

# Capítulo 2

## Fatiga en materiales compuestos: comportamiento y mecanismos de degradación

### 2.1. Introducción

Es conocido que prácticamente todos los materiales sufren degradación de sus propiedades mecánicas a lo largo del tiempo por la aplicación de cargas cíclicas, o simplemente como consecuencia de su exposición a unas condiciones ambientales. La mayoría de elementos de materiales compuestos también son sensibles a la fatiga por cargas cíclicas lo que puede conducir al fallo del elemento estructural en cuestión.

Por lo tanto, es generalmente aceptado que los polímeros reforzados con fibras sufren fatiga. En un laminado o en una lámina de compuesto sometida a una sucesión de cargas cíclicas se observan principalmente dos fenómenos desde un punto de vista estructural: *(i)* la degradación de su rigidez a lo largo de la aplicación de los ciclos de carga y *(ii)* la rotura de la pieza, al cabo de un número de ciclos de aplicación de la carga, a niveles inferiores a los de la resistencia estática. Este comportamiento es consecuencia de la conjunción de varios mecanismos de daño que van apareciendo en distintos puntos del material a lo largo de este periodo. La coalescencia de estos daños o roturas locales provoca la degradación de las propiedades mecánicas globales. Estos mecanismos son los mismos que suceden al cargar el material cuasi-estáticamente, pero el distinto ritmo de evolución y la consiguiente interacción entre mecanismos al aplicar cargas cíclicas conducen a modos de degradación y fractura distintos. La participación relativa de cada mecanismo de daño depende tanto de las propiedades de los materiales constituyentes y de la configuración del laminado como de las características de la carga aplicada.

El objeto a largo plazo de los estudios sobre el daño en compuestos consiste en desarrollar un marco conceptual que permita predecir la forma de deterioro microestructural según un estado de cargas, su evolución, su interacción y su influencia sobre las propiedades mecánicas del material. Este conocimiento no sólo permitiría prever la esperanza de vida de un elemento estructural sino que posibilitaría el diseño del material para una vida óptima en

una aplicación determinada. Es ésta una tarea enorme que, por su complejidad, parece todavía de difícil alcance. Sin embargo, existen numerosos estudios en esta dirección abordados en condiciones especialmente favorables y que han servido para aclarar algunas generalidades importantes sobre este tema.

Debe hacerse alusión también a la importancia de las discontinuidades o defectos del material, introducidos a veces durante el proceso de producción, que influyen en el comportamiento a fatiga de los compuestos. Microcavidades, desalineaciones de las fibras, variaciones locales del contenido de fibra, etc. pueden ser los elementos que determinen el comportamiento a fatiga del compuesto. La búsqueda de mejores propiedades a fatiga pasa, a buen seguro, por una mejora en las técnicas de producción. Por otra parte, un correcto conocimiento del comportamiento a tiempos largos requerirá una caracterización eficiente y un buen tratamiento estocástico de estos defectos.

En los primeros apartados de este capítulo se muestra una visión general del comportamiento estructural global de los laminados sometidos a fatiga. Se presentan las formas más comunes de caracterizar la degradación de un laminado (curvas S-N, evolución de la rigidez con el número de ciclos, curvas de resistencia residual, etc.). También se introducen los principales aspectos que influyen en su respuesta a lo largo del tiempo, bien debidos al propio material, bien referentes al estado de sollicitación que producen las cargas externas cíclicas (como por ejemplo, la influencia de la tensión media, tensiones a tracción y compresión, etc.). A continuación, en este mismo capítulo, se pretende resumir de manera cualitativa los mecanismos microestructurales que conducen a la degradación de un material compuesto de matriz polimérica y que permiten una comprensión de las causas finales de degradación y fallo. Obviamente, por extensión y por profundidad, representa sólo un primer paso a una problemática compleja y con numerosos interrogantes por resolver. Aun así, éste es un enfoque constructivo puesto que esta comprensión debe facilitar la modelización de la degradación mecánica del material y debe permitir establecer criterios que permitan optimizar el material para una mayor durabilidad en un entorno particular.

## **2.2. Consideraciones generales de la degradación a fatiga de un laminado**

Un laminado es un material altamente heterogéneo que presenta una gran anisotropía. Estas dos propiedades influyen de manera decisiva en su comportamiento y también en cómo se presenta el mecanismo de degradación por fatiga. Este comportamiento se puede observar a dos escalas: *(i)* a nivel cuasi-macroscópico cada una de las láminas posee un comportamiento mecánico anisótropo y dependiente de la orientación y contenido del refuerzo y *(ii)* a escala microestructural, la gran diferencia en las propiedades de matriz y refuerzo ocasiona que aparezcan tensiones y deformaciones adicionales a las producidas

por las cargas externas. Esto es debido a que la falta de homogeneidad del material da lugar a la aparición de cargas internas entre los distintos componentes del material. Esta distribución de cargas origina fuertes campos tensoriales en dos o tres direcciones que se superponen entre sí, incluso en el caso de carga global unidireccional.

La heterogeneidad es el factor principal que marca la respuesta de estos materiales sometidos a cargas cíclicas. Desde el punto de vista del comportamiento a fatiga presenta un doble efecto contrapuesto. Por un lado es el factor que condiciona más el inicio de la degradación a nivel micromecánico. Contribuye a la complejidad de los estados de tensión asociados con el desarrollo del daño a fatiga, aún antes de empezar con el proceso de degradación. Es decir, la existencia de distintas fases con distintas propiedades es el desencadenante de los mecanismos de degradación local que actúan iniciando el proceso global de daño. Ejemplos de estos mecanismos (o sucesos) son la formación de grietas en la matriz, pérdidas de adherencia, rotura de fibras de refuerzo, separación de láminas, etc. Por otro lado, es un factor que en mayor o menor medida contribuye a que los materiales compuestos laminados presenten una buena resistencia a la fatiga. La expansión del daño se ve frenada por la presencia de discontinuidades entre placas adyacentes, o entre fases distintas, debido a su diferencia de propiedades y de comportamiento.

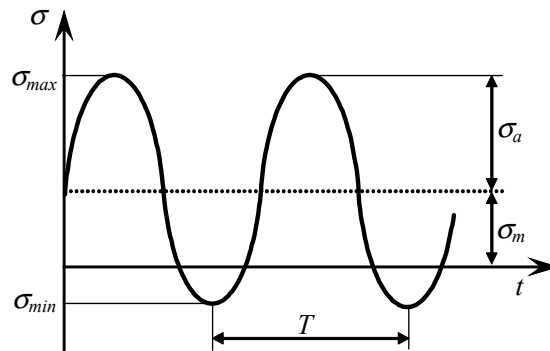
La anisotropía también influye en el desarrollo del daño por fatiga. La dependencia direccional de las propiedades está asociada con el complejo estado de tensiones que da lugar a acoplamientos, como por ejemplo combinaciones de tracción axial y esfuerzo cortante. De todas formas, el efecto más interesante de la anisotropía es la compleja distribución interna de tensiones asociadas a la degradación. Se originan estados de tensión tridimensional que constituyen un gran obstáculo para reflejar de manera eficiente las consecuencias de la acumulación de daño por fatiga en materiales compuestos laminados.

