

UNIVERSIDAD DE CANTABRIA
DEPARTAMENTO DE CIENCIA E INGENIERÍA DEL
TERRENO Y DE LOS MATERIALES

TESIS DOCTORAL
COMPORTAMIENTO EN FATIGA DE POLIAMIDAS
REFORZADAS CON FIBRA DE VIDRIO CORTA

Autor:

JOSÉ ANTONIO CASADO DEL PRADO

Directores:

D. FEDERICO GUTIÉRREZ-SOLANA SALCEDO

D. JUAN ANTONIO POLANCO MADRAZO

Tesis Doctoral presentada en la Universidad de Cantabria para la
obtención del título de Doctor en Ciencias Físicas

Santander, abril 2001

CAPÍTULO 2

COMPORTAMIENTO EN FATIGA DE MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ POLIMÉRICA

1 INTRODUCCIÓN

Según la norma ASTM-D-883-92d [18] de la American Society for Testing and Materials, un relleno es un material relativamente inerte que se incorpora al plástico para modificar sus resistencia mecánica, estabilidad, propiedades de uso, u otras características, o para reducir su precio, mientras que un plástico reforzado es un plástico con propiedades de resistencia muy superiores a la de la resina básica (matriz), que resultan de la presencia de rellenos de alta resistencia embebidos en la composición.

En efecto, la adición de fibras a los materiales poliméricos termoplásticos introduce significativas mejoras en sus propiedades mecánicas. Los valores de rigidez y de resistencia son mucho mas altos que los correspondientes a los del polímero sin

reforzar. Asimismo, la resistencia ante los fenómenos de fluencia es mayor y su estabilidad dimensional es, generalmente, mejor. También la incorporación de fibras al polímero puede, a menudo, dotarle de un beneficioso incremento de la temperatura máxima de servicio [19].

Estas mejoras se obtienen sin sacrificar la procesabilidad de los materiales y pueden ser empleados en máquinas de moldeo por inyección convencionales, diseñadas para los termoplásticos no reforzados. Para ello, durante el procesado de los compuestos de fibra corta o discontinua no se controla el posicionamiento del elemento reforzante por lo que su orientación no es completamente ideal. Con todo la distribución global es, generalmente, favorable y el moldeo por inyección, para este tipo de materiales, permite velocidades de producción altas, ofreciendo la posibilidad de fabricar piezas reforzadas con formas complejas para destinarlas a una gran variedad de aplicaciones.

El fallo de materiales estructurales bajo aplicaciones cíclicas de tensión o deformación es conocido como fallo por fatiga. El análisis macroscópico del comportamiento en fatiga de los materiales de naturaleza polimérica se realiza atendiendo a las metodologías establecidas para los materiales metálicos, a través de diferentes tipos de estudios mecánicos: determinación del límite de endurancia por medio de la técnica de Wöhler [20], comúnmente aceptada como curva S-N, que define la relación entre el rango de la variación de tensión y el número de ciclos hasta el fallo final, o la caracterización de las condiciones, globales o locales, de propagación de fisuras.

Las heterogeneidades inherentes en la microestructura de la mayoría de los materiales, incluso sus propios elementos reforzantes, constituyen un campo de defectos aleatorio, tanto por su geometría como por su tamaño y orientación. La aleatoriedad de los defectos influenciada por la tensión impuesta provoca un complejo proceso de crecimiento e interacción de los mismos, que, finalmente, conduce a la formación de fisuras macroscópicas. Estas fisuras propagan durante un tiempo de un modo estable hasta alcanzar unas condiciones o un estado crítico

en el que el crecimiento progresa de un modo inestable o incontrolado, produciendo la rotura del material. El tiempo de vida de un componente material está compuesto, por lo tanto, de dos estados: iniciación o formación de fisuras y su posterior propagación hasta rotura.

El estudio del comportamiento en fatiga de estos materiales se debe basar en los factores propios de este tipo de sollicitación, como son la frecuencia de aplicación de la carga, límites tensionales superior e inferior y forma de la onda de carga, es decir, aquéllos relacionados con la evolución en el tiempo de la sollicitación, que afectan a este comportamiento. Además, debe tenerse en cuenta que la naturaleza disipativa de los polímeros establece altas histéresis mecánicas. Debido a su baja conductividad térmica una elevada proporción del trabajo mecánico realizado se convierte en calor, lo cual complica en grado elevado el análisis de la fatiga, particularmente a elevadas frecuencias. Así, el comportamiento en fatiga de estos materiales, en función de su temperatura, aporta una información importante para el conocimiento de los fenómenos de fatiga.

En atención a lo anteriormente expuesto, a lo largo de este capítulo se va a desarrollar el comportamiento en fatiga de materiales compuestos de matriz polimérica, es decir, de polímeros termoplásticos capaces de sustentar, como elemento matriz, a fibras reforzantes. Para ello, en el segundo apartado, se analizará el efecto que los diferentes factores, anteriormente apuntados, producen en el comportamiento del material matriz sin reforzar a nivel macroscópico. Asimismo, se revisarán los condicionantes que, a escala microscópica, potencian los efectos que desencadenan los procesos de fatiga en el citado material. Por otro lado, en el tercer apartado de este capítulo se va a analizar el comportamiento en fatiga del material compuesto, constituido por una matriz polimérica de naturaleza termoplástica y por fibras cortas reforzantes de naturaleza cerámica, que diversifican y potencian el uso del material en diferentes campos de aplicación.

2 MECANISMOS DE FALLO POR FATIGA DE LOS MATERIALES POLIMÉRICOS

2.1 Comportamiento macroscópico

La fatiga en diversos polímeros de ingeniería fue analizada por Herman y sus colaboradores en 1990 [21]. Las muestras poliméricas ensayadas presentaron roturas debidas a fallos térmicos cuando fueron sometidas a fuertes niveles tensionales al provocar un elevado calentamiento de histéresis. Asimismo, estudios realizados por Pétrault et al en 1993 [22] acerca del comportamiento en fatiga sobre la poliamida (PA) ponen de manifiesto un fuerte calentamiento térmico de histéresis, cuyos efectos son gobernados por la amplitud de las tensiones impuestas y por la frecuencia a la que son aplicadas. La rotura obtenida puede considerarse, por lo tanto, de origen termodinámico.

Cuando progresa el número de ciclos de carga variable aplicada sobre un material polimérico, su temperatura aumenta y se aproxima a una crítica de ablandamiento, característica de cada polímero termoplástico. En estas condiciones, que se alcanzan a partir de un determinado nivel de esfuerzos, dependiente de la frecuencia utilizada, el material se torna demasiado débil y blando, pudiendo la sollicitación aplicada superar la resistencia del material y producir su rotura. Sin embargo, cuando se aplican niveles de esfuerzos inferiores, la rotura de los materiales se produce tras un proceso de propagación estable de fisuras por fatiga, no habiéndose registrado en esta ocasión elevadas temperaturas en el seno de los mismos.

Así, dependiendo de la amplitud de la tensión y de la frecuencia de la aplicación del esfuerzo, el fallo por fatiga de algunos polímeros ha sido descrito por dos vías diferentes: fallo por fatiga térmica y fallo por fatiga mecánica. La primera conlleva un ablandamiento térmico en el que material fluye con facilidad precediendo a la propagación de la fisura que conduce al fallo. Este mecanismo requiere la aplicación

de grandes amplitudes de tensión en un rango particular de frecuencias. A más baja amplitud de tensiones, en la segunda vía, se observa una propagación de la fisura por fatiga convencional. Al disminuir la frecuencia de la sollicitación de esfuerzos se produce una mayor tendencia a la rotura por fatiga mediante la propagación de fisura convencional aún a elevados niveles tensionales. De esta forma, cada material va a establecer unos rangos de variación de los parámetros frecuencia y amplitud de carga en los que se establecen por separado cada uno de los dos mecanismos de rotura por fatiga descritos. El efecto de ambos parámetros, amplitud de tensión y frecuencia en el tipo de rotura, para el POM (poliacetal), se muestra en la Figura 2.1 [23]. En ella se observa cómo a una frecuencia dada, por encima de una amplitud de tensiones crítica, se produce la rotura térmica. Esta amplitud crítica aumenta a medida que disminuye la frecuencia.

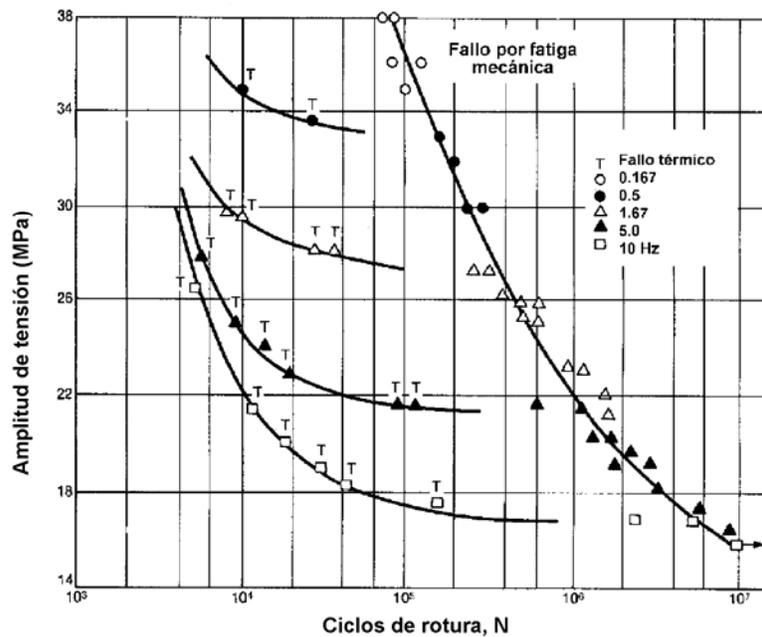


Figura 2.1. Comportamiento en fatiga del POM. (Extraído de [23])

2.1.1 Fatiga por fallo térmico

Cuando el material polimérico es sometido a una variación de esfuerzos superior al nivel de tensiones crítico, se producen movimientos de los segmentos de sus cadenas moleculares, que modifican su conformación para adaptarse a la perturbación impuesta. Estos movimientos moleculares, localizados inicialmente en los grupos laterales de las cadenas poliméricas, se identifican como "*transiciones o relajaciones viscoelásticas*" en el polímero, y son características en cada material a unas temperaturas propias [24-26]. Una parte de la energía producida es almacenada por el material como consecuencia de su deformación, pero los movimientos moleculares provocan un calentamiento por fricción, por lo que otra parte de la energía producida se consume irreversiblemente. La escasa conductividad térmica del material polimérico provoca que gran parte de la energía producida en forma de calor no se disipe, dedicándose a incrementar su temperatura.

