene correctamente representado por el parámetro de tenacidad K_{Ic}).

Puede comprobarse fácilmente que la expresión (2.140) diverge cuando se alcanza el límite elástico, es decir, $\lim_{\sigma \rightarrow \sigma_y} K_{I,eff} = \infty$. Esta propiedad es coherente con el significado de $K_{I,eff}$, factor efectivo de intensidad de tensiones puesto que el modo de fallo plástico en una placa infinita se da, precisamente, en esas condiciones, $\sigma \rightarrow \sigma_y$. No es por lo tanto necesario incorporar, como en el caso del FAD de Irwin, una línea vertical representativa del fallo plástico.

Expresiones similares a la (2.140) pueden ser obtenidas para cualquier otra geometría a través de un análisis individualizado. No obstante, como se demuestra seguidamente, existe un procedimiento aproximado que permite generalizar el modelo a cualquier geometría permitiendo así, entre otras cosas, confeccionar Diagramas de Fallo universales. El camino para obtener a partir de (2.140) una expresión que resulte independiente de la geometría pasa por eliminar el término que contiene la dependencia respecto de la longitud de fisura¹⁸. Introduciendo la condición de fractura, $K_{I,eff} = K_{Ic}$, y dividiendo en ambos miembros por la expresión del factor de intensidad de tensiones para una placa infinita, $K_I = \sigma\sqrt{\pi a}$ se llega a (2.141):

$$\frac{K_{Ic}}{K_I} = \frac{\sigma_y}{\sigma} \left\{ \frac{8}{\pi^2} \cdot \ln \left[\sec \left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_y} \right) \right] \right\}^{1/2} \quad (2.141)$$

Por otra parte, sustituyendo el límite elástico, σ_y , por la tensión de colapso plástico, σ_c , se consigue un criterio válido para estructuras reales, (2.142). En efecto, el colapso plástico de un componente o estructura traccionados en presencia de una fisura acontece, en primera aproximación, cuando plastifica la sección remanente. De esta

¹⁸ Esta generalización del Modelo Strip Yield no es absolutamente rigurosa para todas las configuraciones, aunque sí una buena aproximación [3].

forma, se cumple que $\sigma_y \cdot A_{neta} = \sigma_c \cdot A$, expresión ésta que da contenido al concepto de “tensión de colapso”, σ_c . Se aprecia de inmediato que la definición de σ_c converge al límite elástico para una placa infinita.

$$\frac{K_{Ic}}{K_I} = \frac{\sigma_c}{\sigma} \left\{ \frac{8}{\pi^2} \cdot \ln \left[\sec \left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_c} \right) \right] \right\}^{1/2} \quad (2.142)$$

A continuación se introducen las siguientes definiciones para las variables adimensionales L_r y K_r , expresiones (2.143) y (2.144) (esencialmente equivalentes a las fórmulas (2.136) y (2.137), incluyendo el término σ_c en la fórmula de L_r), respectivamente:

$$K_r = \frac{K_I}{K_{Ic}} \quad (2.143)$$

$$L_r = \frac{\sigma}{\sigma_c} \quad (2.144)$$

Sustituyendo estas expresiones en (2.142) se llega a la fórmula (2.145), que se corresponde con la definición de un FAD. Se trata de una representación en las variables adimensionales L_r y K_r , aproximadamente independiente de la geometría del componente analizado.

$$K_r = L_r \left\{ \frac{8}{\pi^2} \cdot \ln \left[\sec \left(\frac{\pi}{2} L_r \right) \right] \right\}^{-1/2} \quad (2.145)$$

La Figura 2.69 ofrece una representación del FAD (2.145). El modo de utilización del mismo ya fue expuesto en la sección I) de este apartado. El único matiz es que, en este caso, L_r representa el cociente entre la tensión aplicada y la tensión de colapso, (2.144), aunque, alternativamente, puede definirse en términos de fuerzas axiales o de momentos (los diferentes procedimientos de Integridad Estructural contemplan expresiones adecuadas para operar con esas variables).

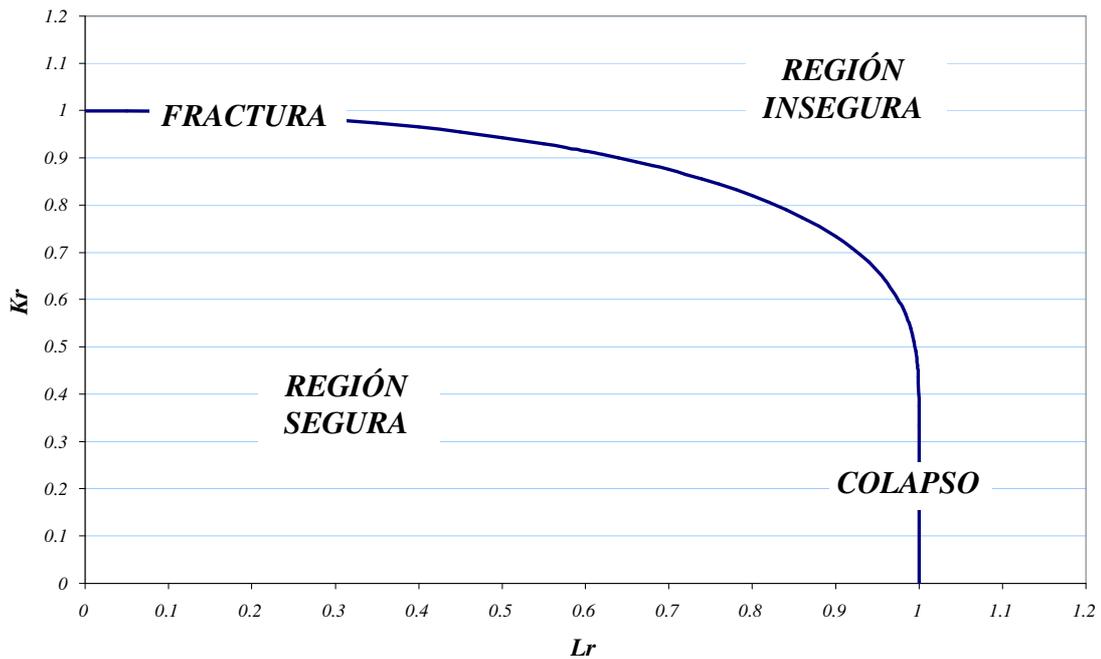


Figura 2.69 Representación de un FAD con sus regiones representativas

La Figura 2.70, por su parte, presenta una comparación de los tres FAD desarrollados en este apartado: los de Irwin, sección I), (en tensión y deformación plana, respectivamente) y el de Burdekin - Stone, basado en el modelo *Strip Yield*. Resulta evidente que este último ofrece predicciones más conservadoras para situaciones en las cuales la plastificación alcanza valores importantes. En efecto, la demostración correspondiente al FAD de Irwin, reproducida en la sección I), se fundamenta en aproximaciones válidas únicamente en las proximidades del ámbito de validez de la MFEL.