### **2.3. Fenómeno de la fatiga. Curvas tensión – esperanza de vida**

La ruptura de un material compuesto reforzado con fibras largas causada por cargas cíclicas es un proceso progresivo en el que aparecen y se combinan distintos mecanismos de degradación del laminado. La aparición de pequeñas grietas en la matriz puede traducirse, según las características del laminado, en una propagación de estas grietas hasta producirse una rotura de fibras en las zonas adyacentes y una deslaminación local entre las láminas. Así pues, el mecanismo que produce la fatiga no se asemeja a la nucleación y propagación de un solo defecto, como es el caso de los metales, si no que se origina por una distribución de defectos que van aumentando con el número de ciclos hasta que se produce la rotura de todo el laminado. De todos modos muchos de los principales trabajos realizados sobre la fatiga de composites toman como referencia de base el conocimiento previo de la fatiga en metales o en materiales homogéneos. Esto no es del todo irracional dado que los métodos

establecidos en la acumulación de daño y análisis de fatiga en metales pueden servir para caracterizar el fenómeno y para mejorar el diseño contra los efectos de la fatiga sobre las propiedades estructurales efectivas del material. El abuso de esta equivalencia en el tratamiento del fenómeno de fatiga reside en asumir que los mecanismos que originan el comportamiento de fatiga del material son los mismos para metales y para los compuestos.

El comportamiento a fatiga de cualquier material, incluyendo los polímeros reforzados, no sólo depende del nivel máximo de tensión a que está sometido sino también del tipo de tensión cíclica que recibe. De todos los parámetros que definen la evolución temporal de la tensión cíclica (ver figura 2-1) se admite comúnmente que los valores de tensión máxima y mínima ( $\sigma_{max}$  y  $\sigma_{min}$ ) y su cociente (el cual se define como índice de reversión,  $R = \sigma_{min} / \sigma_{max}$ ) son los valores imprescindibles para su caracterización. En cambio, otros parámetros como la frecuencia o la forma de la evolución temporal del ciclo de tensión puede considerarse que tienen una influencia más bien escasa. Otra forma de identificar correctamente la tensión cíclica es a través de la tensión media ( $\sigma_m = 1/2 \cdot \sigma_{max} + 1/2 \cdot \sigma_{min}$ ) y la tensión alterna ( $\sigma_a = 1/2 \cdot \sigma_{max} - 1/2 \cdot \sigma_{min}$ ).

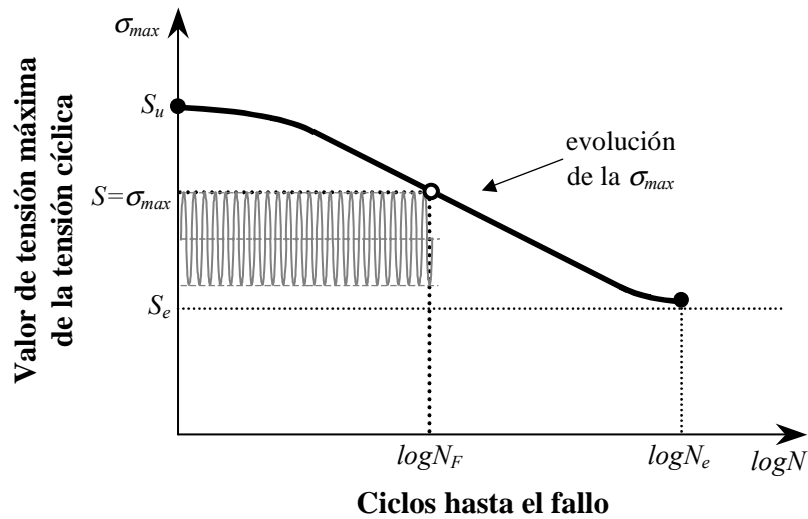


**Figura 2-1.** Carga cíclica típica de periodo  $T$ .

Los distintos valores que puede tomar  $R$  permiten identificar la naturaleza de la tensión variable. Valores de  $R$  comprendidos entre  $-\infty$  y  $0$  indican una tensión tracción–compresión (T–C), un valor de  $-1$  indica una carga simétricamente oscilante. Cuando  $R$  está entre  $0$  y  $+1$  indica tensión de sólo tracción (T–T). Los valores comprendidos entre  $+\infty$  y  $+1$  definen tensiones sólo compresión (C–C). El valor límite de  $R$  igual a  $+1$  indica tracción o compresión estacionaria. Esta evolución se discute de forma más exhaustiva en el apartado 4-4 del capítulo 4.

Históricamente, antes del desarrollo de la mecánica de fractura, que permitió estudiar la fatiga en metales como un problema de crecimiento de grieta, la única información que se

disponía para los diseños sometidos a fatiga era la curva que relaciona la tensión aplicada con el número de ciclos hasta la rotura, que normalmente se representa en el plano semilogarítmico *tensión-log(N)*. Esta curva tensión-vida, o curva S–N, muestra directamente la percepción natural de la fatiga en término de resultados experimentales Sin embargo, no proporciona indicación alguna sobre la disminución de la rigidez, el mecanismo de daño, la presencia de grietas o el cambio en las características de los materiales como consecuencia del proceso de degradación. La curva S–N relaciona simplemente la tensión cíclica de amplitud constante, normalmente en función de la tensión máxima, con el número de ciclos esperados ( $N_F$ ) antes de que aparezca el fallo. Usualmente representa la media de la vida de una misma geometría (probeta) sometida a varias pruebas al mismo nivel de tensión cíclica.



**Figura 2-2.** Las curvas S–N muestran la disminución de la resistencia ( $S$ ), desde su valor estático ( $S_u$ ) hasta el límite de fatiga ( $S_e$ ). Para cada nivel de tensiones ( $S$ ) proporciona el valor medio de la vida esperada ( $N$ )

La curva S–N esquemática de la figura 2-2 muestra las tres zonas principales que se presentan en los materiales metálicos: una zona inicial donde la pendiente es relativamente suave, una zona central donde se incrementa la pendiente y una zona final donde la pendiente vuelve a suavizarse hasta estabilizarse en una tensión límite. Este límite para las curvas S–N es conocido como límite de fatiga (o *endurance limit*) e implica que a niveles de tensión inferiores el material no llega nunca a la falla por fatiga. En materiales compuestos el número de ciclos para llegar a esta zona es tan elevado que prácticamente no se realiza experimentación en ella. Por lo tanto, usualmente se ignora si existe un límite a la fatiga en composites.

La curva S–N es un punto de partida útil para el diseñador. Prestando la debida atención a los aspectos estadísticos de la generación de los datos, le permite asociar una probabilidad de fallo a un cierto nivel de tensiones, concepto mucho más realista que un criterio simplista de fallo o no fallo. Disponiendo sólo de esta información ya es posible diseñar una pieza sometida a fatiga, y muchos diseñadores lo prefieren así, sin tener en consideración el mecanismo de daño subyacente. Sin embargo, dado que el mecanismo de daño dominante en los polímeros reforzados con fibras varía en función de la naturaleza del compuesto (la combinación particular de fibras y matriz, la distribución y orientación del refuerzo, *etc.*) y de las condiciones de carga (tensión, flexión, compresión, *etc.*) los resultados experimentales no son fácilmente generalizables. Esto justifica los esfuerzos que se han hecho en las últimas décadas para mejorar el conocimiento de la fatiga en composites.