La generación de calor en el seno del material depende del estado tensional aplicado, de la frecuencia impuesta, de las condiciones térmicas de partida y de la fricción interna. Por otro lado, la disipación de calor depende de la geometría y dimensiones de la probeta, así como de la conductividad térmica del material. El incremento térmico en el material, resultante del balance entre la generación y la disipación del calor, depende del calor específico.

Cuando la velocidad de transferencia de calor a los alrededores, por cualquiera de los mecanismos de transmisión, ya sea por conducción, convección o radiación, es inferior a la velocidad con que se genera el calor, se alcanzan las condiciones de *inestabilidad térmica*. En este caso, la temperatura del material aumenta, lo que conlleva que sus propiedades mecánicas disminuyan hasta que sus valores críticos alcancen el nivel de la carga aplicada, produciéndose la rotura. Este fenómeno se denomina fallo térmico.

La *estabilidad térmica* se alcanza cuando la velocidad con la que el calor es transferido a los alrededores desde la superficie de la probeta, por los mecanismos

de transferencia anteriormente citados, iguala a la velocidad con que se genera en su seno. En este caso, la temperatura de la probeta se estabiliza en un valor constante y el material es capaz de soportar los ciclos de fatiga a los que es sometido.

Muchos investigadores [27-36] han asociado los efectos térmicos a la fatiga dinámica, considerando una serie de polímeros con diferente susceptibilidad a este tipo de mecanismo de fallo. Por ejemplo, Sauer y Richardson en 1980 [37] comprobaron que el poliestireno (PS) puede ser sometido a fatiga a una frecuencia de 30 Hz y a una tensión máxima de 15 MPa, obteniendo un incremento térmico inferior a 2 K. Sin embargo, bajo estas mismas condiciones, muestras de polietileno (PE) fundirían rápidamente al producirse un elevado incremento térmico y probetas de polimetilmetacrilato (PMMA) acusarían su rotura por fallo térmico, puesto que este material presenta una transición viscoelástica a una temperatura próxima a la ambiente.

La deformación de los polímeros termoplásticos aumenta, de forma importante, con el incremento de temperatura, que puede ser considerablemente alto a escala local. Wyzgosky y Novack [38], en 1990, observaron incrementos térmicos en el fondo de fisuras del nylon de alrededor de 50 °C. El elevado calor generado en la fatiga de este material se traduce en un incremento considerable de su temperatura local e incluso global, detectable superficialmente.

En general, los polímeros presentan propiedades mecánicas dependientes del tiempo como consecuencia directa de su naturaleza viscoelástica. Por esta razón, cuando se aplica una tensión externa variable sobre los mismos, éstos responden deformándose diferida o retrasadamente en el tiempo, con respecto al esfuerzo aplicado, acompañado de un calentamiento durante su estiramiento. La energía necesaria para realizar ese trabajo se toma del propio sistema y la generación de calor se produce, como ya se ha comentado, por fricción al deslizar unos segmentos de cadenas poliméricas con respecto de los otros. En atención a ello, se han de

realizar una serie de consideraciones energéticas del comportamiento mecánico en fatiga de los materiales de naturaleza polimérica.

2.1.1.1 Consideraciones energéticas del comportamiento en fatiga

Los mecanismos que conducen al fallo térmico pueden ser modelizados analíticamente haciendo uso de las ecuaciones que describen el comportamiento viscoelástico de los polímeros, obtenido experimentalmente a través de ensayos mecánicos dinámicos en fatiga, donde el polímero se somete a una tensión o deformación sinusoidal oscilatoria [39-43].

La variación cíclica tensional aplicada sobre un material polimérico puede expresarse a partir de una relación matemática armónica de la siguiente forma:

$$\sigma(t) = \sigma_0 \cdot \text{sen} \omega t \quad (2.1)$$

donde $\sigma(t)$ es la tensión al tiempo t , σ_0 es el valor de pico del ciclo de tensión y $\omega=2\pi\nu$ es la frecuencia angular, siendo ν la frecuencia de la sollicitación aplicada.

Si el comportamiento viscoelástico del material es lineal, la deformación, ε , fluctuará también senoidalmente, pero la señal estará desfasada con la de tensión un cierto ángulo de desfase, δ , que es función de ω . La tensión tiene un adelanto con respecto a la deformación equivalente al desfase δ , de modo que con referencia a la función senoidal:

$$\varepsilon(t) = \varepsilon_0 \cdot \text{sen} \omega t \quad (2.2)$$

se puede poner

$$\sigma(t) = \sigma_0 \cdot \text{sen}(\omega t + \delta) \quad (2.3)$$

expresión que desarrollada queda:

$$\sigma(t) = \sigma_0 \cdot \text{sen } \omega t \cdot \cos \delta + \sigma_0 \cdot \cos \omega t \cdot \text{sen } \delta \quad (2.4)$$

El desfase, δ , entre las señales de la tensión aplicada, $\sigma(t)$, sobre el material y su respuesta en deformación, $\varepsilon(t)$, se indica gráficamente en función de ωt en la Figura 2.2. Asimismo, se ha representado en la misma figura, para el instante correspondiente a la máxima sollicitación, el incremento de deformación, $\Delta\varepsilon(\delta)$, experimentado por el material, durante el citado desfase, en el que se produce un decremento de tensión $\Delta\sigma(\delta)$. También se representa el valor de la deformación remanente ($\varepsilon_{\text{remanente}}$) cuando la tensión se anula.

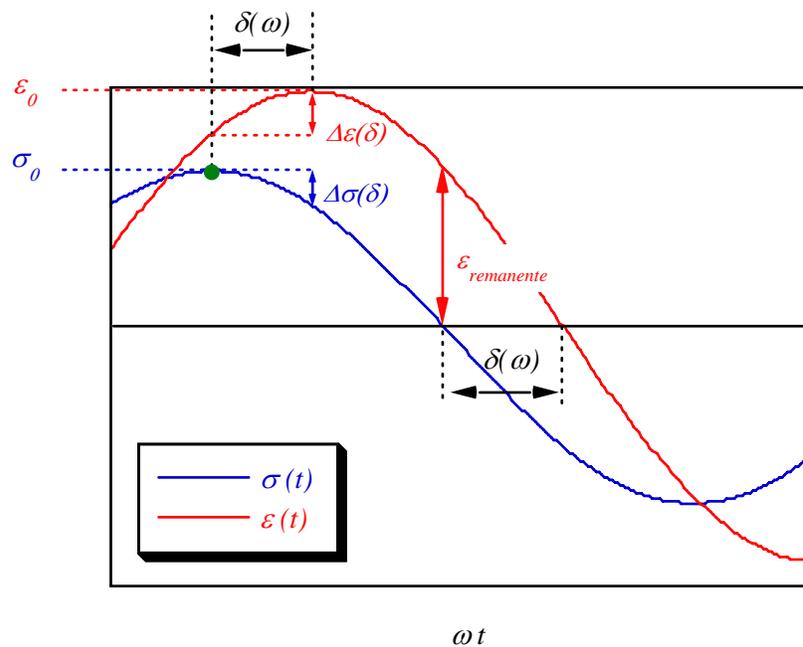


Figura 2.2. Desfase entre las ondas de tensión y deformación.

Por otro lado, en el esquema de la Figura 2.3 se muestra la representación vectorial de una tensión variable con el tiempo que produce una deformación, asimismo variable, retrasada con respecto de la anterior por un desfase, δ . Los valores instantáneos de ambas variables, tensión y deformación, serán las componentes

verticales respectivas de los vectores correspondientes que giran con velocidad angular ω .

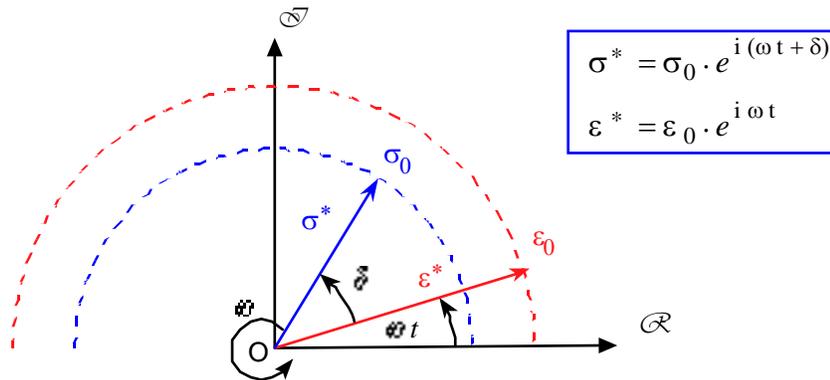


Figura 2.3. Representación vectorial de la tensión variable que produce una deformación variable, desfasada una magnitud δ .