Por otra parte, teniendo en cuenta en (2.145) la expresión del desarrollo en serie limitado ($\ln[\sec(x)] \approx x^2/2 + x^4/12$) se demuestra fácilmente que, para tensiones reducidas, $\sigma \ll \sigma_y$, K_r puede expresarse como:

$$K_r = \frac{1}{\sqrt{1 + \frac{\pi^2}{24}(L_r)^2}} \approx \frac{1}{\sqrt{1 + 0.41(L_r)^2}} \tag{2.146}$$

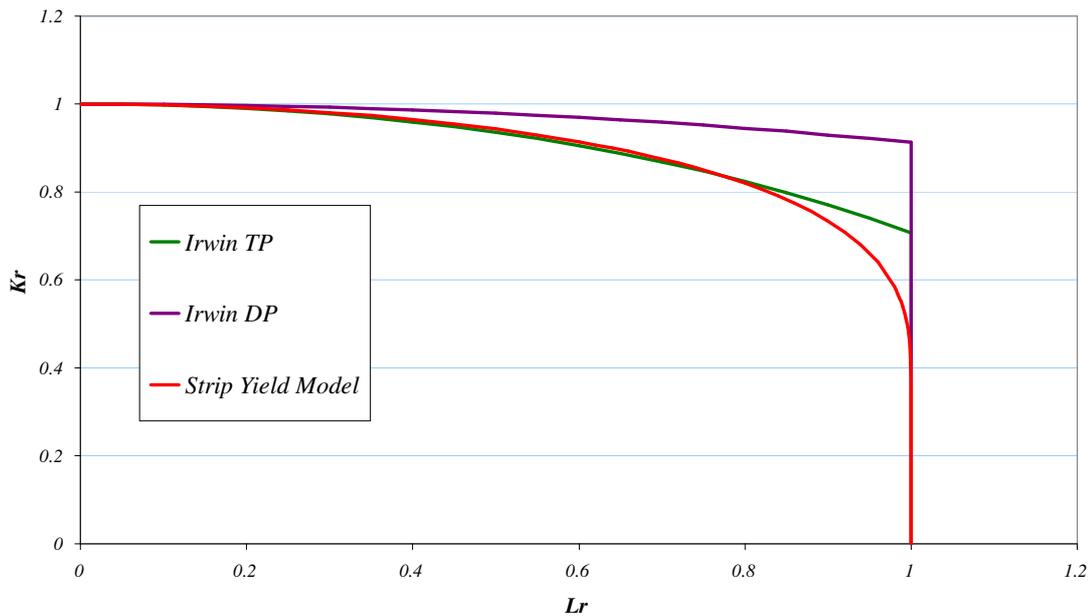


Figura 2.70 Comparativa de los FAD de Irwin y Strip Yield Model

Esta expresión es muy similar a la (2.138) del modelo de Irwin, modificando únicamente el valor numérico de uno de los sumandos del radicando. La Figura 2.70 refleja este hecho, permitiendo apreciar que ambas curvas se confunden para valores pequeños de L_r .

Los dos ejemplos mencionados, Diagramas de Fallo basados en los modelos de Irwin y *Strip Yield*, respectivamente, representan simplificaciones respecto de las expresiones que aparecen en documentos como el FITNET [68] y otros [75-77]. Sin embargo, la fórmula (2.145) es una de las que se recoge en el procedimiento R6 [74]. La Figura 2.71 [86] presenta una comparación entre este FAD y otros obtenidos numéricamente por elementos finitos para diferentes configuraciones y longitudes de fisura (los detalles del análisis pueden consultarse en [87]). Puede observarse que, en la práctica, existe una influencia de la geometría así como de la relación a/W sobre la ecuación de la línea de fallo. De hecho, Chell [87] ha demostrado que no es posible definir una curva de fallo absolutamente universal. Sin embargo, también se observa en la propia figura que esta influencia es reducida y que, además, la curva R6 resulta razonablemente conservadora en relación a las predicciones numéricas. Este hecho viene corroborado por la experiencia [86]: numerosos experimentos han permitido constatar para un gran número de configuraciones experimentales que el Diagrama de Fallo basado en el modelo Strip

Yield ofrece predicciones del lado de la seguridad. En realidad, este hecho resulta absolutamente razonable por cuanto, entre otras cosas, en la obtención de la expresión (2.145) se ha utilizado el límite elástico, σ_y , para la caracterización del material, despreciando, por lo tanto, todas las capacidades de endurecimiento del mismo. La sección III), que se ofrece seguidamente, presenta una metodología alternativa, capaz de incorporar esta propiedad.

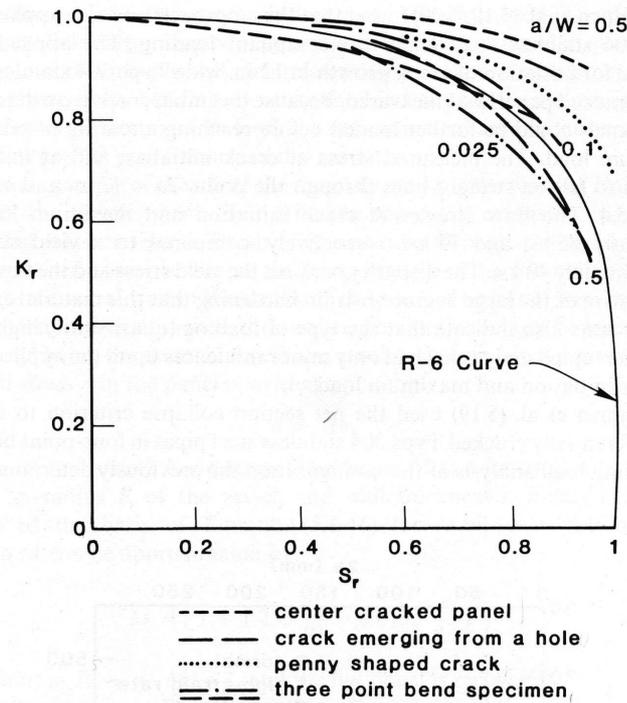


Figura 2.71 Comparación entre el FAD del R6 y diversas predicciones numéricas [86]

III) FAD basados en la Integral J

Puede considerarse un enfoque adicional para la obtención de Diagramas de Fallo, que analiza la situación en el fondo del defecto, plastificado, por medio de la Integral J . Los FAD derivados del modelo de Irwin o del *Strip Yield* presentan algunas limitaciones inherentes. Dos de ellas resultan particularmente reseñables: en primer lugar, como se ha mencionado más arriba, para su definición se ha considerado un material con comportamiento elasto-plástico perfecto, lo cual supone desaprovechar sus posibilidades de endurecimiento, en ocasiones muy relevantes. Por otro lado, las expresiones desarrolladas, por ejemplo (2.145), son estrictamente válidas sólo para geometrías concretas; puesto que además resultan conservadoras, se asumen como

universales, lo cual es asumible, deseable incluso, desde una perspectiva ingenieril. En caso contrario, el usuario de un FAD debería desarrollar expresiones concretas para $K_{I,eff}$ en función de cada geometría, lo cual no resulta ni operativo ni trivial.

Los trabajos desarrollados por Shih [88] y Shih y Hutchinson [89] a mediados de los años 70 proporcionaron herramientas para evaluar el valor de la Integral J sin necesidad de recurrir a sofisticadas herramientas computacionales. Ellos demostraron que, para un material tipo Ramberg-Osgood, J puede expresarse, muy aproximadamente, como la suma de dos términos, uno que representa la parte elástica del proceso, J_e , y otro la parte plástica, J_p , como manifiesta la expresión (2.147):

$$J = J_e + J_p \quad (2.147)$$

El primero sumando, J_e , puede expresarse, de acuerdo con la MFEL, como (2.148), donde a_e representa la longitud efectiva de fisura (para así poder incorporar los efectos de plastificación a pequeña escala), P_0 la carga límite de plastificación basada en el límite elástico y P la carga aplicada. De esta forma, es posible recurrir a las soluciones tabuladas para K_I en el cálculo de J_e .

$$\left. \begin{array}{l} J_e = \frac{K_I^2}{E'} \\ E' = \begin{cases} E & TP \\ E/(1-\nu^2) & DP \end{cases} \\ K_I \propto P \end{array} \right\} \Rightarrow J_e = \tilde{J}_e(a_e) \cdot \left(\frac{P}{P_0} \right) \quad (2.148)$$