## **2.4. Factores del material que afectan a la vida a fatiga de los laminados**

### *(a) Influencia de la fase de refuerzo*

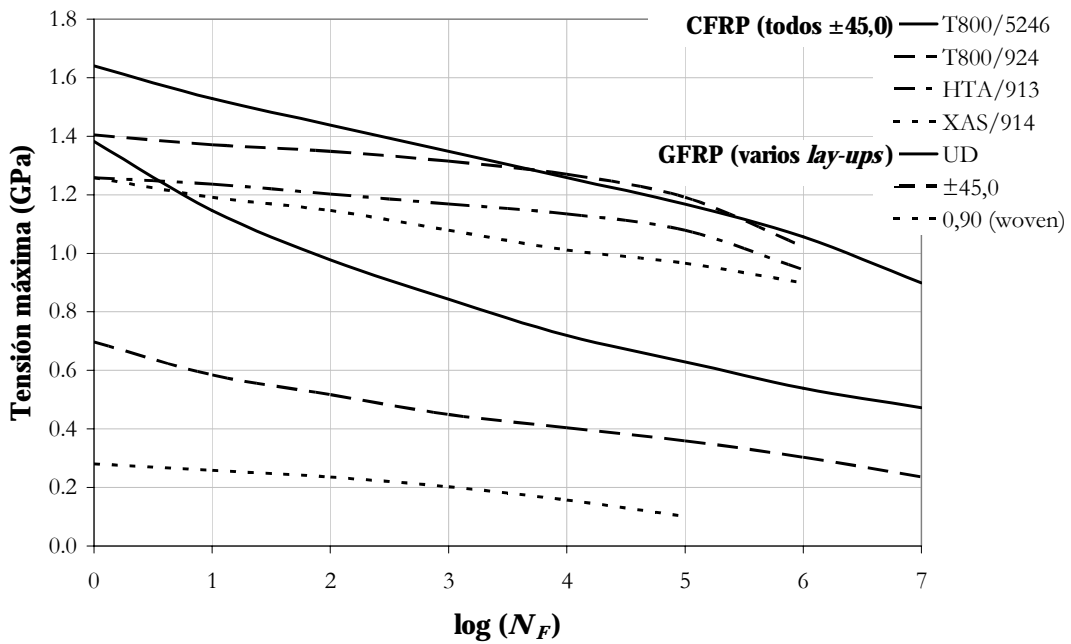
Una selección de curvas S-N para GFRP y CFRP obtenidas en los trabajos desarrollados por Harris y cooperadores (2001) se muestra en la figura 2-3. Como puede observarse los resultados experimentales difieren de la representación esquemática de la figura 2-2 puesto que en ninguna de las curvas es posible identificar claramente las tres zonas comentadas anteriormente. Las zonas o etapas diferenciadas que van apareciendo en el trazado de las curvas S-N tienen que ver con la naturaleza de los mecanismos de degradación que va sufriendo el material.

Como puede observarse en la figura 2-3 los compuestos con fibra de vidrio y con fibra de carbono tienen un comportamiento marcadamente dispar. La fatiga en los polímeros reforzados con fibras de vidrio presenta una disminución de la resistencia con el número de ciclos de carga más acentuada que en otros polímeros reforzados con otras fibras, como por ejemplo los polímeros reforzados con fibras de carbono. Una posible razón del distinto comportamiento de los composites reforzados con fibra de vidrio es que este tipo de fibra presenta una alta deformación antes del fallo, superior a la que presenta la matriz polimérica. En cambio la fibra de carbono la presenta una deformación extremadamente baja, muy inferior a la de la matriz. Otra diferencia sustancial es que las fibras de vidrio se degradan por el efecto de la humedad, mientras que las fibras de carbono son prácticamente inmunes a los fenómenos ambientales<sup>4</sup>.

---

<sup>4</sup> La sensibilidad de los GFRP a los factores ambientales hace que sea muy importante cuidar su experimentación a fatiga mucho más que en otros laminados, como los refuerzo de carbono. Para lograr una

Como se verá en el apartado 2.7, la influencia de las propiedades del refuerzo condiciona principalmente el comportamiento de los laminados UD. Por ejemplo, un laminado UD de fibra de carbono casi no presenta disminución de la resistencia inicial a lo largo de los ciclos de carga, en cambio en los laminados UD de fibra de vidrio o de aramida la pendiente de la curva S-N es significativa (ver figura 2-3).



**Figura 2-3.** Curvas S-N para laminados CFRP y GFRP ensayados en tensión repetitiva, R=0,1 (Harris, 2001)

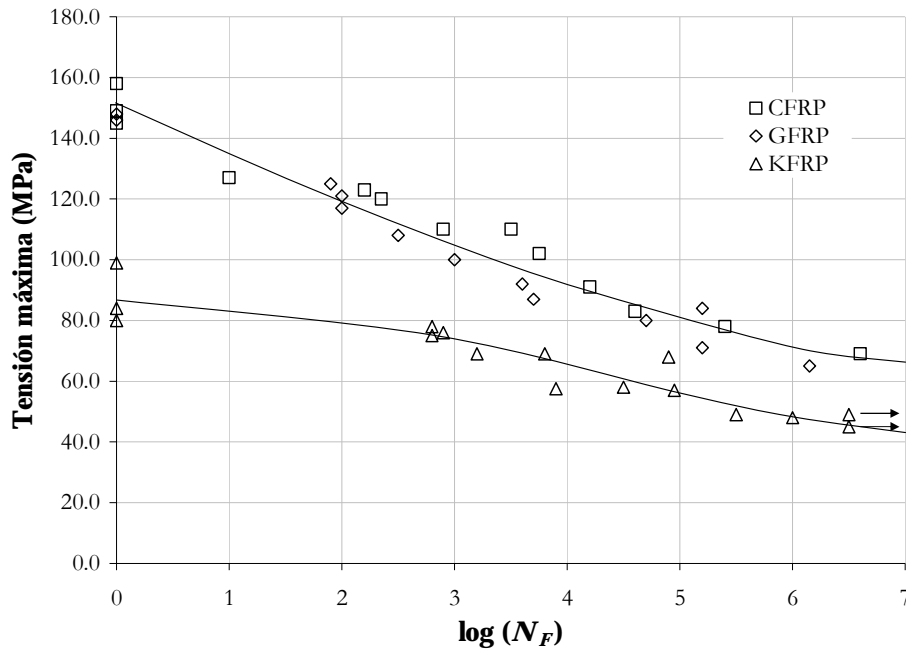
*(b) Influencia de la orientación de la fase de las fibras*

La figura 2-4 muestra la vida a fatiga de laminados con distintos materiales de refuerzo (a ±45°) y la misma matriz sometidos a cargas a tracción. En estos laminados los esfuerzos no están en dirección de la fibra lo que provoca un estado de tensiones complejo con la aparición de tensiones en la dirección del refuerzo y de esfuerzo cortante entre la matriz y la fibra. Puede observarse como el comportamiento de los GFRP y de los CFRP es similar ya que en este caso la degradación a fatiga está determinada mayoritariamente por las propiedades de la matriz. El comportamiento de los laminados de KFRP (polímeros

---

buena disipación de la temperatura y obtener resultados comparables a distintos niveles de carga es importante hacer los experimentos con un ratio fijo de aplicación de la carga (RLA) (Sims y Gladman, 1978)

reforzados con fibras de Kevlar) es ligeramente peor debido a que las fibras de aramida tienen una degradación importante cuando están sometidas a cortante.