El comportamiento mecánico en régimen dinámico se modeliza a través de variables complejas, bajo la definición de un módulo de elasticidad dinámico complejo, E^* , según la expresión:

$$E^* = \frac{\sigma^*}{\varepsilon^*} = \frac{\sigma_0}{\varepsilon_0} \cdot e^{i\delta} = \frac{\sigma_0}{\varepsilon_0} \cdot \cos\delta + i \frac{\sigma_0}{\varepsilon_0} \cdot \sen\delta = E \cdot e^{i\delta} \quad (2.5)$$

que se puede expresar como:

$$E^* = E \cdot \cos\delta + iE \cdot \sen\delta = E'(\omega) + iE''(\omega) \quad (2.6)$$

donde el término correspondiente a la parte real, E' , representa, para $\varepsilon_0 = 1$ la componente de la tensión que se encuentra en fase con la deformación y es proporcional a la energía que el material almacena como consecuencia de su deformación, de forma reversible y recuperable, estando asociado al comportamiento elástico (acumulativo):

$$E'(\omega) = \frac{\sigma_0}{\varepsilon_0} \cdot \cos \delta \quad (2.7)$$

Por otro lado, el término correspondiente a la parte imaginaria, E'' , representa igualmente, para $\varepsilon_0 = 1$, la componente de la tensión que se encuentra desfasada $\pi/2$ con la deformación y es proporcional a la energía que el material disipa irreversiblemente, estando asociada al comportamiento inelástico (disipativo):

$$E''(\omega) = \frac{\sigma_0}{\varepsilon_0} \cdot \sin \delta \quad (2.8)$$

Por estas razones, E' y E'' son llamados módulos de acumulación y de disipación, respectivamente. Las expresiones anteriores conllevan unas condiciones energéticas, que se describen gráficamente en el diagrama σ - ε de la Figura 2.4, en donde se representa únicamente medio ciclo inicial de carga y descarga, correspondiente al estado de tensión en tracción. Se puede apreciar el comportamiento de tipo no hookeniano del polímero, y la aparición del fenómeno de histéresis que se observa en la descarga hasta llegar a la situación de tensión nula, con una deformación remanente, $\varepsilon_{\text{remanente}}$. A pesar de que el término de histéresis sólo es aplicable estrictamente cuando el material recupera su forma original, o sea, deformación remanente nula, en muchos polímeros se produce esta deformación remanente final, posterior a la aplicación de un ciclo de carga, incluso para esfuerzos aplicados inferiores al de su límite elástico, pudiendo recuperar parte de ella de forma diferida en el tiempo.

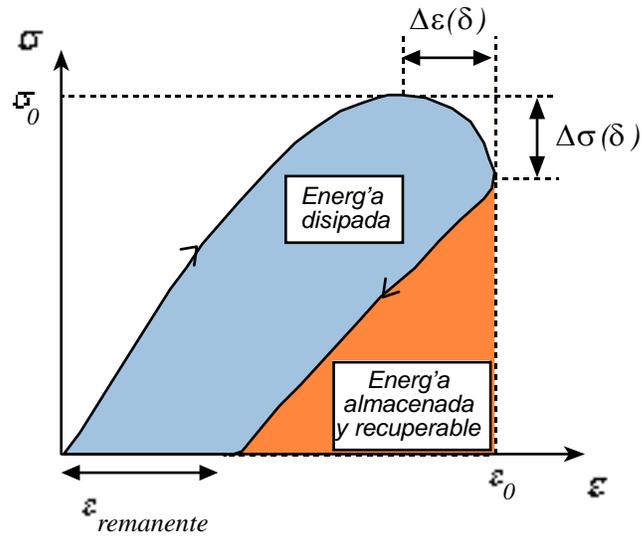


Figura 2.4. Diagrama tensión-deformación.

El valor del módulo correspondiente a la expresión compleja (2.6), o módulo de elasticidad así definido, es:

$$|E^*| = \sqrt{E'^2 + E''^2} = \frac{\sigma_0}{\epsilon_0} \quad (2.9)$$

que corresponde al que se modeliza en campo real.

Un análisis de la histéresis, en régimen transitorio, en las curvas σ - ϵ se puede apreciar en el diagrama de la Figura 2.5, donde se representa el ablandamiento cíclico del policarbonato (PC) sometido a un proceso de fatiga en control de deformación a 25°C. El daño inducido por éste, se puede establecer en términos de aumento de flexibilidad o amortiguamiento, $|D^*|$, durante la secuencia de sollicitación cíclica, siendo D^* , también llamada acomodación compleja, la variable inversa de E^* . En el proceso dinámico la temperatura presente en el material y la velocidad de deformación, derivada de la frecuencia, afectan a las pérdidas por calentamiento y, por lo tanto, influyen en el comportamiento mecánico, disminuyendo el módulo de elasticidad, $|E^*|$, o bien, aumentando la flexibilidad, $|D^*|$.

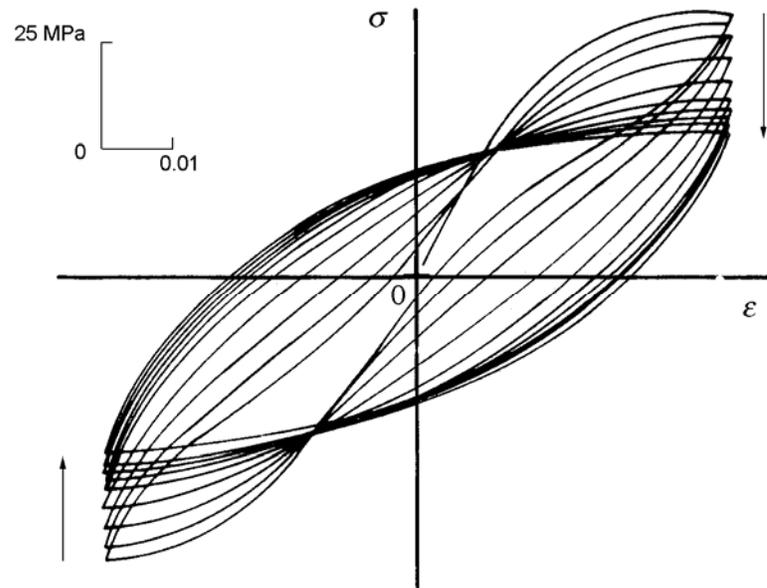


Figura 2.5. *Ablandamiento cíclico del PC.* (Extraído de [44]).

La Sociedad Americana para Ensayos de Materiales (ASTM, Philadelphia) desarrolló una normativa de ensayo en 1971, la D671-90 [45], para verificar el comportamiento en fatiga de polímeros. En sus recomendaciones se establece la necesidad de medir la temperatura en el fallo en fatiga a menos que el aumento de calor no sea significativo. Además, cuando el ablandamiento térmico controla la fractura por fatiga, la normativa define el fallo operacional de la vida en fatiga como el número de ciclos de carga a una amplitud de tensión fija que produce una reducción del módulo de elasticidad, $|E^*|$, en un 30% del módulo al comienzo del ensayo de fatiga.

Teniendo en cuenta la consideración energética anterior, se define el factor o tangente de pérdidas bajo la expresión:

$$\operatorname{tg} \delta = \frac{E''(\omega)}{E'(\omega)} \quad (2.10)$$

que representa el valor relativo de la energía disipada frente a la acumulada por el polímero durante su vida en fatiga.

El análisis de la evolución de esta tangente o factor de pérdidas a lo largo de un intervalo de tiempo, y la relación con la evolución de su temperatura, establece otra forma de evaluar el comportamiento dinámico mecánico de un polímero en fatiga [26]. La tangente de pérdidas presenta una variación continua y muestra unos picos acusados a ciertas temperaturas. En el gráfico de la Figura 2.6 [26] se observan los citados picos para el poliestireno (PS) amorfo, que se corresponden con transiciones o relajaciones viscoelásticas. El pico más destacado, correspondiente a la temperatura más elevada, se denomina habitualmente α y los contiguos (hacia temperaturas más bajas) se nombran β , γ , etc. En un polímero amorfo la transición α se asocia con el movimiento molecular general producido a la temperatura de transición vítrea, T_g , en el material, mientras que las relajaciones o transiciones β y γ son debidas a movimientos locales de la cadena principal o de grupos laterales o sustituyentes de la misma, producidos al desactivar térmicamente su estado de congelación molecular.

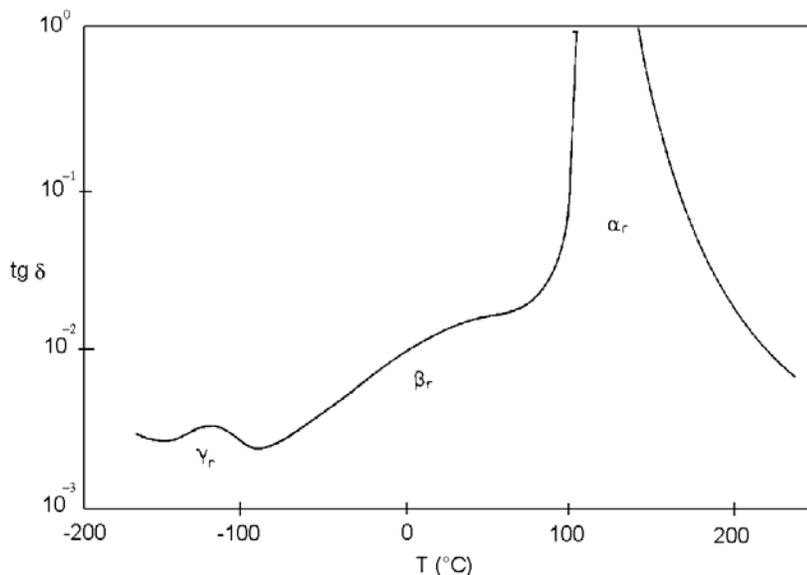


Figura 2.6. Variación de $tg\delta$ con la temperatura para el PS amorfo.