El término plástico, J_p , por su parte, puede expresarse de acuerdo con (2.149). Esta expresión es consecuencia del modelo de Il'yushin [86] para describir los campos de tensiones y deformaciones en un cuerpo fisurado plastificado. Como puede apreciarse, en este término se incorpora el exponente de endurecimiento n .

$$J_p = \tilde{J}_p(a,n) \cdot \left(\frac{P}{P_0} \right)^{n+1} \quad (2.149)$$

Lo mismo que en el contexto de la MFEL, la literatura especializada, por ejemplo [3] o [86], proporciona compendios de soluciones de J_p para diversas geometrías básicas. De hecho, resulta habitual encontrar en las revistas especializadas nuevas soluciones para configuraciones no analizadas hasta el momento. De esta manera, la Integral J se convierte en una herramienta de análisis sencilla y atractiva, que no requiere del concurso de sofisticados análisis computacionales para su implementación. En [86] se ofrece una comparación entre los resultados derivados de esta formulación y las predicciones numéricas basadas en Elementos Finitos que permite comprobar el importante nivel de acuerdo entre ambas metodologías.

Sustituyendo (2.148) y (2.149) en (2.147) se llega a la fórmula (2.150) para J :

$$J = J_e + J_p = \tilde{J}_e(a_e) \cdot \left(\frac{P}{P_0}\right) + \tilde{J}_p(a, n) \cdot \left(\frac{P}{P_0}\right)^{n+1} \quad (2.150)$$

La condición de fallo en términos de la Integral J se expresará como $J = J_e + J_p = J_c$. Esta expresión incorpora rigurosamente el efecto de la plasticidad y no se trata, como en los casos vistos con anterioridad, de una aproximación realizada desde la MFEL. Manipulando adecuadamente esta fórmula se llega a:

$$\frac{J_e}{J_e + J_p} = \frac{J_e}{J_c} \Rightarrow \frac{\tilde{J}_e(a_e) \cdot \left(\frac{P}{P_0}\right)^2}{\tilde{J}_e(a_e) \cdot \left(\frac{P}{P_0}\right)^2 + \tilde{J}_p(a, n) \cdot \left(\frac{P}{P_0}\right)^{n+1}} = \frac{J_e}{J_c} \quad (2.151)$$

La relación entre J_e y el factor de intensidad de tensiones, K_I , viene incluida en el conjunto de expresiones (2.148). Análogamente, puede definirse una contrapartida en el régimen elasto-plástico, K_J , como se expresa a continuación:

$$J = \frac{K_J^2}{E'} \quad (2.152)$$

Equivalentemente, cuando se alcanza el fallo, $J = J_c \Rightarrow K_J = K_{Jc}$. Denominando $J_r = J_e/J_c$, $K_r = K_I/K_{Jc}$ (de donde se deduce que $J_r = K_r^2$) y $L_r = P/P_0$, e

introduciendo estas definiciones en la expresión (2.151), ésta puede reformularse como la ecuación de un diagrama de fallo, $K_r = f(L_r)$, tal y como se demuestra seguidamente:

$$J_r = K_r^2 = \frac{\tilde{J}_e(a_e) L_r^2}{\tilde{J}_e(a_e) L_r^2 + \tilde{J}_p(a, n) L_r^{n+1}} \Rightarrow K_r = f(L_r) \quad (2.153)$$

De esta forma, se consigue una expresión general para la definición de Diagramas de Fallo en términos de la Integral J capaz de tener en consideración la influencia de la configuración geométrica del componente analizado así como sus propiedades de endurecimiento. La Figura 2.72 [86] ilustra la influencia del exponente de endurecimiento, n , sobre la línea de fallo, junto con una comparación con el FAD del R6 [74] basado en el modelo *Strip Yield*. Las tres líneas representadas, para $n = 5, 10, 20$ fueron obtenidas para un panel con una fisura centrada y $a/W = 0.5$. Se aprecia claramente que el hecho de considerar las propiedades del endurecimiento del material implica la definición de líneas de fallo menos conservadoras, respecto de aquella propuesta por el R6.

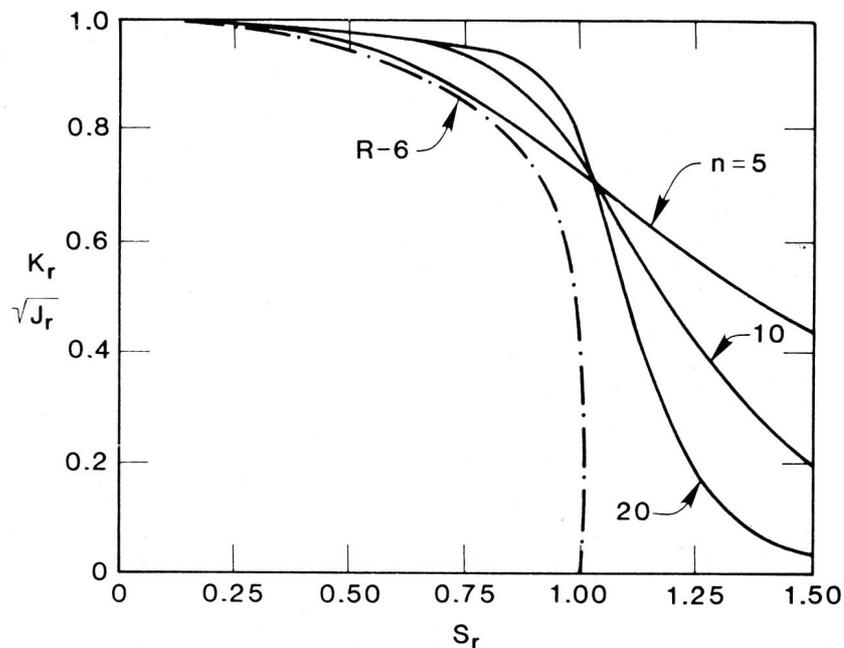


Figura 2.72 Influencia de n y comparación con el FAD del R6 [86]

Por otra parte, la Figura 2.73 y la Figura 2.74 [86], manifiestan, por un lado, la influencia de la configuración experimental y del confinamiento transversal y, por otro, el efecto asociado con la longitud de fisura sobre las líneas de fallo del tipo (2.153). En efecto, en la Figura 2.73 [86] se representan los FAD para dos geometrías (panel con fisura central, CCP, y probeta compacta, CS) en condiciones de tensión plana ($pl.\sigma$) y deformación plana ($pl.\epsilon$), asumiendo $a/W = 0.5$ y $n = 10$. Por su parte, en la Figura 2.74 [86] se recoge el efecto que la variación de la longitud de fisura, a través del cociente a/W , supone en la línea de fallo. En este caso, se han considerado condiciones de deformación plana y $n = 10$.

Todos los efectos aquí detallados son el reflejo de un enfoque más riguroso para la descripción de la interacción entre plasticidad y rotura. En la literatura pueden consultarse aproximaciones diferentes al fenómeno que conducen a otras expresiones para la línea de fallo, como por ejemplo las referencias [90, 91]. Puesto que en esta tesis se pretende utilizar la herramienta FAD a nivel de usuario, no se incluyen aquí más discusiones teóricas al respecto. En el Apartado 2.7.2.2, que se expone a continuación, se presentan las expresiones recogidas en el FITNET incluyendo algunas reflexiones a modo de justificación, las cuales se apoyan en las consideraciones aquí recogidas.