**Figura 2-4.** Curvas S-N para laminados de  $[(+45,-45)_2]_s$  con resina epoxy reforzadas con carbono HTS (CFRP), E-glass (GFRP) y Kevlar-49 (KFRP) para tensión repetitiva tracción-tracción,  $R=0,1$  (Harris, 2001)

(c) *Influencia de la matriz y de la adherencia fibra-matriz*

Es evidente en los experimentos a fatiga realizados en plásticos reforzados con fibra de vidrio que la matriz y la interfase fibra-matriz son los puntos que más influyen en la variación de su resistencia. Las variaciones en el contenido de resina afectan a la resistencia a fatiga mucho más que el efecto que tienen sobre la resistencia a tensión estática (Owen, 1970). Se considera que el contenido óptimo de resina está entre el 20 y el 30 % del volumen. En contraste, las propiedades de la matriz en los CFRP tienen una influencia mucho menor. Por otro lado la mejora, durante el proceso de producción, de la adherencia fibra-matriz hace mejorar de forma manifiesta las propiedades a fatiga.



*(d) Influencia del refuerzo en forma de tejido ondulado*

Por razones de producción (por ejemplo para mejorar la *drapeabilidad*<sup>5</sup> del refuerzo en superficies con doble curvatura) tiene una considerable ventaja el uso de tejidos ondulados como refuerzo. Curtis y Moore (1987) demuestran que tanto la resistencia a tracción monotónica como las resistencias a fatiga de los CFRP reforzados con tejidos ondulados son significativamente inferiores a los fabricados con refuerzos no ondulados. Esto se debe a la importante influencia que tienen las fibras a 0° en las propiedades efectivas y que al estar onduladas tienen un menor rendimiento. Sin embargo, en los laminados con tejidos orientados a  $\pm 45^\circ$  las propiedades de resistencia mejoran sensiblemente con un refuerzo ondulado.

*(e) Laminados híbridos*

Un compuesto que tiene más de un tipo de refuerzo es conocido como un *compuesto híbrido*. Algunos experimentos con tejidos mixtos de fibras de carbono y vidrio (Dickson *et al.*, 1989) han demostrado que añadir fibras de carbono a un GFRP mejora su resistencia a fatiga más o menos en la misma proporción que la de la fibra de carbono añadida, en concordancia con la regla de mezclas. En otros trabajos (Fernando *et al.*, 1988) se han estudiado laminados híbridos UD de carbono/Kevlar-49 con matriz de epoxy donde se ha observado que mientras las resistencias a tensión siguen la regla de mezclas, sus resistencias a fatiga mejoran por encima de ella. Los mismos autores, experimentando con CFRP/GFRP unidireccional, han obtenido valores de resistencia estática inferiores a los que da un modelo basado en la regla de mezclas. Sin embargo, el comportamiento a fatiga muestra que el efecto de utilizar refuerzo híbrido es claramente positivo. Por lo tanto, estos experimentos sugieren que los factores que controlan la respuesta del material a una carga a tensión monotónica no necesariamente determinan el comportamiento bajo cargas cíclicas, y que, aparentemente, el uso de híbridos tiene efectos positivos sobre el comportamiento a fatiga con respecto a los laminados con una sola fase de refuerzo.

**2.5. Efecto de las características de las tensiones en la fatiga de los laminados**

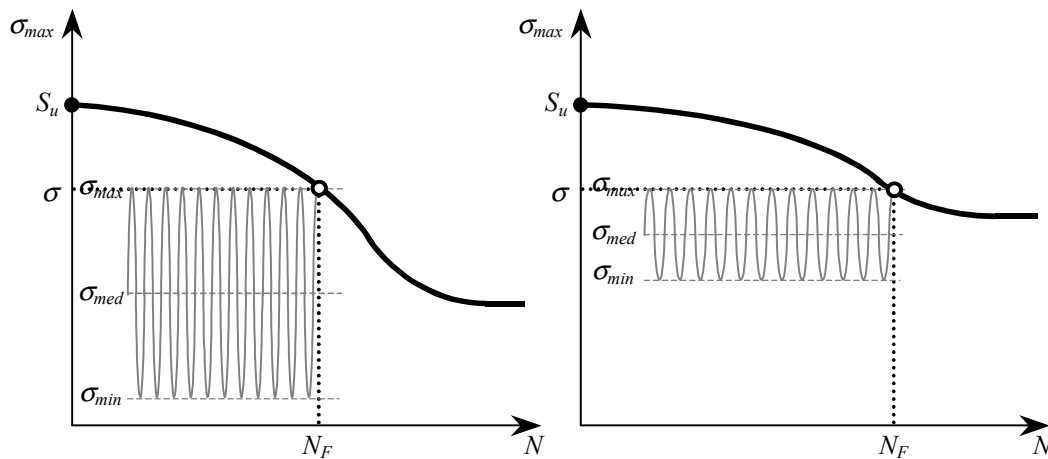
Tal como se ha apuntado con anterioridad, no solo el valor de la tensión máxima de la tensión cíclica aplicada influye en la vida a fatiga de un material. Se observa experimentalmente que la esperanza de vida depende más bien del nivel de tensiones y del índice de reversión R, es decir de la relación entre la tensión máxima y mínima de cada ciclo. Dicho de otro modo, la degradación por fatiga es distinta para diferentes tensiones

---

<sup>5</sup> Capacidad de un tejido para cubrir una superficie sin que aparezcan arrugas

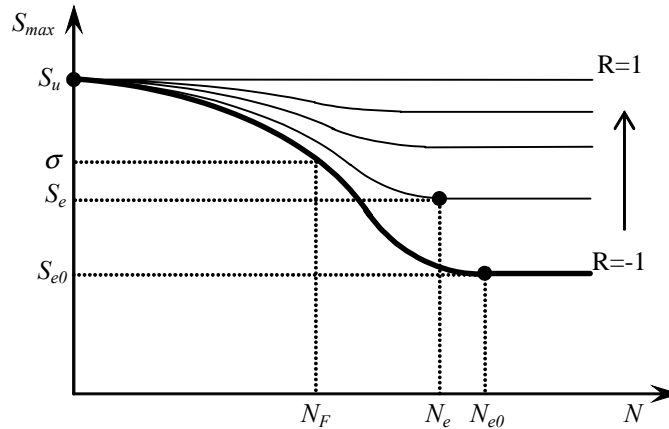
medias aunque el nivel de tensión máxima sea el mismo. A este fenómeno se le denomina *efecto de la tensión media* sobre la fatiga.