2.1.1.2 Variación térmica asociada al comportamiento mecánico

Desde el punto de vista termodinámico, se han establecido varios modelos de calentamiento térmico en base al balance entre la generación de energía de histéresis durante el proceso dinámico y el calor disipado a los alrededores, cuando un polímero es sometido a fatiga. La ecuación general que presenta la diferencia de temperatura entre el ambiente y la muestra se expresa como:

$$\Delta T = f\left(\dot{Q}, \frac{V}{S}\right) \quad (2.11)$$

Esta ecuación pone de manifiesto que dicha diferencia se incrementa con el volumen de la muestra (V) y se reduce, principalmente, con la superficie de la probeta (S).

El factor \dot{Q} , definido la primera vez por Ferry [39] en 1961, representa la velocidad de disipación de energía de histéresis en forma de calor por ciclo y por unidad de volumen durante su vida en fatiga y viene dado según la relación:

$$\dot{Q} = \pi \cdot \nu \cdot D''(\nu, T) \cdot \sigma_0^2 \quad (2.12)$$

siendo $D''(\nu, T)$ la parte imaginaria de la acomodación compleja, D^* , definida a través de la siguiente expresión:

$$D^* = \frac{1}{E^*} = \frac{1}{E} \cdot e^{-i\delta} = D \cdot e^{-i\delta} = D \cdot \cos \delta - iD \cdot \sen \delta = D' - iD'' \quad (2.13)$$

que expresada en función de E' y E'' queda:

$$D^* = D' - iD'' = \frac{1}{E^2} \cdot (E \cdot \cos \delta - iE \cdot \sin \delta) = \frac{E' - iE''}{E^2} \quad (2.14)$$

Es decir, D'' , y por lo tanto \dot{Q} , resulta proporcional a E'' , que a su vez es proporcional a la energía disipada en forma de calor.

Estudios experimentales llevados a cabo por Hertzberg [46] en 1980 muestran un buen grado de acuerdo con el modelo de calentamiento termodinámico previamente establecido, y corroboran la fuerte sensibilidad al aumento de temperatura en el material con la frecuencia y la tensión máxima aplicada sobre el mismo.

Si prevalecen las condiciones adiabáticas, esto es, todo el calor generado en el polímero se manifiesta como incremento de temperatura en el mismo y no se transfiere nada al entorno, entonces la velocidad de cambio de temperatura en el material viene dada por la expresión:

$$\frac{dT}{dt} = \frac{\dot{Q}}{\rho \cdot C_p} = \frac{\pi \cdot \nu \cdot D''(\omega) \cdot \sigma_0^2}{\rho \cdot C_p} \quad (2.15)$$

siendo ρ y C_p la densidad y el calor específico por unidad de masa del material, respectivamente.

En el caso más general, algo de calor se transfiere a los alrededores. Si T y T_0 son las temperaturas instantáneas de la probeta y del ambiente, respectivamente, la ecuación anterior puede modificarse para considerar la pérdida de calor a través de la superficie S , obteniéndose una expresión de la forma:

$$\frac{dT}{dt} = \frac{\pi \cdot \nu \cdot D''(\omega) \cdot \sigma_0^2}{\rho \cdot C_p} - \frac{H \cdot S}{\rho \cdot C_p \cdot V} \cdot (T - T_0) \quad (2.16)$$

donde S representa el área de la superficie, V el volumen de la probeta ensayada y H el coeficiente de transferencia de calor al entorno desde la superficie de la muestra.

En general, la sollicitación mecánica cíclica impuesta sobre el material polimérico genera una fricción intermolecular en su seno y un aumento de la temperatura del mismo, así como de su velocidad de calentamiento. Ello conlleva una pérdida de energía mecánica, o energía de histéresis, que puede provocar su ablandamiento, si la sollicitación se realiza bajo niveles de deformación constantes, o bien, su alargamiento cuando la sollicitación se produce bajo esfuerzos alternos constantes. Por lo tanto, si el incremento de temperatura en el polímero progresa indefinidamente en el tiempo, se alcanza la inestabilidad térmica y su consiguiente rotura.

Sin embargo, cuando se verifican las condiciones de trabajo bajo las cuales se estabiliza la temperatura a lo largo del tiempo en el polímero y, por lo tanto, los efectos dinámicos, entonces la rotura sólo tiene lugar si sus defectos pueden crecer hasta alcanzar el tamaño necesario para crecer bajo la acción de las sollicitaciones aplicadas. De este modo, la rotura por fatiga se produce a través de los mecanismos mecánicos clásicos de fatiga en ausencia de elevaciones importantes de temperatura.

2.1.1.3 Efecto del tiempo

En muchas aplicaciones de uso industrial los componentes poliméricos, sometidos a esfuerzos de fatiga, no son sollicitados de forma continua e ilimitada, sino que disponen de intervalos de descanso durante los cuales pueden disipar parte de su calor interno generado, como consecuencia de su sollicitación mecánica cíclica previa. Estos períodos de reposo, o interrupciones de sollicitación mecánica, habilitan al material para recuperar parte de sus prestaciones mecánicas originales, mermadas parcialmente como consecuencia de su ablandamiento cíclico provocado por la fatiga y derivado del consiguiente incremento térmico.

Herman et al en 1990 [47] realizaron ensayos de fatiga sobre un material de resina acetálica (POM), interrumpiendo la sollicitación cíclica al alcanzar una temperatura en la superficie de la probeta de 65°C. A continuación, enfriaban el material hasta la

temperatura ambiente para, inmediatamente después, someterlo a fatiga hasta alcanzar de nuevo los 65°C. La secuencia de cargas y tiempos de espera, durante el cual se alcanzaba la temperatura ambiente en el material, se repitió cíclicamente hasta conseguir la rotura de éste. Se obtuvieron tiempos de vida en fatiga del material mucho más prolongados que los alcanzados cuando era solicitado por secuencias de onda continuas no interrumpidas. No obstante, se detectó que, conforme se iban acumulando los ciclos de carga aplicada sobre el material, el tiempo necesario para alcanzar los 65°C a los que se detenían los ensayos era cada vez más corto. Esta circunstancia revela que se produjeron cambios permanentes en la respuesta del amortiguamiento viscoelástico del material como consecuencia de la aplicación de las ondas de carga previas.

Estudios análogos al anterior fueron realizados por Koo y sus copartícipes [48] sobre el comportamiento en fatiga del politetrafluoroetileno (PTFE), denominado comercialmente teflón, y otros polímeros termoplásticos fluorados en un péndulo de torsión, aplicando regímenes de ondas de carga separados por tiempos de reposo donde se detenía la secuencia de sollicitación cíclica. De esta forma, comprobaron que las propiedades de los fluoropolímeros dependían del calentamiento de histéresis, que se asocia a la ganancia en flexibilidad del material. El efecto térmico era tan elevado que el material se tornaba demasiado blando como para fallar bajo mecanismos de fatiga pura. En su lugar, el daño de fatiga se producía por una pérdida de resistencia, parcialmente recuperable por enfriamiento del material. Asimismo, comprobaron que el daño en fatiga no sucedía con cada ciclo, sino que sólo se ocasionaba al originarse un aumento de temperatura drástico en el instante previo al fallo. Consecuentemente, concluyeron que la resistencia a la fatiga intermitente, en ausencia del crecimiento estable de fisuras por motivos puramente mecánicos, era ilimitada, ya que el daño por causas térmicas no progresaba manteniendo la temperatura de la muestra por debajo de un cierto valor crítico. Esto es posible bajo condiciones de sollicitación y espera, o tiempos de interrupción, que justifiquen el mantenimiento de condiciones térmicas para las que el efecto mecánico de la alternancia de cargas no producen daño.

2.1.2 Fatiga por fallo mecánico

Aunque no se generen las condiciones que evitan los fallos en fatiga de los materiales poliméricos causados por su ablandamiento térmico, se puede producir un proceso de fatiga mecánica convencional con un debilitamiento progresivo del material y su posterior rotura debida a la propagación de fisuras o defectos inherentes al mismo. Por lo general, las fisuras propagan de manera estable a lo largo de la sección normal a la sollicitación impuesta, aumentando paulatinamente los esfuerzos locales y globales netos aplicados hasta alcanzar la resistencia del material, lo que conlleva a su rotura brusca.

La frecuencia o velocidad de deformación con que se aplican los esfuerzos sobre un material viscoelástico es una variable de gran relevancia, que puede establecer, a un nivel de tensiones particular, el tipo de fallo por fatiga, ya sea térmico o mecánico. Una frecuencia de aplicación de esfuerzos alternos suficientemente baja sobre un polímero puede establecer su modo de rotura por fatiga puramente mecánica. Estudios realizados por Wyzgoski [49] en 1990 sobre el comportamiento en fatiga de la PA 6.6, pusieron de manifiesto el acusado efecto de la frecuencia en su respuesta mecánica, incluso para valores de la misma inferiores a los que producen calentamiento de histéresis. Así, se pudo determinar una mayor velocidad de crecimiento de fisura por ciclo para las frecuencias más bajas, indicando, por lo tanto, que el tiempo bajo carga es un factor significativo en la cinética de fisuración. Este hecho indica que la fluencia viscoelástica establece, en este caso, un mecanismo importante en la propagación de la fisura por fatiga. De esta forma, fue posible cuantificar la velocidad de crecimiento de la fisura por ciclo como una función del tiempo bajo carga. Se pudo establecer, de acuerdo con los estudios realizados por Hertzberg y sus colaboradores, en 1975 [50], una relación de la citada fisuración en base a dos contribuciones diferentes. Una componente representa el crecimiento de la fisura debido al proceso real de la fatiga, de tal forma que cada ciclo introduce una cierta cantidad de daño y su consecuente extensión de grieta. Una segunda componente establece el crecimiento de la fisura como

resultado de la fluencia viscoelástica, cuyo valor es proporcional al tiempo bajo carga. Esta relación matemática puede representarse según la siguiente relación lineal:

$$\frac{da}{dN_{total}} = \frac{da}{dN_{fatiga}} + \frac{da}{dt_{fluencia}} \cdot \frac{dt}{dN} = \frac{da}{dN_{fatiga}} + \frac{da}{dt_{fluencia}} \cdot \tau \quad (2.17)$$

donde el factor dt/dN es el periodo de tiempo de la oscilación cíclica, τ , es decir, la inversa de la frecuencia ν .