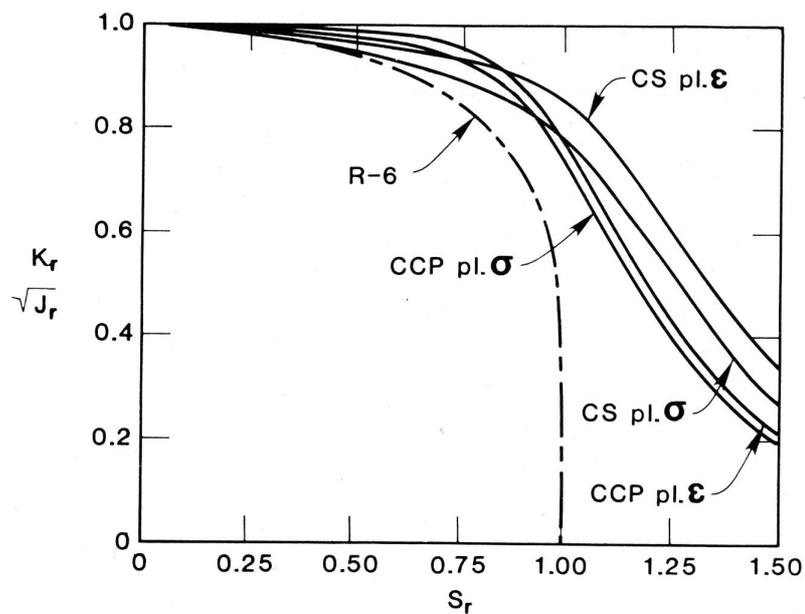


Figura 2.73 Influencia de la configuración experimental y del confinamiento transversal [86]

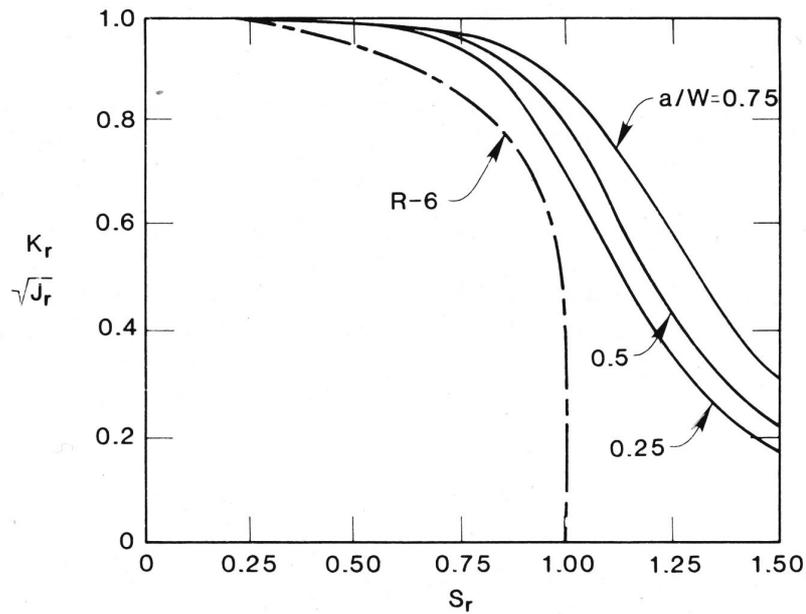


Figura 2.74 Influencia de la longitud de fisura [86]

2.7.2.2 Características del procedimiento FITNET

En este apartado se describen aquellos aspectos del procedimiento FITNET [68] relevantes para el estudio por medio de Diagramas de Fallo de la fractura frágil de la vasija de un reactor, que es el caso de interés en el contexto de esta tesis.

En principio, se contemplan hasta seis opciones de análisis, numeradas del 0 al 5. Con cada una de estas opciones se corresponde una expresión analítica determinada del FAD, $K_r = f(L_r)$. Este abanico de posibilidades es consecuencia de la denominada “filosofía de la jerarquización”. Según este concepto, a grandes rasgos, el usuario puede abordar un ejercicio de Integridad Estructural con información muy exigua, empleando para ello una de las opciones bajas (opción 0 en el caso más extremo) o bien acudir a opciones más elevadas a medida que dispone de información más refinada o que la problemática a enfrentar manifiesta características particularizadas (por ejemplo, el *mismatch*, que puede darse en estructuras soldadas).

Las opciones reducidas presentan algoritmos de trabajo más sencillos pero, como es obvio, ofrecen resultados más conservadores. Por el contrario, a medida que se incrementa el índice de la opción, aumenta la complejidad analítica del estudio a la vez que se reduce el conservadurismo. De esta forma, si un análisis con la opción 0, por

ejemplo, ofrece resultados negativos en un estudio de integridad, el usuario puede abordar un proceso de caracterización más refinado del material para poder optar a otro nivel de análisis superior y así obtener, quizás, una respuesta afirmativa.

En realidad, el esquema anterior supone una simplificación puesto que, como se mostrará seguidamente, algunas de las opciones son ajenas a la filosofía de la jerarquización y están destinadas a problemas específicos como el *mismatch* o la pérdida de confinamiento.

Debe mencionarse que, cuando se habla de calidad de la información, se refiere a las propiedades mecánicas del material, derivadas del ensayo de tracción. En la Tabla 2.4 se presenta un resumen de los ámbitos en que cada una de las seis opciones puede ser aplicada. Asimismo, en la Tabla 2.5 se resume la información precisa para abordar cada opción concreta.

Tabla 2.4 Criterio de selección de las diferentes opciones del FITNET [68]

Opción	Ámbito de aplicación
0	<ul style="list-style-type: none"> - Únicamente cuando se dispone de información muy escasa (véase la Tabla 2.5) sobre las propiedades del material - No permite considerar mismatch
1	<ul style="list-style-type: none"> - Aplicable en general siempre que el mismatch sea inferior al 10% - Cuando se den dos materiales (p.ej., material base y soldadura) en estas condiciones deberán emplearse las propiedades mecánicas del más desfavorable de ellos
2	<ul style="list-style-type: none"> - Tiene en consideración situaciones de Mismatch superior al 10% - Ofrece resultados menos conservadores que los correspondientes de aplicar la Opción 1 (con el más desfavorable de los materiales) sobre todo para $L_r > 0.75$.
3	<ul style="list-style-type: none"> Permite afinar más el cálculo, particularmente cuando $L_r > 0.80$, región correspondiente al fallo por colapso plástico Opcionalmente, puede incorporar los efectos de mismatch
4	<ul style="list-style-type: none"> - Análisis basado en el uso de la Integral J - En general, requiere del concurso de métodos numéricos para determinar la ley que relaciona la Integral J con la carga aplicada - Opcionalmente, puede incorporar los efectos de mismatch
5	<ul style="list-style-type: none"> - Tiene en consideración la pérdida de confinamiento - El FAD se puede modificar de acuerdo con las teorías de la tensión T o del modelo J-Q - Requiere de análisis numérico - Beneficiosa ante fallos por fractura con fisuras poco profundas y sollicitación predominante de tracción. - Permite incorporar el efecto del mismatch

Tabla 2.5 Datos necesarios para cada opción contemplada en el FITNET [68]

Datos necesarios		
Opción	Tracción	Fractura
BÁSICA		
0	<i>Límite elástico (convencional del 0.2% o tensión de fluencia)</i>	<i>Propiedades Charpy</i>
ESTÁNDAR		
1	<i>Límite elástico (convencional del 0.2% o tensión de fluencia) Tensión de rotura</i>	<i>Tenacidad K_{mat} caracterizando la iniciación del fallo frágil o dúctil, obtenida de, al menos, tres ensayos</i>
2	<i>Límite elástico (convencional del 0.2% o tensión de fluencia) Tensión de rotura de cada uno de los dos materiales Carga límite de plastificación en Mismatch</i>	<i>Tenacidad K_{mat} caracterizando la iniciación del fallo frágil o dúctil, obtenida de, al menos, tres ensayos</i>
3	<i>Curvas tensión deformación completas de cada uno de los materiales</i>	
AVANZADAS		
4	<i>Curvas tensión deformación completas de cada uno de los materiales</i>	
5	<i>Curvas tensión deformación completas de cada uno de los materiales</i>	

Como puede apreciarse, las seis opciones de cálculo se agrupan en tres familias: básica, estándar y avanzada. En el propio procedimiento se recogen las definiciones precisas acerca de las propiedades mecánicas y en fractura de los materiales. En el procedimiento FITNET la tenacidad a fractura del material se denomina, de manera genérica, K_{mat} , si bien, en cada contexto, este término puede representar conceptos diferentes (K_{Ic} , K_{Jc} , etc...).