Dada distintas tensiones cíclicas que tengan la misma tensión máxima pero distintas tensiones medias las curvas S-N predicen distinta vida ( $N_F$ ) para el mismo material. Cuando la componente media es poco importante y casi todo el nivel de tensión induce a una elevada componente alterna lo que produce una rápida degradación del material. En cambio cuando la tensión cíclica va adquiriendo una componente media mayor la degradación es más lenta ya que cada vez la variación de tensión a lo largo del tiempo es menos acusada. (ver figura 2-5)



**Figura 2-5.** Para la misma tensión máxima ( $\sigma$ ) pero distinta tensión media las curvas S-N predicen distinta vida ( $N_F$ ) para el mismo material. A la izquierda, una componente media baja y una elevada componente alterna produce una rápida degradación del material. En cambio, a la derecha, una tensión cíclica con una componente media mayor y una componente alterna menor provoca una degradación es más lenta.

Por lo tanto, la información que proporciona una sola curva S-N no es suficiente para caracterizar totalmente el comportamiento a fatiga. Es necesaria toda una familia de curvas representada en el plano S-N para caracterizar un material para cualquier tipo de tensión cíclica que produzca degradación a fatiga. Si se obtienen suficientes datos para mostrar esta influencia, por ejemplo, se pueden representar las distintas curvas en el plano S-N en función de su índice de reversión, como muestra de forma esquemática la figura 2-6.



**Figura 2-6.** Familia de curvas S-N para tensiones medias positivas (índice de reversión  $R$  entre  $-1$ , tensión completamente alterna T-C, y  $+1$ , tensión cuasi-estática T-T)

### 2.5.1. Efecto de las tensiones a compresión en los laminados a fatiga

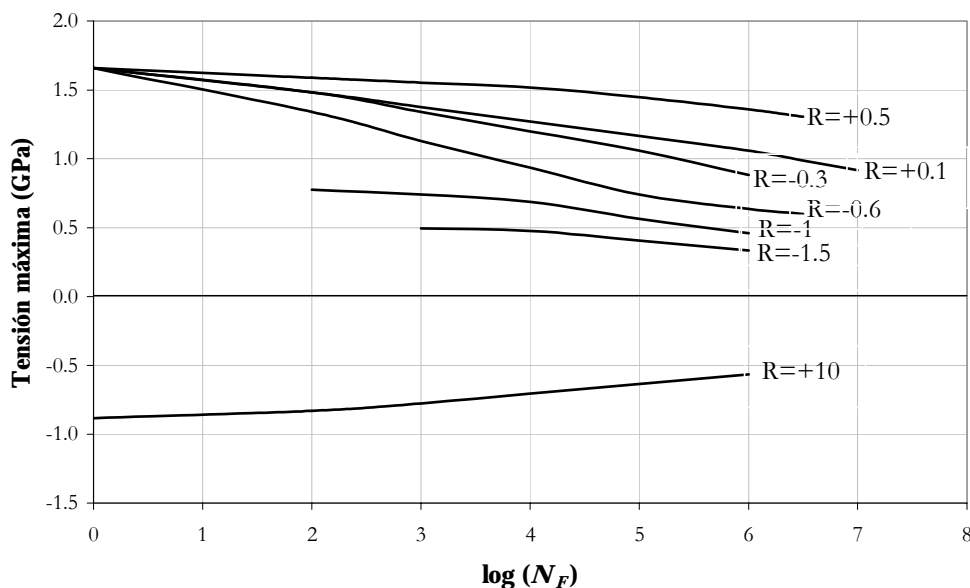
El comportamiento a fatiga no tiene por qué ser igual cuando los ciclos de tensión cíclica se mantienen siempre a tracción (tracción-tracción, T-T) que cuando son a compresión (compresión-compresión, C-C), o bien cuando a cada ciclo se pasa de tracción a compresión (T-C). Los mecanismos de daño sobre el laminado son diferentes y esto tendrá un efecto sobre la degradación a fatiga.

Es muy común encontrar piezas en servicio donde la carga a fatiga provoca tensiones que pasan de tracción a compresión (T-C) a lo largo del tiempo. Sin embargo la mayoría de datos experimentales han sido obtenidos bajo tensiones cíclicas T-T. La razón de este desequilibrio se explica por las dificultades que conlleva realizar experimentos con tensiones a compresión. La ejecución y análisis de experimentos donde aparezca compresión se complica mucho debido a la aparición del fenómeno de pandeo en las probetas ensayadas, que provoca una pérdida importante del control en el estado de tensiones. En materiales con una microestructura homogénea, por ejemplo en metales, esto tiene relativamente poca importancia. Dado que es correcto asumir que las tensiones a compresión no son significativas a fatiga. En cambio, en los compuestos la falta de más trabajos que traten la compresión es un inconveniente importante ya que los laminados con fatiga a T-C tienen más deterioro que con tensiones a T-T.

En materiales homogéneos las tensiones a tracción tienden a abrir las grietas, producto de la degradación a fatiga. Por lo tanto, son estas tensiones las que dominan la propagación de las grietas. En cambio, en el intervalo de compresión éstas se cierran y su propagación resulta insignificante. Por contra en los composites, al encontrarse fases con distintas propiedades elásticas las microgrietas que aparecen en fatiga pueden abrirse en un estado

de tensiones a compresión, especialmente aquellas grietas que están orientadas en dirección de la carga (Gamstedt y Sjogern, 1999). De todos modos, las razones físicas del efecto adverso que producen las tensiones T-C en materiales compuestos no están todavía completamente esclarecidas sobretodo a nivel microestructural. Aún así, es evidente en los diagramas de vida S-N la mayor degradación a T-C, ya que éstos muestran una pendiente más acentuada cuando son representativos de tensiones cíclicas con valores a compresión.

Los efectos de la tensión media y de la tensión a compresión se ilustran claramente con el empleo de distintas curvas S-N para cada índice de reversión  $R$ . En la figura 2-7 se muestran las curvas de vida en función de la tensión máxima para un laminado  $[(\pm 45, 0_2)_2]_s$  de T800/epoxy a partir de los resultados experimentales de Gathercole *et al.* (1994).



**Figura 2-7.** Familia de curvas S-N para distintos índices de reversión  $R$ , de un laminado  $[(\pm 45, 0_2)_2]_s$  de T800/epoxy (Gathercole *et al.* 1994)

Un índice  $R$  superior a 0 corresponde a tensiones T-T, un valor negativo de  $R$  representa T-C y los valores de  $R$  en entre +1 y  $+\infty$  identifican tensiones C-C<sup>6</sup>. Puede observarse en la figura como todas las curvas S-N representativas de tensiones T-T, y algunas de las T-C ( $R=-0,3$  y  $R=-0,6$ ) tienen como punto de inicio para  $N=1$  la resistencia a tracción. Esto es