Por lo tanto, para una variación tensional dada, una frecuencia de oscilación de carga elevada puede producir fuertes incrementos de temperatura en el polímero, erigiéndose, en este caso, el mecanismo de fallo térmico como el causante principal de la rotura. Sin embargo, cuando la frecuencia de la sollicitación es baja, los incrementos térmicos son menores y los mecanismos que producen el fallo del material son los de fatiga y fluencia acoplados, que dan lugar a una rotura por fatiga de tipo mecánica. En este caso, el peso de la fluencia es mayor conforme decrece la frecuencia.

2.2 Micromecanismos de fatiga

Los procesos de fractura de los polímeros son realmente complejos y dependen de muchos factores tales como la estructura, el ambiente al que se encuentran expuestos, la tensión, la deformación y el tiempo. En ellos, los micromecanismos de la rotura molecular son distintos para los diferentes tipos de estructuras y morfologías poliméricas.

En general, cuando un polímero sólido se deforma las moléculas deslizan relativamente entre ellas y tienden a desenroscarse, rompiéndose inicialmente los enlaces secundarios existentes entre ellas, debidos a las fuerzas de Van der Waals

de atracción electrostática. Posteriormente, la rotura molecular, producida como consecuencia de la escisión de los enlaces primarios de tipo covalente, sucede si, por alguna razón, el deslizamiento relativo o flujo de cadenas moleculares se encuentra restringido debido a anclajes propios de la naturaleza estructural del material. En efecto, en un polímero semi-cristalino los cristales, o regiones de elevado ordenamiento de cadenas moleculares, pueden actuar como puntos de anclaje que restringen el flujo molecular. A su vez, los polímeros entrelazados químicamente encuentran dificultado el flujo debido a la presencia de cadenas moleculares adyacentes unidas mediante ligadura cruzada. También, incluso en polímeros amorfos de elevado peso molecular, los propios ensortijamientos moleculares pueden limitar el flujo, especialmente cuando el polímero se encuentra sometido a elevadas velocidades de deformación.

Parece razonable pensar que, tras la escisión o rotura de las cadenas moleculares, tenga lugar otro tipo de procesos que preceden a la rotura macroscópica del material. Durante la deformación del polímero, se van originando microhuecos que coalescen para constituir grandes cavidades o *craze*s que pueden dar origen a una fisura que, al propagar, produce la rotura del polímero.

La formación y el crecimiento de microhuecos se puede determinar empleando técnicas de rayos X. Zhukov y sus colaboradores [51] comprobaron que, en un polímero sometido a esfuerzos constantes durante un determinado periodo de tiempo, la concentración de microhuecos era la misma que la de radicales libres o trozos de cadena escindida, de tal forma que los microhuecos se generaban en los extremos de los trozos de las cadenas moleculares rotas.

El *craze*, considerado como defecto o pseudo-grieta, se inicia cuando una tensión de tracción aplicada sobre el material polimérico origina microhuecos en regiones de elevada concentración de tensiones ocasionadas como consecuencia de la presencia de cualquier tipo de heterogeneidad, ya sean propias de la estructura

molecular, como los extremos de cadenas moleculares escindidas, o ajenas como partículas de polvo, fisuras, refuerzos, oclusiones o burbujas de aire [52].

La importancia del pseudo-agrietamiento radica en que con frecuencia es un precursor de la rotura frágil. A pesar de que se desarrolla una considerable deformación plástica y absorción de energía local en la iniciación, crecimiento y desarrollo del *craze*, el mecanismo se encuentra fuertemente localizado y confinado en un pequeño volumen de material. Sin embargo, se debe asumir que si se iniciasen pseudo-grietas en una región de volumen lo suficientemente representativa del polímero, asociado a un mecanismo de deformación múltiple, el correspondiente estado de *multicrazing* podría contribuir a una respuesta más tenaz y dúctil del material [53].

Cuando un material polimérico es sometido a esfuerzos de tracción es usual observar el crecimiento de pseudo-grietas antes de que suceda la rotura. Los *crazes* actúan como fisuras desde el punto de vista que presentan forma de cuña afilada y se desarrollan perpendicularmente a la dirección de la tensión aplicada. Sin embargo, se diferencian de las fisuras en que pueden contener material polimérico estirado de forma orientada perpendicularmente a su plano, es decir, paralelamente a la dirección de la aplicación de la tensión. De esta forma, las pseudo-grietas son capaces de soportar cierta tensión, al establecer puentes de material entre ambos labios, es decir son fisuras cohesivas.

Un esquema de la morfología de un *craze* se puede apreciar en el gráfico de la Figura 2.8, donde se representa una idealización del camino de propagación de la fisura de fatiga generada a través del mismo.

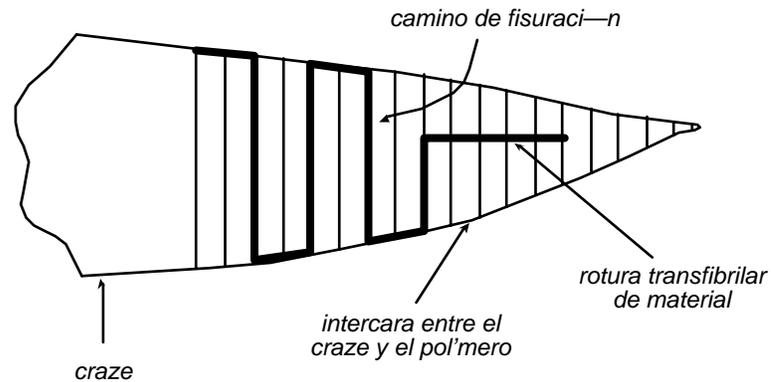
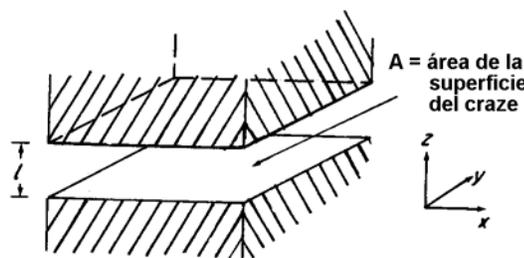


Figura 2.8. Camino de fisuración a través del craze. (Extraído de [42]).

La estructura de los crazes fue estudiada por Kambour [54], quien empleó sistemas de medidas ópticas usando el ángulo crítico de la reflexión total en la interfase craze-polímero para establecer el índice de refracción del craze. A partir de ello, mostró que la pseudo-grieta estaba constituida, aproximadamente, de un 50% de polímero y de un 50% de huecos. De esta forma, la zona de crazes se revela como un conjunto de fibrillas cilíndricas de aproximadamente $20\ \mu\text{m}$ de diámetro, separadas por huecos que son los responsables de la baja densidad del sistema.

En la Figura 2.9, se representa el esquema del bosque de fibrillas cilíndricas orientadas perpendicularmente a la superficie del craze. Esta misma tipología de estructura se determinó empleando diversas técnicas como microscopía electrónica de transmisión realizada por Kambour [55] u observación directa de microtomías realizada por Beaham [56].



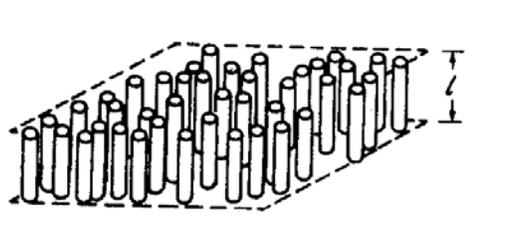


Figura 2.9. Disposición de fibrillas en un craze. (Extraído de [57]).

Los *craze*s dispersan la luz, ya que el índice de refracción de la matriz, el de las microfibrillas y el del aire difieren, siendo, además, el tamaño del *craze* superior al de la longitud de onda de la luz visible [$\lambda_0 = (0.4-1.1) \mu\text{m}$]. Esta dispersión de la luz produce un blanqueo del material conocido como *stress whitening* [57].

Existe una teoría que establece la dinámica del crecimiento de pseudo-grietas formadas por *craze*s que es consistente con la evidencia empírica. Estudios realizados por Argon et al [58] proponen que el frente del *craze* avanza según un mecanismo de inestabilidad de menisco en el que las crestas en el fondo del *craze* se producen por la rotura repetitiva de la interfase cóncava aire-polímero, tal como se ilustra en la Figura 2.10. En la misma, se presenta el perfil del extremo de la pseudo-grieta (a) y una visión de la sección recta en el plano del crazing en la que se muestra el avance de la grieta y la morfología resultante (b), (c) y (d). Donald et al [59] obtuvieron para el poliestireno (PS), a través de medidas realizadas empleando técnicas de transmisión electrónica de barrido, distancias entre fibrillas a lo largo del *craze* de 20 a 30 nm.