En las secciones que siguen dentro de este epígrafe 2.7.2.2, 0, II) y III), se describen las particularidades de la caracterización en fractura de los materiales según el procedimiento FITNET, las estrategias a seguir en caso de información insuficiente, y las expresiones de los Diagramas de Fallo, respectivamente. En este último caso, para un entendimiento cabal de la formulación, serán de utilidad las consideraciones contempladas en el Apartado 2.7.2.1.

I) Caracterización en fractura del material [68]

Tal y como se recoge en el propio documento, en el caso de un análisis de iniciación del fallo, tanto si éste es frágil como si es dúctil, la tenacidad viene representada por un único valor característico. En el primero de los casos, como se ha enfatizado en esta tesis, la tenacidad suele manifestar una gran dispersión así como una dependencia respecto del tamaño de la probeta y condiciones de confinamiento. Por otra parte, el desgarro dúctil viene caracterizado no ya por un único parámetro sino por una curva de resistencia a la fractura.

Para caracterizar los procesos de fractura frágil en la ZTDF, FITNET recomienda la utilización del método de la Curva Patrón y el procedimiento de estimación de Máxima Verosimilitud, MML (véase el Apartado 2.4 de esta tesis, en particular el 2.4.5). El desarrollo analítico concreto, que es muy similar al recogido por el procedimiento SINTAP [76] o por la referencia [92], contempla tres etapas diferenciadas de análisis, que se resumen seguidamente¹⁹.

La primera etapa coincide, salvo detalles, con el procedimiento estándar para la obtención de T_0 [25]. La segunda etapa se introduce para eliminar influencias poco conservadoras en el valor de T_0 debidas a valores excesivos de tenacidad K_{Jc} . Se incluye, además, una tercera etapa fundamentalmente diseñada para detectar inhomogeneidades en el material. En este sentido, esta etapa contempla la incorporación de un factor de seguridad adicional.

El procedimiento recomienda utilizar las tres etapas cuando el número de ensayos disponible para la caracterización en fractura del material está comprendido entre tres y nueve o, en general, cuando se sospecha la presencia de heterogeneidades. En el resto de casos, las dos primeras etapas resultan suficientes para una descripción conservadora. A continuación se resumen los detalles de cada etapa.

¹⁹ En principio, se ha respetado la notación presente en [68]. Sin embargo, ocasionalmente, se ha modificado ésta para mejorar la claridad expositiva.

- Etapa 1: Estimación normal por MML (*Normal MML*)

La metodología que aquí se expone coincide prácticamente con el procedimiento convencional de obtención de T_0 según se recoge en la norma ASTM [25]. La única diferencia radica en que el proceso de censura se realiza para aquellos valores de tenacidad K_{Jc} que superan el límite $K_{Jc(cen)}$ que se recoge en la expresión (2.154). En ella, R_e representa el límite elástico del material (ya sea el límite convencional o la tensión de fluencia).

$$K_{Jc(cen)} = \left(\frac{Eb_0R_e}{30} \right) \quad (2.154)$$

Como puede apreciarse, esta condición difiere ligeramente de la que se incluye en la norma actual de ensayo [25], fórmula (2.57), al no incorporar en el denominador el término $(1-\nu^2)$. La expresión (2.147) se corresponde con la que se recoge en las versiones de la norma de ensayo ASTM E 1921 previas al año 2002. El valor de Temperatura de Referencia así obtenido será denominado $T_{0(1)}$. La Figura 2.75 [68] ilustra el procedimiento correspondiente a la Etapa 1.

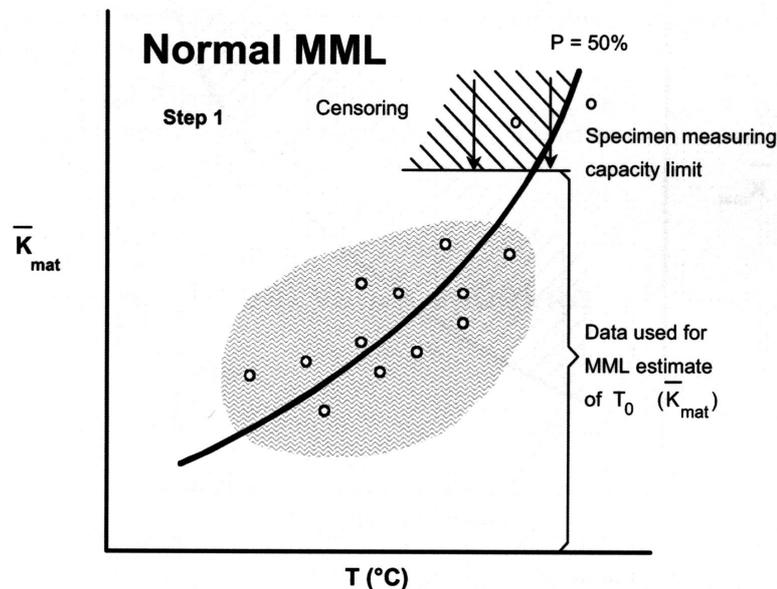


Figura 2.75 Proceso de obtención de $T_{0(1)}$ [68]

- Etapa 2: Estimación de la Cola Inferior por MML (*Lower Tail MML*)

Comprende los tres pasos que se describen a continuación y que se representan en la Figura 2.76 [68]:

- a) Considerando únicamente los valores no censurados en la Etapa 1, censurar todos aquellos resultados de tenacidad $K_{Jc,i}$ por encima de la curva correspondiente a la mediana de tenacidades; es decir, aplicar el proceso de censura de forma que si $K_{Jc,i} > K_{CENS}(T_i) \Rightarrow K_{Jc,i} = K_{CENS}(T_i)$, siendo:

$$K_{CENS} = 30 + 70 \cdot e^{0.019(T_i - T_{0(1)})} \quad (2.155)$$

- b) Con esta familia de datos así censurada, calcular un nuevo valor de Temperatura de Referencia, denominada, provisionalmente, $T_{0(2) prov}$.
- c) Comparar $T_{0(2) prov}$ con $T_{0(1)}$. Si $T_{0(2) prov} \leq T_{0(1)}$, denominar $T_{0(2) prov} = T_{0(2)}$. En caso contrario repetir el ejercicio empleando $T_{0(2) prov}$ en (2.148) como nueva condición de censura de datos e iterar hasta alcanzar un valor constante, que será denominado $T_{0(2)}$.