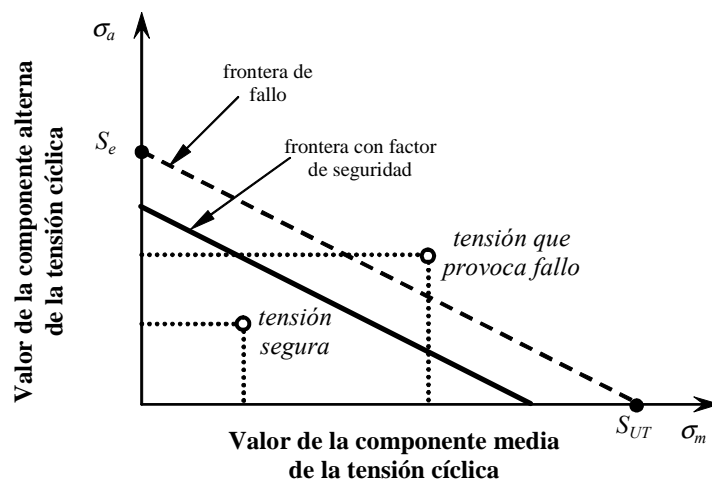
<sup>6</sup> Para evitar problemas durante la experimentación normalmente no se experimenta en valores T-T con  $R=0$ . Al encontrarse este valor en el límite con T-C puede dar lugar a tensiones a compresión indeseadas. Normalmente el valor más próximo a  $R=0$  que se toma es el de  $R=+0,1$  lo que garantiza una T-T real. Lo mismo ocurre con el valor límite C-C de  $R=+\infty$ , para este tipo de experimentos se toma el valor  $R=+10$ .

indicativo de que a bajo número de ciclos rompen por tracción. En cambio, en las curvas correspondientes a tensiones cíclicas T-C con una componente a compresión importante ( $R=-1$  y  $R=-1,5$ ) o en las curvas de tensiones C-C esto no ocurre, lo que indica que fallan por compresión. Este fenómeno se describe con más detalle en el capítulo 4 apartado 4.4.

El efecto de la tensión media y de las tensiones a compresión ha sido estudiado ampliamente en el caso de laminados multidireccionales que contengan láminas en *off-axis* (Rosenfeld y Huang, 1978 y Curtis, 1991), y en particular en laminados que contengan láminas transversales (Owen 1974; Gathercole *et al.* 1994; Boyum y Mall 1995; Nyman, 1996). Los efectos perjudiciales de la carga a compresión en laminados unidireccionales transversales fueron observados por Rotem y Nelson (1989) y por El Kadi y Ellyin (1994). En laminados multidireccionales, la deslaminación junto al pandeo de la lámina fuera del su plano juega un papel importante en el comportamiento a compresión del laminado a nivel de lámina.

### 2.5.2. Diagramas de vida constante

La proporción entre las componentes media y alterna de la tensión la tensión cíclica es muy significativa en el comportamiento de un material sometido a fatiga por lo cual han desarrollado representaciones gráficas que presenten esta influencia de una forma más o menos equivalente. Una de las representaciones más usuales es el diagrama de vida constante en el plano  $\sigma_m - \sigma_a$  que relaciona la tensión media con la tensión alterna para un determinado número ciclos. Este diagrama se utiliza habitualmente en el diseño de piezas.



**Figura 2-8.** Aplicación al diseño del diagrama de vida constante en el plano  $\sigma_m - \sigma_a$  según la regla lineal de Goodman.  $S_{UT}$  en el eje horizontal es el límite de resistencia a tracción y  $S_e$  en el vertical es el límite de fatiga

Como se muestra en la figura 2-8, permite representar, incluyendo un factor de seguridad, una frontera entre el fallo y la seguridad para un determinado tiempo de vida del material.

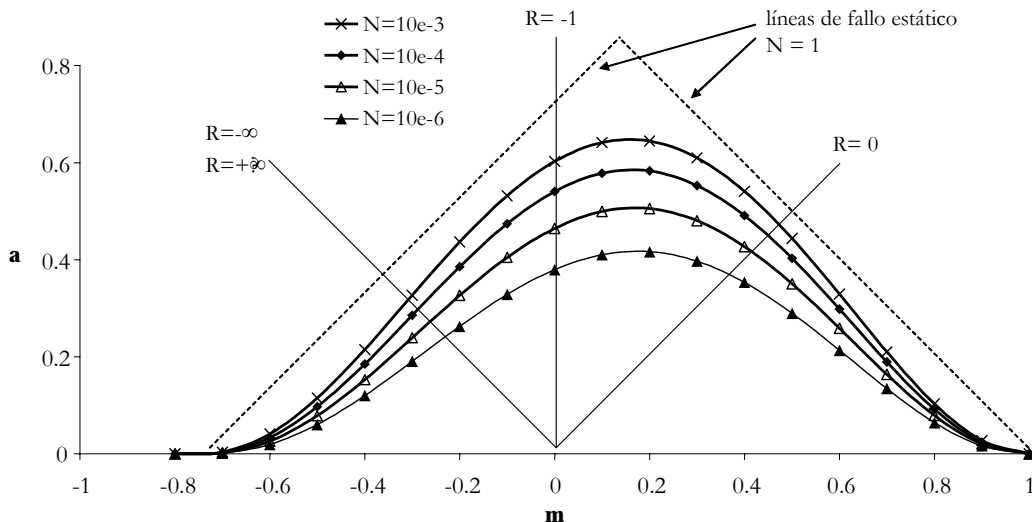
Si la frontera corresponde a una línea en el plano  $\sigma_m - \sigma_a$  se denomina regla lineal de Goodman (1899) o bien ley de Goodman modificada. Dado que en diseño estructural esta relación lineal es muy utilizada muchas veces a este tipo de diagrama de vida constante en el plano  $\sigma_m - \sigma_a$  se le denomina de forma genérica *diagrama de Goodman*.

Este diagrama permite observar la influencia de la tensión media y, si se incluyen tensiones medias negativas, el efecto de las tensiones a compresión. Un aspecto que como se ha indicado anteriormente nada despreciable en compuestos. En el apartado 4.4 del capítulo 4 se realiza una discusión más amplia de los diagramas de vida constante y de su relación matemática con la representación de familias de curvas con distinto parámetro  $R$ .

Es especialmente significativo el trabajo realizado en este aspecto por Harris *et al.* (2001, 2002) quienes muestran el efecto de la tensión media y de las tensiones a compresión mediante un diagrama de vida constante normalizado según la función:

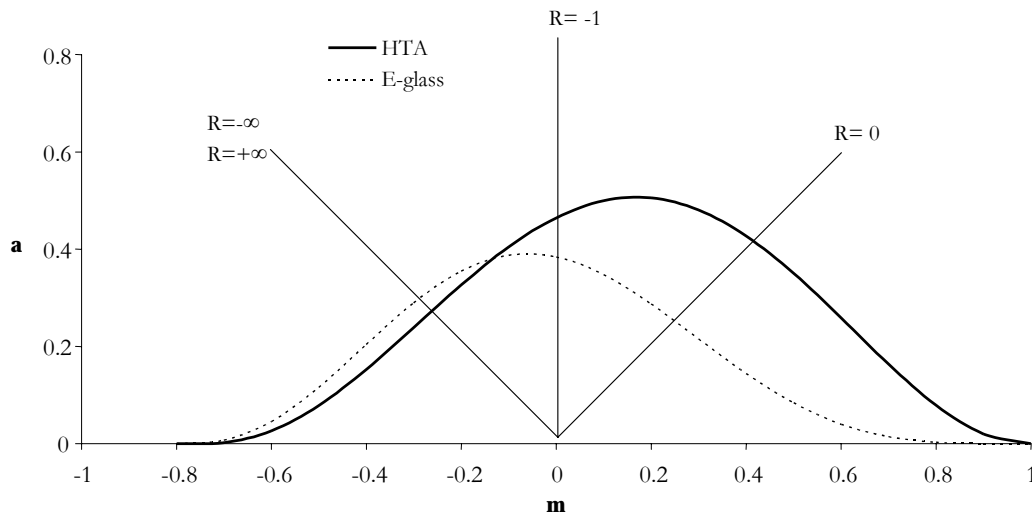
$$a = f(1-m)^u (c+m)^v \quad (2-1)$$

donde  $a = \sigma_a / S_{UT}$ ,  $c = \sigma_m / S_{UT}$  y  $m = S_{UC} / S_{UT}$ , siendo  $S_{UT}$  y  $S_{UC}$  las resistencias cuasi-estáticas a tracción y compresión respectivamente. Los parámetros  $f$ ,  $u$  y  $v$  son empíricos, y deben ser obtenidos a partir de los datos experimentales. Normalmente los exponentes  $u$  y  $v$  tienen un valor parecido. El valor  $f$  controla principalmente la altura de la curva. Un ejemplo de este diagrama normalizado para un CFRP concreto se muestra en la figura 2-9.