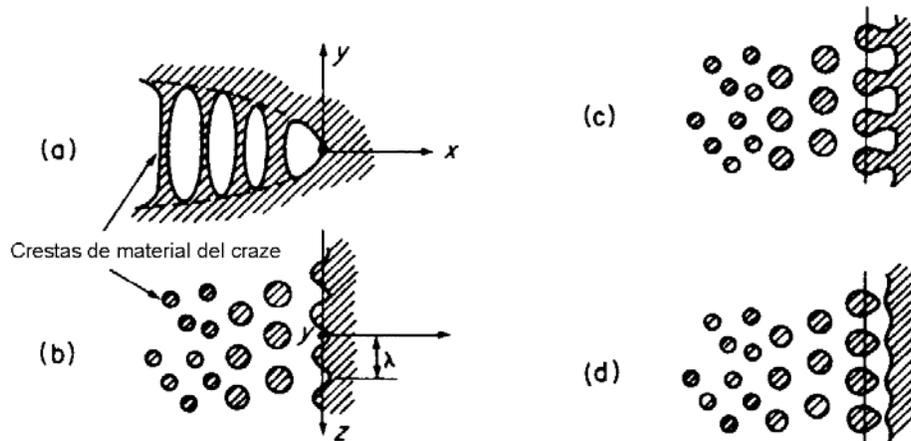


Figura 2.10. Esquema de una pseudo-grieta. (Extraído de [58]).

Un tratamiento teórico de este modelo predijo que la velocidad de crecimiento de la pseudo-fisuración o del *craze* en estado estacionario se relacionaría con la 5ª o la 6ª potencia de la tensión máxima aplicada. Este tipo de predicción fue consistente con los resultados experimentales obtenidos con poliestireno (PS) y con polimetilmetacrilato (PMMA).

Durante la sollicitación cíclica impuesta en el proceso de la fatiga, la combinación de los esfuerzos aplicados y el aumento de temperatura generado en el material polimérico provoca un estiramiento de las microfibrillas que constituyen los *crazes* existentes en su seno. La excesiva deformación sufrida por las microfibrillas a escala local, durante el proceso dinámico de fatiga, precede a la rotura de los *crazes* y se constituyen, de esta forma, fisuras o grietas convencionales sin capacidad portante de carga, cuyo posterior crecimiento causado por la aplicación de los ciclos de carga o deformación reduce la resistencia del material y conduce a su rotura final.

3 MECANISMOS DE FALLO POR FATIGA EN LOS COMPUESTOS DE

MATRIZ POLIMÉRICA REFORZADOS CON FIBRA

3.1 Comportamiento macroscópico

Anteriormente se apuntó que la adición de fibras a los polímeros introduce significativas mejoras en sus propiedades mecánicas principalmente, de tal forma que los valores de resistencia mecánica y rigidez se ven claramente incrementados, con relación a los correspondientes a los del polímero sin reforzar. En el gráfico de la Figura 2.11 se puede apreciar el efecto producido por el refuerzo de fibra en probetas de polisulfona (PSF) moldeadas por inyección, ensayadas en fatiga a temperatura ambiente hasta su rotura por Mandell et al [60]. El diagrama presenta la relación entre el esfuerzo máximo aplicado (σ_{max}) y el tiempo de vida (N_f , ciclos hasta la rotura) del material sin reforzar y reforzado en distinto grado con fibra corta de vidrio y con un 40% de fibras cortas de carbono.

En todos los casos, se aprecia que, con independencia de la existencia o no del refuerzo, e incluso de su cuantía, bajo el efecto de tensiones máximas elevadas la rotura se obtiene a través de mecanismos ocasionados por la presencia de altas deformaciones, favorecidas por incrementos térmicos importantes, que potencian el fallo térmico y la fluencia en el material. Sin embargo, para tensiones máximas aplicadas bajas, la rotura en el material se obtiene a través de mecanismos convencionales de fatiga mecánica, donde no se involucran efectos térmicos significativos. El aumento de resistencia mecánica del material, introducida por el refuerzo, establece un incremento de la resistencia a la fatiga, tanto más acusado cuanto mayor es la proporción del refuerzo.

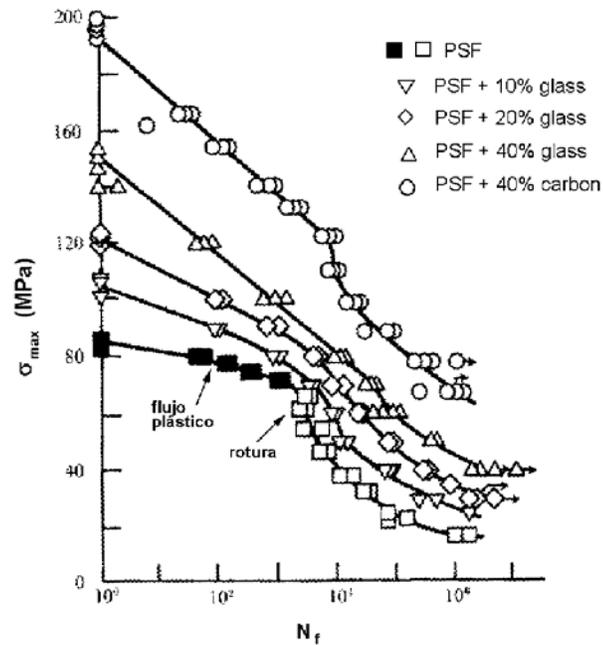


Figura 2.11. Efecto del refuerzo en el comportamiento en fatiga.

En los materiales compuestos de matriz polimérica reforzados con fibras, la pérdida de adherencia entre la matriz y el refuerzo ocurre tras un número pequeño de ciclos incluso a un modesto nivel de tensiones. En la Figura 2.12 se ilustra la secuencia del daño en un poliéster (PS) reforzado con fibras cortas de vidrio, que tiene lugar durante su fatiga hasta el momento de la rotura [60]. Esta secuencia consta de tres etapas que se producen de forma sucesiva: inicialmente se produce el despegue de las fibras con respecto de la matriz, el fenómeno se denomina "*debonding*"; a continuación se produce la fisuración del material y por último su rotura. Cuanto mayor es la amplitud del estado tensional, menor es el número de ciclos necesarios para alcanzar y desarrollar cada etapa.

Si el material es translúcido, la evolución del daño de fatiga puede ser detectado visualmente. Los primeros síntomas son que el material se torna opaco, haciéndose esta propiedad cada vez más intensa y de carácter permanente. Eventualmente, la fisuración de la resina matriz se hace visible pero el componente es aún capaz de soportar la carga aplicada hasta que la intensidad del daño localizado causa la rotura del componente. Sin embargo, la aparición inicial de fisuras en la matriz limita

el uso del componente por razones de seguridad o simplemente por motivos estéticos.

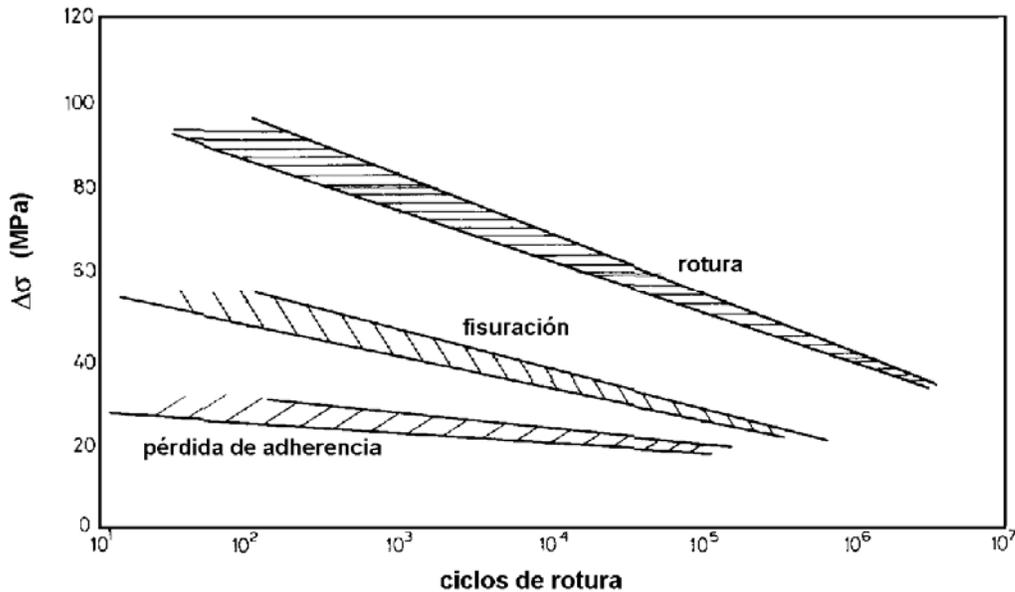


Figura 2.12. Evolución del daño en fatiga del PS reforzado con fibra de vidrio.

Cuando sobre un material polimérico reforzado con fibras cortas de vidrio se aplican esfuerzos alternos de tracción, se desarrollan en el mismo una serie de pseudo-agrietamientos que se hacen visibles cuando se manifiestan en la superficie. En estas condiciones se aprecia una textura superficial rugosa en la probeta ensayada que, usualmente, se denomina “piel de elefante”. La densidad de estas estrías superficiales se hace más acusada cuanto más elevadas son las cargas cíclicas aplicadas sobre el material, estableciéndose un grado de deterioro mayor.

El mecanismo de pseudo-agrietamiento es un proceso localizado de generación de huecos y, por lo tanto, acontece con un incremento de volumen. Esta última propiedad ha sido empleada por científicos investigadores como Leach y Moore [62], en 1985, para calcular la pérdida de adherencia entre una matriz de PA y el refuerzo de fibra de vidrio corta, determinando el incremento de volumen en la

muestra ensayada como una función de la deformación axial experimentada por la misma.

Beardmore y Rabinowitz [63], en 1985, contemplaron el pseudo-agrietamiento con respecto a la iniciación de la fractura como un fenómeno de superficie. A tenor de que el crecimiento de pseudo-grietas es continuo y dependiente del tiempo, la porción del *craze* situado en las proximidades de la superficie constituye la última etapa en su desarrollo, generando una fisura o defecto de borde, y representaría el inicio del proceso de la fisuración por fatiga, puesto que actuaría, macroscópicamente, como una entalla superficial.