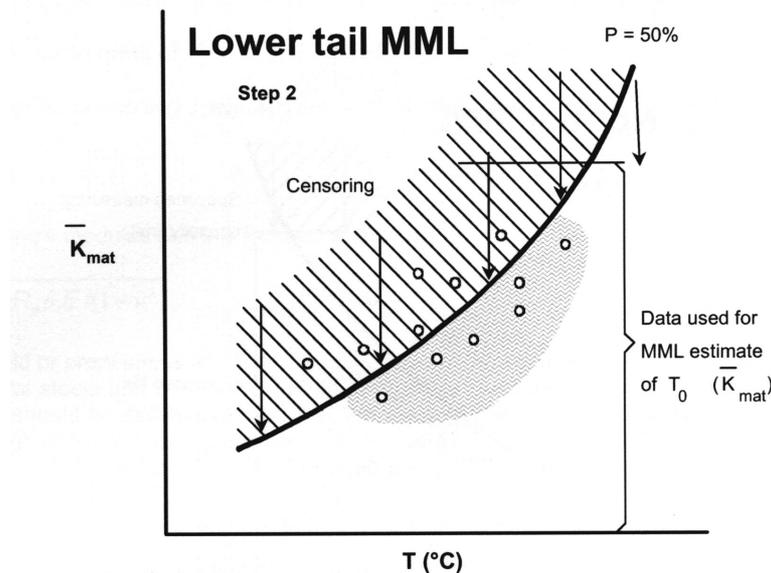


Figura 2.76 Proceso de obtención de $T_{0(2)}$ [68]

- Etapa 3: Estimación del Valor Mínimo (*Minimum Value Estimate*)

Se aplica cuando el número de ensayos es inferior a diez. Nuevamente, deben seguirse tres pasos, véase la Figura 2.77 [68]:

- a) Calcular $T_{0(\max)}$ definido como el valor máximo de Temperatura de Referencia obtenido a partir de cada uno de los ensayos individuales, considerando únicamente aquellos no censurados en la Etapa 1. Es decir, siendo N el número total de ensayos, aplicar (2.156) para cada ensayo $K_{Jc,i}$ realizado a una temperatura T_i .

$$T_{0(\max)} = \max \left\{ T_i - \frac{1}{0.019} \ln \left[\frac{(K_{Jc,i} - 20) \left(\frac{N}{\ln 2} \right)^{1/4} - 11}{77} \right] \right\} \quad (2.156)$$

- b) Comparar $T_{0(\max)}$ y $T_{0(2)}$. Si $T_{0(\max)} > T_{0(2)} + 8^\circ C$ debe considerarse que la muestra es heterogénea y, en tal caso, deberá tomarse $T_{0(\max)}$ como Temperatura de Referencia del material. Si no, tomar $T_{0(2)}$ como valor representativo.
- c) Calcular $T_{0(3)}$, definido de acuerdo con la ecuación (2.157), en la cual se incluye un pequeño margen de seguridad que depende del número de ensayos no censurados en la Etapa 1, r .

$$T_{0(3)} = T_{0(\max)} + \frac{14}{\sqrt{r}} \quad (2.157)$$

De acuerdo con lo dicho, cuando se dispone de, al menos, diez ensayos, el material viene representado por la Temperatura de Referencia $T_{0(2)}$. En caso contrario si la muestra es heterogénea, es $T_{0(3)}$ quien describe el comportamiento del material en la ZTDF.

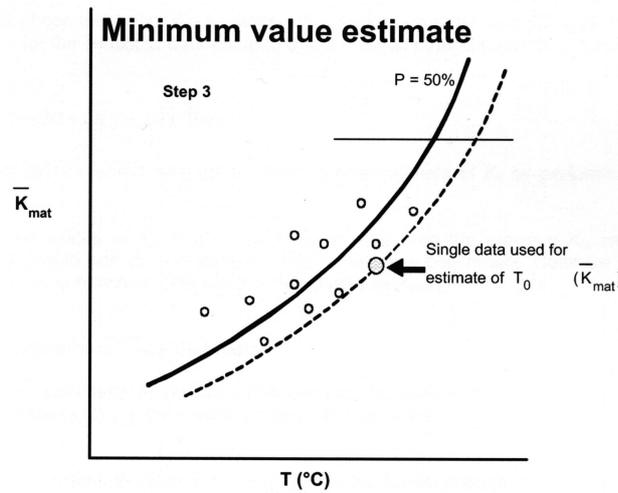


Figura 2.77 Proceso de obtención de $T_{0(max)}$ [68]

II) Información insuficiente sobre las propiedades del material

En ocasiones, la información acerca de las propiedades en fractura del material en la ZTDF puede resultar sumamente exigua. En esos casos, el usuario del procedimiento FITNET puede recurrir a correlaciones conservadoras que le permitan realizar los cálculos de Integridad Estructural. En los párrafos que siguen se describen algunas de estas situaciones.

En la Tabla 2.4 y en la Tabla 2.5 se recogen, respectivamente, los ámbitos de trabajo adecuados para cada una de las opciones de análisis disponibles, así como la información requerida en cada caso. Allí puede apreciarse que, para la Opción 0, es suficiente con disponer de la información Charpy del material para estimar su tenacidad. FITNET presenta dos expresiones para evaluar conservadoramente la Temperatura de Referencia T_0 (aquí denominada $T_{100 MPa\sqrt{m}}$) a partir del valor T_{27J} (que representa la temperatura para la cual la temperatura absorbida en el ensayo de impacto Charpy es de 27 J). La primera de las fórmulas, (2.158), no incluye margen de confianza alguno en tanto que la segunda, (2.159), considera un límite de confianza de 15 °C .

$$T_{100 MPa\sqrt{m}} = T_{27J} - 18 °C \quad (2.158)$$

$$T_{100\text{ MPa}\sqrt{m}} = T_{27J} - 3^{\circ}\text{C} \quad (2.159)$$

De esta forma, la tenacidad del material en la Región de Transición, K_{mat} , de acuerdo con el concepto de Curva Patrón, considerando la estimación conservadora (2.159), aplicando la ecuación (2.48) incorporando la corrección por espesor, y para una probabilidad de fallo P_f , se corresponde con la fórmula (2.160):

$$K_{mat} = 20 + [\ln(1 - P_f)]^{0.25} \left[11 + 77 \cdot e^{0.019 \cdot (T - T_{27J} + 3^{\circ}\text{C})} \right] \left(\frac{25}{B} \right)^{0.25} \quad (2.160)$$

Cuando se dispone de información incompleta sobre el comportamiento Charpy, de forma que se desconoce incluso el valor T_{27J} , éste puede obtenerse también conservadoramente a partir de la fórmula (2.161).

$$T_{27J} = T_{Cv} - \frac{C}{4} \cdot \ln \frac{C_v(USE - 27J)}{27J(USE - C_v)} \quad (2.161)$$

En la fórmula anterior, T_{Cv} representa la temperatura para la cual se dispone de la energía de impacto Charpy C_v y C una constante (con unidades de temperatura en $^{\circ}\text{C}$) que depende del límite elástico del material, σ_Y , y de la energía correspondiente a la región *Upper Shelf*, USE , aproximadamente según (2.162):

$$C \approx 34^{\circ}\text{C} + \frac{\sigma_Y}{35.1} - \frac{USE}{14.3} \quad (2.162)$$

Cuando no se conoce el resultado de energía USE , deberá estimarse como el doble del máximo valor de energía registrado y, cuando se conocen, para n ensayos, los resultados de energía absorbida, C_{vi} , y de porcentaje de apariencia frágil en la superficie de fractura, SFA_i , aplicar la fórmula aproximada (2.163).

$$USE \approx 100 \cdot \frac{\sum_{i=1}^n \frac{C_{vi}}{SFA_i}}{N} \quad (2.163)$$