**Figura 2-9.** Diagramas de vida constante para un laminado  $[(\pm 45, 0_2)_2]_s$  de T800/epoxy (Harris *et al.* 2001)

Esta doble normalización permite comparar las distintas formas que adquiere el diagrama según cual sea el tipo de laminado. Por ejemplo, en la figura 2-10 se muestran las curvas de vida constante para un laminado CFRP (HTA/epoxy) y para un laminado GFRP (E-glass/epoxy), ambos con la misma configuración de refuerzo  $[(\pm 45, 0_2)_2]_s$  y para una vida de  $10^5$  ciclos. Se puede observar como el GFRP presenta una curva más asimétrica que el CFRP. Su máximo es menor y además éste se encuentra en la zona de tensiones medias negativas ( $R$  superior a -1) cuando en de CFRP se halla en valores de tensiones medias positivas ( $R$  inferior a -1). Todas estas diferencias tienen que ser atribuidas al distinto comportamiento de la fase de refuerzo.

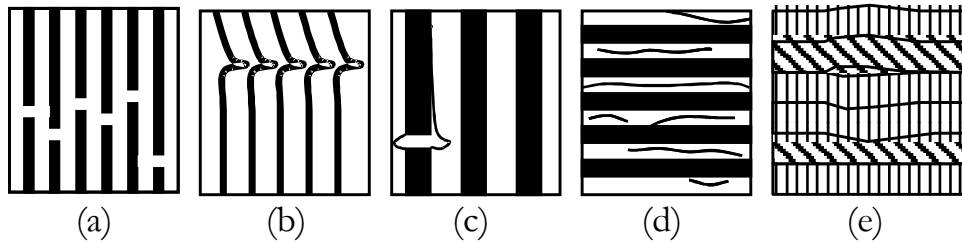


**Figura 2-10.** Diagramas de vida constante para laminados  $[(\pm 45, 0_2)_2]_s$  de fibra de carbono (HTA/epoxy) y de fibra de vidrio (E-glass/epoxy) (Harris *et al.* 2001)

## 2.6. Mecanismos de daño en laminados

Como ya se ha apuntado con anterioridad, el daño microestructural del compuesto puede obedecer a alguno de los siguientes fenómenos activos dentro de la lámina: rotura de fibras, formación de grietas en la matriz, rotura de la interfase entre fibra-matriz<sup>7</sup> y pandeo de la fibra bajo esfuerzos de compresión. Además, se debe considerar el daño entre láminas sobretodo el despegue entre láminas adyacentes o deslaminación (ver figura 2-11).

<sup>7</sup> Lo que en inglés se denomina *debonding* y que en castellano se ha venido a designar como *deslizamiento fibra-matriz* (DFM); este término obedece al hecho que al producirse la desunión entre fibra y matriz, inmediatamente ocurre un desplazamiento relativo entre ambos por la diferencia de propiedades elásticas.



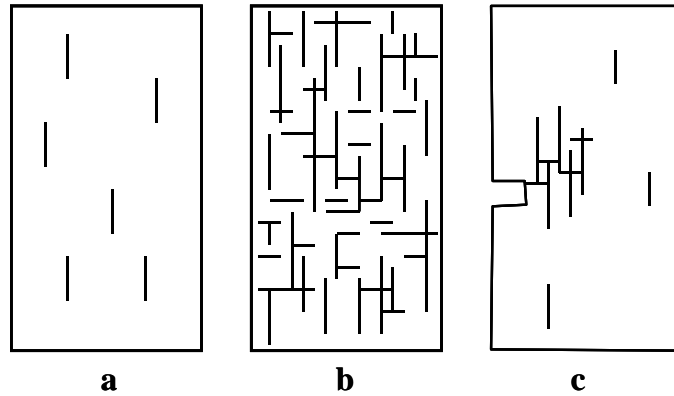
**Figura 2-11.** Mecanismos de daño en compuestos. a) rotura de fibras, b) pandeo de fibra por esfuerzos de compresión, c) *debonding* d) agrietamiento en la matriz, e) deslaminación.

Aunque es necesario distinguir claramente el estudio del comportamiento de los compuestos cuando están sometidos a cargas estáticas de cuando lo están a cargas cíclicas, en los dos casos se observan los mismos mecanismos de daño que conducen a la degradación del compuesto. Se observa que el estado de deterioro microestructural en el momento de la rotura puede ser muy similar, ya sea como resultado de la aplicación a un elemento estructural de una carga estática, ya sea como desarrollo progresivo al someter el material a esfuerzos cíclicos.

Al hablar de fatiga es conveniente resaltar las importantes diferencias entre la evolución del daño de los materiales compuestos y la que aparece en los materiales homogéneos. Por ejemplo, en los metales (que son los materiales más estudiados y, en consecuencia, con un comportamiento más conocido) el deterioro microestructural que padecen bajo cargas cíclicas puede subdividirse en tres etapas: *i*) nucleación de una grieta, *ii*) propagación lenta de ésta, y *iii*) fractura catastrófica del material por propagación rápida de la grieta. Durante la primera etapa, que puede tomar la mayor fracción de la vida útil de la pieza, ni la rigidez ni la resistencia residual se ven afectadas por la formación de esta grieta inicial. Sólo cuando esta grieta va creciendo ciclo a ciclo se observa como manifestación de esta degradación una pérdida de resistencia residual del elemento estructural.

La situación en los compuestos es radicalmente distinta. Los mecanismos de daño en ellos son relativamente abundantes y su interacción se intuye ya compleja. En este caso no se debe hablar de una sola grieta que se propaga sino que el deterioro microestructural se distribuye en el material como resultado de los mecanismos anteriormente citados. A un laminado sometido a fatiga instantes antes de su rotura se le puede imaginar como un material que contiene una fracción considerable de fibras rotas, abundantes grietas en la matriz, y en el que se ha producido el deslizamiento fibra-matriz en diversas zonas y con deslaminaciones entre sus distintas láminas (ver figura 2-12).





**Figura 2-12.** Modos de daño y fractura en un compuesto unidireccional sometido a un esfuerzo uniaxial. a) Dispersión del daño; b) Daño disperso antes del fallo; c) Propagación del daño a partir de una entalla inicial.