Sato [64] estudió la fractura de la PA 6.6 reforzada con fibra de vidrio corta, realizando ensayos de tracción y empleando técnicas de emisión acústica. La evidencia de fisuras interfaciales entre la fibra y la matriz se observó en todos los rangos de carga analizados, si bien, la microfisuración previa de la matriz fue siempre detectada con anterioridad a la rotura del compuesto. Las emisiones acústicas percibidas durante los procesos de carga se clasificaron en dos grupos, atendiendo al valor del esfuerzo aplicado. Las amplitudes de señal bajas corresponden a la fisuración de la intercara fibra-matriz, mientras que las altas al agrietamiento de la matriz. La observación mostró que, a niveles de esfuerzos relativamente bajos, se inicia un daño interfacial significativo, mientras que el nivel tensional de la matriz, en el momento del fallo del material compuesto, está próximo al valor de su tensión de fluencia. La rotura de la matriz sin deformación acusada, en relación al material sin reforzar, es debida al efecto de entalla realizado por el daño de la interfase y por la supresión del flujo del material provocado por la presencia de fibras adyacentes. Este proceso explica el fallo del material de modo frágil, en contraste con la ductilidad y gran deformación exhibidas por el polímero sin reforzar. Asimismo, se confirmó que las fibras reforzantes embebidas en la matriz termoplástica no rompieron en el momento del fallo.

3.2 Comportamiento microscópico

Lang et al [64] en 1987 y Karbhari et al [65] en 1989 describieron los mecanismos de fallo producidos en materiales compuestos de matriz polimérica termoplástica, reforzados con fibras cortas alineadas en la dirección del eje del esfuerzo. Para ello, realizaron ensayos de tracción y de fatiga en tracción sobre los materiales reseñados. La secuencia que establece el mecanismo de fallo de estos materiales compuestos es la que se describe a continuación:

1. **Iniciacio de fisuración:** tanto en los ensayos estáticos como en los de fatiga, inicialmente y debido a la concentración de tensiones asociada a la presencia de los finales o extremos de las fibras, éstos se convierten en los primeros lugares de iniciación de daño, apreciándose una iniciación de fisura en dichas zonas. De esta forma, se producen una serie de debilitaciones locales, donde los esfuerzos tangenciales o de cizalla adquieren un valor máximo. En la Figura 2.13, se ha representado este mecanismo, donde se aprecia la pérdida de adherencia asociada a la fibra (I) y la formación de huecos posterior (II).

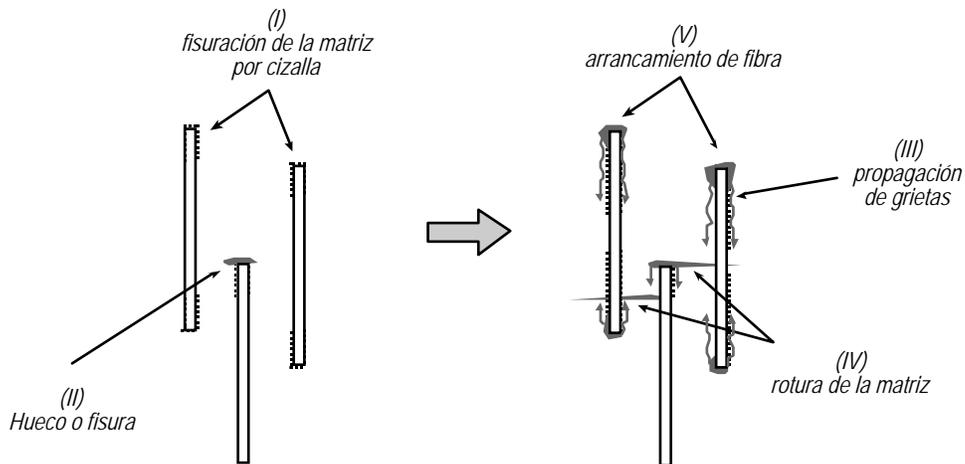


Figura 2.13. Esquema del mecanismo de fisuración.

2. **Crecimiento estable:** como se aprecia en la Figura 2.13, la grieta propaga en la matriz, iniciándose a lo largo de la interfase (representación III) y desarrollándose, posteriormente, en la matriz en la dirección perpendicular al esfuerzo aplicado (representación IV). En general, la velocidad de crecimiento de la misma varía con el grado de alineamiento u orientación de la fibra, con la carga aplicada y con la fortaleza del agente enlazante entre la matriz y el

refuerzo. La pérdida de adherencia secuencial con las fibras adyacentes sucede, principalmente, para aquéllas cuyos extremos se encuentran cerca del plano principal de la grieta. El aumento de la fisura, bajo estas circunstancias, puede ocurrir por crecimiento y coalescencia de estas zonas dañadas entre sí y con la fisura principal, como se indica más detalladamente en la Figura 2.14. La formación de la grieta conlleva el arrancamiento de la fibra, normalmente de uno de los labios de la misma (representación V).

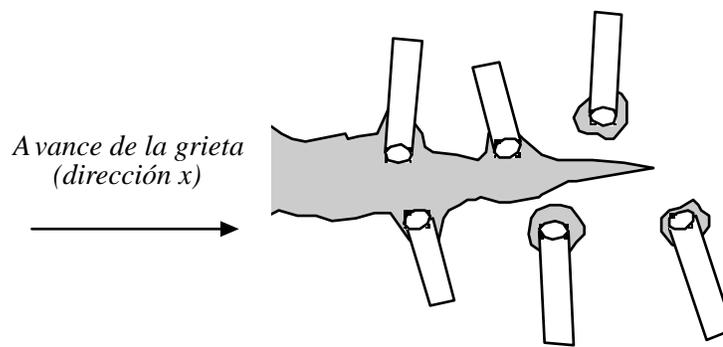


Figura 2.14. *Coalescencia de zonas dañadas con la fisura principal.*

En los casos donde la grieta producida por el efecto de la fatiga se aproxima a fibras cuyos extremos están lo suficientemente alejados del plano principal de la fisura y, por lo tanto, en regiones de tensiones más bajas, la pérdida de adherencia puede suceder antes en cualquier zona a lo largo de la fibra en el frente de la fisura. Tal fenómeno de pérdida de adherencia localizada en zonas de la fibra fuera de los extremos, que puede originar incluso la rotura de las mismas, tiene lugar, asimismo, por los efectos de la concentración de tensiones asociadas a fibras adyacentes. Esta situación se muestra en el esquema de la Figura 2.15.

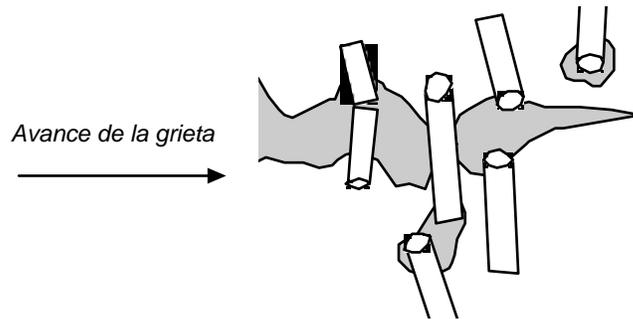


Figura 2.15. Pérdida de adherencia a lo largo de las fibras.

En cualquier caso, independientemente de dónde se produzca primero la pérdida local de adherencia, el proceso de la fatiga continuada provoca la propagación de microfisuras de cizalla a lo largo de la interfase fibra-matriz que debilita su unión y favorece la separación entre el refuerzo y la matriz.

En alguna región presente en el avance de la grieta, cuando la interfase está suficientemente debilitada, las fibras pueden deslizarse, al menos en parte, siguiendo el movimiento de uno de los labios, como se indica en el esquema de la Figura 2.16. Cuando las fibras no se rompen pueden puentear los dos labios de la fisura y soportar alguna tensión aplicada debido a la transferencia de carga de la matriz a la fibra a través de fuerzas de fricción por medio de la interfase aún intacta.

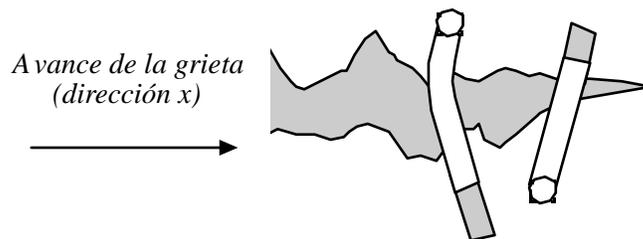


Figura 2.16. Formación de una fisura cohesiva con arrancamiento parcial de fibras.

3. **Crecimiento inestable y rotura:** finalmente, se produce un crecimiento rápido e inestable de la grieta que precede a la rotura final del componente cuando se alcanza su resistencia. Esta última fase se desarrolla en el último ciclo de

carga si el material se encuentra sometido a fatiga y el tipo de rotura que resulta es comparable al obtenido en un ensayo de tracción estático. Observando el aspecto final del material se aprecia que las fibras se arrancan quedando en uno de los labios de la fisura o se rompen.

Observaciones realizadas a través de técnicas de microscopía electrónica de barrido por Lang [64] muestran las diferencias entre las superficies de fractura obtenidas en ensayos de tracción simple y de fatiga en tracción-tracción. En la superficie de rotura de las probetas ensayadas en condiciones estáticas se observó una única morfología predominante, caracterizada por la presencia masiva de fibras no rotas arrancadas de la matriz. Sin embargo, sobre la superficie de rotura de las probetas ensayadas a fatiga se verificó la existencia de dos zonas morfológicamente diferenciadas: una zona de fatiga, en la que se produjo el crecimiento estable de la fisura y otra de rotura producida durante el último ciclo del ensayo. En zona de fatiga existe un mayor grado de rotura de fibras que en la zona correspondiente a la rotura última. El fallo por tracción o cizalla asociado al avance de la fisura por la matriz o por la interfase fibra-matriz tiene lugar en la zona ascendente en tracción de la onda de carga. Sin embargo, la rotura de la fibra tiene lugar por flexión o pandeo, durante la zona de descarga de la onda, ya que se originan tensiones de compresión en la zona de daño del fondo de la fisura al cerrarse. En el esquema de la Figura 2.17, se muestra la secuencia del daño producido en la zona de fatiga debido al avance de la fisura, en función del estado del ciclo de carga.