Finalmente, T_{27J} puede estimarse a partir del valor USE , de la temperatura a partir de la cual comienza la Región *Upper Shelf*, T_{US} , y de la constante C , definida en (2.155), empleando para ello la ecuación (2.164):

$$T_{27J} = T_{US} - \frac{1}{4} \cdot \ln \left[\frac{19 \cdot (USE - 27)}{27} \right] \quad (2.164)$$

III) Expresiones para los Diagramas de Fallo

Una vez que las propiedades mecánicas y en fractura del material han quedado determinadas, ya sea de manera directa o mediante las aproximaciones comentadas en la sección anterior, sólo resta definir el FAD que permite practicar cualquier análisis de Integridad Estructural. Nuevamente, en [68] se contemplan diversas opciones: como ya se ha comentado, la definición del Diagrama de Fallo es jerarquizada, atendiendo principalmente a las características del ensayo de tracción del material analizado, en particular, al hecho de que éste manifieste o no escalón de cedencia. De este modo, en el procedimiento FITNET se incluyen los dos grupos de expresiones que se recogen a continuación. En la Tabla 2.6 y en la Tabla 2.7 se resumen, respectivamente, las expresiones para la línea de fallo, $K_r = f(L_r)$, contempladas en [68] para el caso de material con escalón de cedencia y sin él, respectivamente, en función del valor de L_r . Se incluyen, además, algunas definiciones necesarias para la adecuada construcción de los FAD. El significado de algunos términos que figuran en ambas tablas se aclara a continuación:

E : Módulo de elasticidad en MPa

N : Coeficiente de endurecimiento por deformación ($0 < N < 1$)

R_{eH} : Límite elástico superior

R_p : Límite elástico convencional del 0.2% (*Proof Strength*)

R_m : Resistencia a tracción en MPa

R_e : R_p o $0.95 \cdot R_{eH}$ dependiendo del material

Tabla 2.6 Expresiones para el FAD en materiales con escalón de cedencia [68]

Rango de L_r	Definiciones	$K_r = f(L_r)$
$L_r < 1$		$f(L_r) = [1 + 0.5(L_r)^2]^{-1/2}$
$L_r = 1$	$\lambda = 1 + \frac{E \cdot \Delta \varepsilon}{R_{eH}}$ $\Delta \varepsilon = 0.0375 \left(1 - \frac{R_{eH}}{1000} \right)$	$f(1) = \left(\lambda + \frac{1}{2\lambda} \right)^{-1/2}$
$1 < L_r \leq L_r^{\max}$	$L_r^{\max} = 0.5 \cdot \left(1 + \frac{R_m}{R_e} \right)$ $N = 0.3 \cdot \left[1 - \frac{R_e}{R_m} \right]$	$f(L_r) = f(1) \cdot (L_r)^{\frac{N-1}{2N}}$
$L_r > L_r^{\max}$		$f(L_r) = 0$

Tabla 2.7 Expresiones para el FAD en materiales sin escalón de cedencia [68]

Rango de L_r	Definiciones	$K_r = f(L_r)$
$L_r \leq 1$	$\mu = \min \left[0.001 \frac{E}{R_p}; 0.6 \right]$	$f(L_r) = [1 + 0.5(L_r)^2]^{-1/2} [0.3 + 0.7 \cdot e^{-\mu \cdot L_r^6}]$
$1 \leq L_r \leq L_r^{\max}$	$L_r^{\max} = 0.5 \cdot \left(1 + \frac{R_m}{R_e} \right)$ $N = 0.3 \cdot \left[1 - \frac{R_e}{R_m} \right]$	$f(L_r) = f(1) \cdot (L_r)^{\frac{N-1}{2N}}$
$L_r > L_r^{\max}$		$f(L_r) = 0$

La Figura 2.78 permite comparar entre los FAD de un material hipotético (cuyas propiedades mecánicas se recogen en la propia figura) suponiendo endurecimiento continuo o escalón de cedencia.

La expresión recogida en la Tabla 2.6 para el caso de un material con escalón de cedencia, $f(L_r) = [1 + 0.5(L_r)^2]^{-1/2}$, siendo $L_r \leq 1$, es idéntica, salvo constantes, a la correspondiente al modelo *Strip Yield*, (2.146), cuando $\sigma \ll \sigma_y$. Esta situación es representativa del comportamiento de materiales con endurecimiento discontinuo antes de alcanzar el límite elástico en el ligamento resistente. Como se mencionó en el Apartado 2.7.2.1, esta definición de la línea de fallo resulta conservadora. Cuando el endurecimiento es continuo, la expresión de la línea de fallo incorpora un factor de corrección quedando $f(L_r) = [1 + 0.5(L_r)^2]^{-1/2} [0.3 + 0.7 \cdot e^{-\mu \cdot L_r^6}]$. En la referencia [78] se

justifica la presencia de este término como consecuencia de los resultados experimentales disponibles. El segundo factor representa la disminución que se produce en la región de seguridad del FAD como consecuencia de que el material abandona su comportamiento lineal. La influencia de este efecto puede apreciarse en la Figura 2.72.

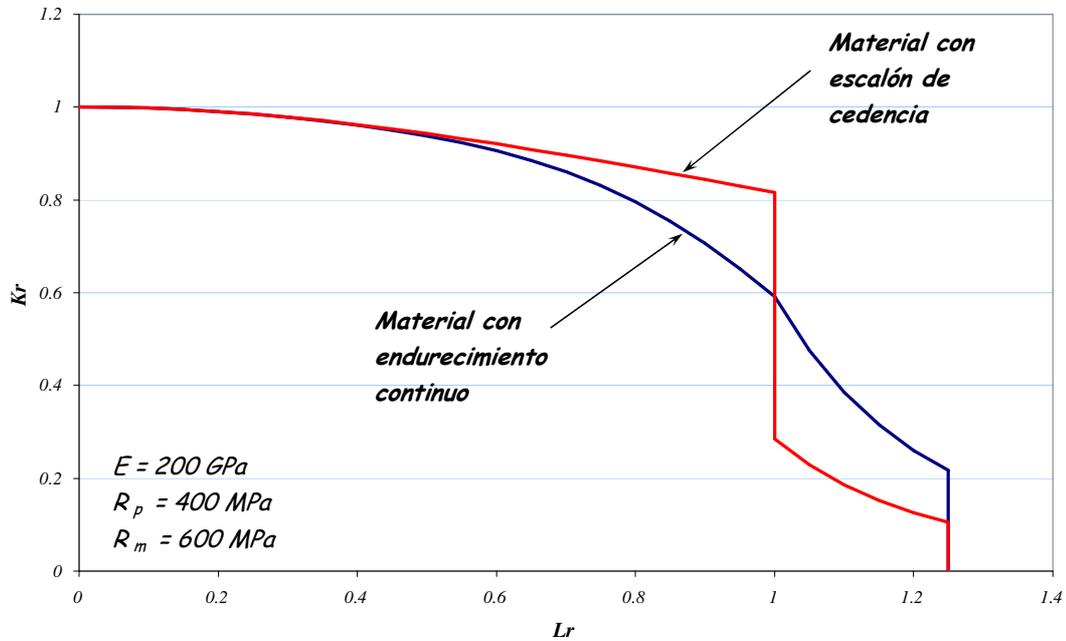


Figura 2.78 Representación de las expresiones del FAD recogidas en el FITNET

Además, en la Tabla 2.6 y en la Tabla 2.7 se observa que los Diagramas de Fallo se extienden hasta el valor $L_r = L_r^{\max}$, siendo $L_r^{\max} > 1$. Como puede comprobarse a partir de la definición de L_r^{\max} , ese punto se alcanza cuando el material está sometido a la denominada “Tensión de Flujo” (*Flow Stress*), R_F , que se define de acuerdo con (2.165). Este término supone una solución de compromiso para cuantificar la capacidad de endurecimiento del material (en el caso de la Figura 2.75, $L_r^{\max} = 1.25$).

$$R_F = \frac{R_e + R_m}{2} \quad (2.165)$$

Por otra parte, las fórmulas para $f(L_r)$, cuando $L_r > 1$, también pueden justificarse adecuadamente. En este ámbito, el comportamiento en fractura debe describirse por medio del valor crítico de la Integral J , J_c (este punto ya fue tratado en la sección III)

del Apartado 2.7.2.1); Aquí, sin embargo, debe adoptarse una solución híbrida entre el enfoque de la Integral J y el que se basa en el modelo *Strip Yield*, que es el que se ha asumido para $L_r \leq 1$. A continuación se desarrolla el procedimiento que permite conectar ambas soluciones dando lugar a una línea de fallo continua.