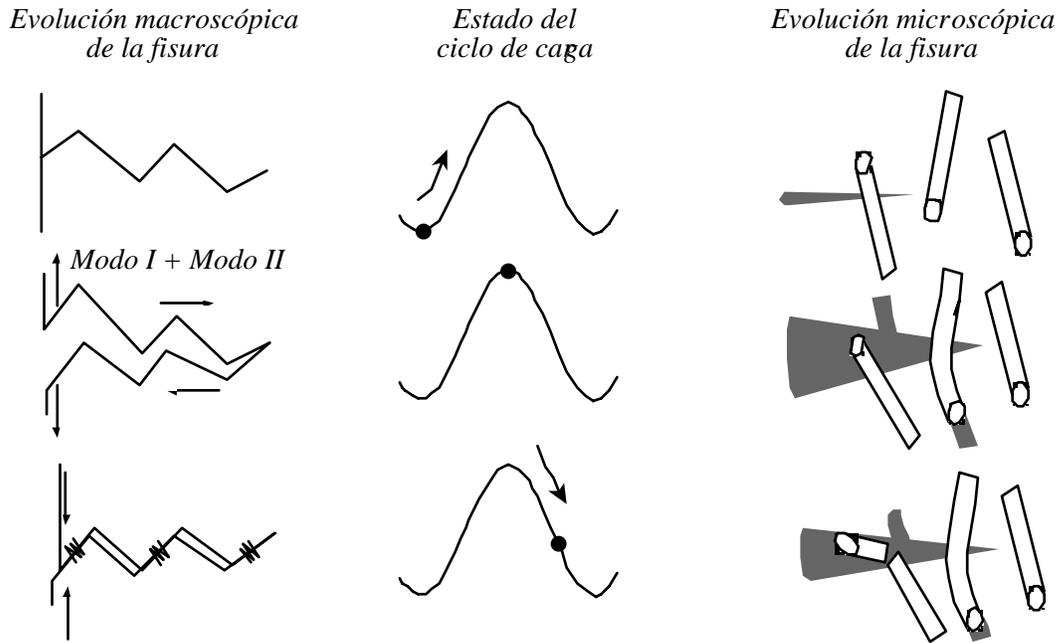


Figura 2.17. Evolución del daño en función de la posición del ciclo de carga.

Asimismo, se detectaron variaciones del fallo de la interfase: en los ensayos de tracción se comprobó la presencia de material matriz recubriendo a las fibras, mientras que en los ensayos de fatiga las fibras no aparecen con dicho recubrimiento, sino que muestran un aspecto superficial liso y limpio. Este hecho, sugiere que la formación de microfisuras de cizalla y su crecimiento tiene lugar, directamente, en la interfase y no en la matriz, demostrando el efecto adverso de la carga cíclica sobre la resistencia del enlace establecido por la interfase.

También, en fatiga se aprecia una diferencia notable en el comportamiento de la matriz entre el crecimiento de fisura estable y la propagación de fisura por fatiga, siendo en este último caso donde se observa una ductilidad de la matriz más elevada, a escala local, debido al incremento térmico propio del proceso que habilita la posibilidad de que se generen *crazes* en su seno.

Por ello, en el proceso de la fatiga se pueden distinguir dos mecanismos claramente diferenciados, que establecen el fallo de materiales poliméricos termoplásticos reforzados con fibras cortas. Por un lado, prevalece la iniciación y el posterior crecimiento de una fisura, establecidos en los párrafos anteriores, y, por el otro, existe una degradación general del material sin existir la presencia de una grieta predominante. La mayor o menor presencia de uno u otro se deben principalmente a dos causas:

1. En primer lugar a la deformabilidad de la matriz que se puede ver afectada por factores externos ambientales como la humedad o la temperatura, siendo, en este caso, el fallo por fatiga producido principalmente por causas térmicas, cuyos mecanismos fueron revisados previamente. Horst y Spoormaker [67] establecieron, en 1996, una adaptación de los micromecanismos del fallo por fatiga de la PA reforzada con fibra de vidrio corta. Las fisuras en el componente permanecen puenteadas a través de material de matriz plásticamente deformada por estiramiento y/o por fibras, hasta el momento de la rotura final, como se muestra esquemáticamente en la Figura 2.18. Este mecanismo se encuentra acelerado cuando la matriz de PA, que presenta un marcado carácter higroscópico, incrementa su grado de humedad, de tal modo que el aumento del contenido de agua en su seno incrementa su ductilidad.

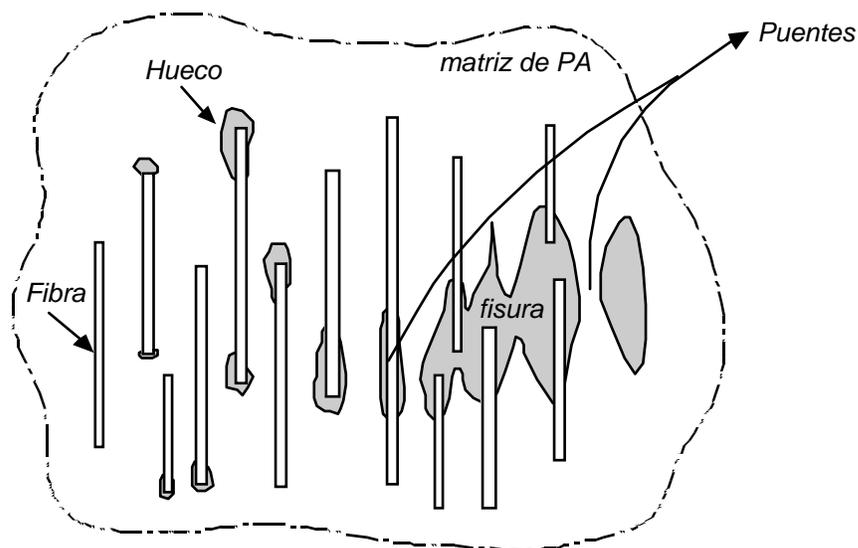


Figura 2.18. *Evolución de la microfisuración de la matriz.*

2. En segundo lugar, al grado de fortaleza del agente que establece la unión entre la matriz y el refuerzo. En general, en la zona de fatiga la fisura propaga por la interfase fibra-matriz por formación y coalescencia de microhuecos y microfisuras, debido a la agresividad de las fluctuaciones de carga sobre la resistencia del enlace fibra-matriz. Sin embargo, se comprobó que cuando existe buena adhesión entre los dos constituyentes del material compuesto, en la zona de rotura las fibras aparecen recubiertas de una capa de interfase, por lo que se desprende que el fallo se produce en la matriz adyacente. En el caso de que el material compuesto no presente un buen agente adhesivo, que asegure una unión óptima entre la fibra y la matriz, la fisura propaga por la interfase tanto en la zona de fatiga como en la zona de rotura del material.

Asimismo, en el mecanismo de generación de grietas por fatiga en el material, no sólo está presente el despegue de las fibras con respecto de la matriz a través de esfuerzos de cizalla y posterior rotura de la misma sino que, además, se contempla como condicionante la resistencia a la tracción de la interfase [68]. El daño inicial ocurre en el extremo de la fibra y a continuación se produce el despegue de las fibras circundantes donde las tensiones tangenciales en la interfase son altas. La descarga de las fibras incrementa la tensión en la matriz la cual responde deformándose. Esta deformación de la matriz se inhibe por el enlace establecido con las fibras de los alrededores que provocan la contracción lateral de la matriz. Este suceso provocará una tensión de tracción en la interfase haciéndola fallar por fatiga en tracción. Por lo tanto, la concatenación de sucesos, que favorecen la formación y el crecimiento de la fisura del material compuesto, puede ser la que se indica de modo esquemático en la Figura 2.19.

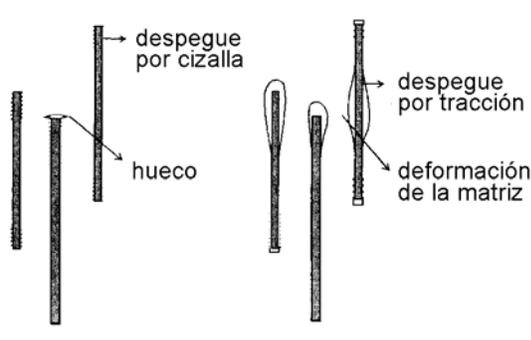


Figura 2.19. Evolución de la rotura del material compuesto (Extraído de [68]).

4 PERSPECTIVA GLOBAL

A lo largo de la revisión realizada en este capítulo se han puesto de manifiesto los posibles mecanismos de rotura térmicos y mecánicos, aislados o acoplados, existentes en materiales poliméricos en general, y de PA en particular, sin refuerzo y reforzados con fibras cortas, cuando son sometidos a la acción de cargas o deformaciones fluctuantes.

También existen numerosos estudios que establecen los condicionantes del fallo por fatiga bajo efectos térmico-mecánicos, que en los materiales de carácter viscoelástico se traduce en un problema acoplado de fatiga y de fluencia.

Sin embargo, los trabajos revisados no proporcionan información alguna acerca de las condiciones críticas capaces de establecer los límites de funcionalidad de estos materiales compuestos aplicados al diseño. Por lo tanto, la motivación de esta Tesis surge de la necesidad de establecer los condicionantes locales que inducen al inicio de los micromecanismos de fatiga de este tipo de materiales y que limitan la utilización de los mismos.