Para una sollicitación J arbitraria (no necesariamente crítica), la línea $K_r = f(L_r)$, que ya no representa la situación de rotura, sino la que se corresponde con la sollicitación J , se define de acuerdo con (2.166):

$$K_r = f(L_r) = \frac{K_I}{K_J} = \left(\frac{J_e}{J} \right)^{1/2} \quad (2.166)$$

Cuando la sollicitación plastifica la sección resistente (considerando $\sigma = \sigma_Y$ en dicha plastificación), $P = P_0 \Rightarrow J = J_0$, y puede admitirse la relación (2.167), en la cual se ha despreciado la componente elástica de J .

$$\frac{J}{J_0} \approx \frac{J_p}{J_0} = \left(\frac{P}{P_0} \right)^{n+1} = (L_r)^{n+1} \quad (2.167)$$

Por lo tanto, se deduce que $J = J_0 \cdot (L_r)^{n+1}$. Sustituyendo esta expresión en (2.166) junto con la relación $J_e = K_I^2/E'$ se llega a la fórmula (2.168):

$$K_r = \left(\frac{K_I^2}{E' \cdot J_0} \right)^{1/2} (L_r)^{\frac{-(1+n)}{2}} \quad (2.168)$$

Particularizando esta expresión para $L_r = 1$ se llega a la relación (2.169):

$$K_r(L_r = 1) = \left(\frac{K_0^2}{E' \cdot J_0} \right)^{1/2} \Rightarrow J_0 = \frac{K_0^2}{E' \cdot [K_r(L_r = 1)]^2} \quad (2.169)$$

Por lo tanto, sustituyendo (2.169) en (2.168), teniendo en consideración que $K_I/K_0 = P/P_0$, se consigue la relación buscada que permite conectar las expresiones correspondientes a los dos regímenes de comportamiento descritos, ecuación (2.170):

$$K_r = \left\{ \frac{K_I^2}{E' \frac{K_0^2}{E' [K_r(L_r=1)]^2}} \right\} (L_r)^{\frac{(1+n)}{2}} \Rightarrow K_r = [K_r(L_r=1)] (L_r)^{\frac{1-n}{2}} \quad (2.170)$$

Esta fórmula es exactamente análoga a la que aparece en la Tabla 2.6 y en la Tabla 2.7, $f(L_r) = f(1)(L_r)^{\frac{N-1}{2N}}$ y la única diferencia radica en la definición del exponente de endurecimiento. En el procedimiento FITNET, N se define como la pendiente de la parte plástica de la curva de tracción (ϵ_p, σ) cuando se representa en escala logarítmica. De ello se deduce que la expresión que da contenido a N es la conocida fórmula de Hollomon (2.171):

$$\sigma = K \cdot (\epsilon_p)^N \quad (2.171)$$

Sin embargo, como se mencionó en el Apartado 2.4.1, el exponente n allí considerado satisface la ecuación correspondiente a los materiales tipo Ramberg-Osgood [3], que se definen de la siguiente manera:

$$\frac{\epsilon}{\epsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad (2.170)$$

donde σ_0 representa una tensión de referencia arbitraria (que se toma, habitualmente igual al límite elástico) y $\epsilon_0 = \sigma_0/E$. Por lo tanto, despejando puede ponerse:

$$\epsilon_p = \frac{\alpha}{E(\sigma_0)^{n-1}} \sigma^n \Rightarrow \sigma = C \cdot (\epsilon_p)^{1/n} \quad (2.171)$$

Comparando (2.169) y (2.171) se aprecia nítidamente que $1/n = N$. De este modo, la fórmula (2.168) aquí deducida es completamente equivalente a la presentada en el FITNET.

En conclusión, los razonamientos aquí presentados ilustran las expresiones manejadas por el procedimiento FITNET, justificando razonadamente su origen, validez y modo de empleo.

IV) Análisis de Integridad Estructural

En una situación general, un componente puede verse solicitado tanto por tensiones primarias como secundarias. El término K_r se evaluará de acuerdo con la fórmula (2.172) [68], que es idéntica a la (2.143), tras armonizar la notación con la que se maneja en el FITNET.

$$K_r = \frac{K_I}{K_{mat}} \quad (2.172)$$

Como es evidente, el Factor de Intensidad de Tensiones, K_I , debe contener las contribuciones de origen primario y secundario. Como se ha mencionado, las tensiones secundarias no participan en el fallo por colapso plástico, pero sí lo hacen en los procesos de fractura. Además, también colaboran en incrementar la plastificación en el frente de fisura: todos estos aspectos se reflejan en la expresión (2.173), para el Factor de Intensidad de Tensiones, K_I , según [68]:

$$K_I = K_I^P(a) + K_I^S(a) + \rho(a) \quad (2.173)$$

En la fórmula anterior puede distinguirse entre el término de origen primario, $K_I^P(a)$, el secundario, $K_I^S(a)$, y el sumando $\rho(a)$ que representa la mencionada participación indirecta de las tensiones secundarias en la fractura a través de la plastificación en el frente. Seguidamente se resume la secuencia a desarrollar para el cómputo de $\rho(a)$:

- Obtener K_p^S de acuerdo con la fórmula (2.174). En ella, J^S representa el valor de la Integral J debida a las solicitaciones secundarias. Se tomará, como es habitual, $E' = E$ en condiciones de tensión plana y $E' = E/(1-\nu^2)$ en deformación plana.

$$K_p^S = \sqrt{E' J^S} \quad (2.174)$$

- Calcular los parámetros Ψ y ϕ entrando con $L_r \cdot (K_p^S / K_I^P)$ en las dos tablas que se recogen en [68].

- Calcular ρ según la expresión (2.175). En caso de que $K_p^S/K_I^S = 1$, se toma directamente $\rho = \Psi$ y se omite el cálculo (2.175).

$$\rho = \Psi - \phi \left(\frac{K_I^S}{K_P^S} - 1 \right) \quad (2.175)$$

2.8 Sumario

Este segundo capítulo de la tesis se ha dedicado a la exposición completa y pormenorizada de los diferentes fenómenos que participan en los procesos de fragilización de los aceros de las vasijas de centrales nucleares, de las herramientas de caracterización y de los procedimientos de análisis de la Integridad Estructural. Se ha pretendido dar una imagen exhaustiva de cada una de las disciplinas, si bien, esta no resulta una tarea fácil por cuanto muchas de ellas se están desarrollando en tiempo real. Por supuesto, sólo algunos de estos ingredientes serán utilizados en los trabajos de esta tesis; el hecho de exponerlos en el texto con gran profusión de detalles obedece a la voluntad del autor de ofrecer al lector una perspectiva completa y detallada así como de construir un texto de referencia en este ámbito.