La importancia relativa de cada uno de estos mecanismos dependerá tanto de la geometría de la pieza, como del laminado en particular, como del estado de cargas aplicado. No suele existir un punto dañado en el compuesto a partir del cual éste progresa, sino que se va acumulando de manera distribuida en todo el material. Otra diferencia esencial respecto a los metales es que cualquiera de los mecanismos de daño descritos conlleva una disminución de la contribución de alguno de los componentes a sostener el esfuerzo aplicado, es decir, una pérdida de rigidez del compuesto. En efecto, se observa una degradación de las componentes elásticas del compuesto desde el primer instante de deterioro del material.

Esta pérdida de rigidez causada por los mecanismos de daño ya se observa en la pérdida de linealidad de la curva esfuerzo-deformación durante la carga cuasi-estática monótonica de una probeta. En el caso de fatiga, la pérdida de rigidez puede llegar a ser importante, principalmente hacia el final de la vida de la pieza, por lo que el fallo de un elemento estructural puede que no sea debido a la rotura, sino a la pérdida de rigidez, lo cual motiva que el elemento ya no pueda obedecer a los requerimientos mecánicos a que estaba destinado.

Paralelamente a los mecanismos descritos, la degradación a tiempos largos de un material está afectada por otros sucesos. Para un estudio completo la degradación a fatiga debe considerarse que existe un acoplamiento entre los distintos fenómenos que afectan a los componentes estructurales a tiempos largos. Dentro de estos sucesos se pueden tener en cuenta aspectos ambientales que afectan al material (humedad, radiaciones, temperatura, etc.), a la geometría (las variaciones geométricas que puedan resultar de fenómenos como la pérdida de rigidez, hinchamiento por absorción de humedad, etc.) o fenómenos dependientes del tiempo (viscoelasticidad de los constituyentes, *creep*, etc.)

## 2.7. Daño en láminas unidireccionales. Esfuerzos *on axis*

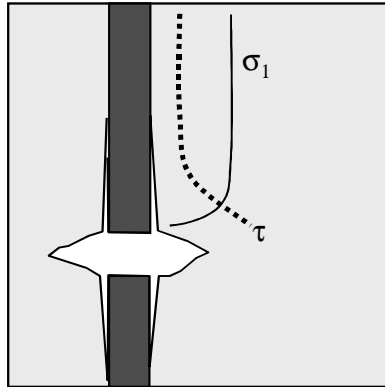
En este apartado se describe el mecanismo de daño del caso más simple: láminas unidireccionales (UD) sometidas a esfuerzos axiales de tracción en la dirección del refuerzo. Aunque el estudio de láminas UD pueda parecer un caso poco significativo por ser tan restrictivo, lo cierto es que los resultados de estos estudios permiten interpretar cualitativamente los rasgos más característicos del comportamiento a fatiga de la mayor parte de laminados. Por otra parte, diversos trabajos muestran que la esperanza de vida a fatiga de laminados bidireccionales que contienen láminas con las fibras orientadas en la dirección del esfuerzo (láminas a  $0^\circ$ ) está controlada por la esperanza de vida de estas láminas (Liu y Lessard, 1994; Andersen *et al.*, 1996).

En una primera aproximación a la descripción del daño en láminas unidireccionales es suficiente considerar que el comportamiento mecánico de la matriz y la fibra es puramente elástico hasta la rotura, considerándose pues sólo su rigidez, su resistencia y la correspondiente deformación última. En el caso de láminas UD y esfuerzos *on axis*, es una buena aproximación asumir que fibra y matriz colaboran en paralelo a la rigidez del conjunto, de tal modo que en un punto donde coincidan las dos fases las deformaciones son las mismas para ambos.

A continuación se presentan los mecanismos de daño que pueden desencadenarse en un UD sometido a carga *on axis*. Dado que no se pretende abordar una descripción micromecánica detallada sino presentar de forma cualitativa los elementos que conducen a la comprensión de la degradación a fatiga, no se muestra aquí una descripción matemática de todos ellos.

### (a) Rotura de fibras

La carga aplicada puede causar una deformación tal en el compuesto que supere el límite de deformación de la fibra en alguno de sus puntos y que, por lo tanto, provoque allí su rotura. Alrededor de la fractura de la fibra se producirá una redistribución de tensiones. En concreto, el esfuerzo cortante en la interfase fibra-matriz aumenta alrededor de la fractura y, a menudo, puede conducir al fenómeno de desunión entre ambos componentes, lo que se ha convenido en llamar deslizamiento fibra-matriz (DFM), en inglés *debonding* (ver figura 2-13). La longitud de esta zona de *debonding* está determinada por la resistencia de la interfase, aunque no suele ir más allá de unas pocas veces el diámetro de la fibra. Por otra parte, el espacio entre las dos fibras fracturadas puede asimilarse a una pequeña grieta en la matriz, que puede tender a propagarse si la concentración de tensiones es suficientemente elevada.



**Figura 2-13.** Distribución de esfuerzos en la vecindad de una fibra rota: tensión cortante entre fibra y matriz ( $\tau$ ) y tensión normal sobre la fibra ( $\sigma_1$ )

Por lo que respecta a la rotura de fibras, su distribución estocástica es una cuestión significativa a tener en cuenta. Como es propio de todo material de comportamiento frágil, la resistencia de las fibras cerámicas, mayoritariamente utilizadas como refuerzo de matrices poliméricas, *i.e.* vidrio y carbono, no es un valor bien determinado, sino que se debe describir como una distribución de probabilidades de rotura en función del esfuerzo. Siendo la más común de estas distribuciones la de Weibull. Esta distribución de probabilidades de rotura, junto a desalineaciones de la fibra en el compuesto y otras heterogeneidades del material debidas al proceso de producción, motivan que se produzcan roturas de fibras a valores de tensión inferiores a la resistencia nominal del material (Turon *et al.*, 2003). Así, la rotura de fibras tiene lugar en puntos aleatorios y, a medida que el daño progresa, la densidad de zonas debilitadas puede llegar a un nivel suficiente para que se produzca la interacción entre zonas con fibras fracturadas. La coalescencia de las distintas zonas dañadas conlleva la fractura catastrófica del compuesto.

Debe tenerse en cuenta que las fibras cerámicas (vidrio y carbono) no son en principio sensibles al proceso de fatiga por cargas cíclicas. Sin embargo sí que puede producirse una disminución de la resistencia de las fibras con el tiempo debido a procesos de degradación química. El caso más estudiado es la degradación de las fibras de vidrio en presencia de humedad, lo que se conoce como fatiga estática. Una temperatura elevada y la presencia de agua en el compuesto tienen un efecto considerable en la disminución de la resistencia de las fibras.

Además, cuando aparecen estados de tensión de compresión sobre el compuesto se necesario observar un nuevo mecanismo de daño adicional: el pandeo de la fibra (tal y como se comenta en el apartado 2.4)

### (b) Grietas en la matriz

Una grieta en la matriz puede aparecer, o bien porque la deformación del compuesto supere la deformación última de la matriz, o bien por el propio fenómeno de fatiga en el polímero. En efecto, los polímeros, como los metales, sufren una disminución de su resistencia residual con el número de ciclos cuando están sometidos a tensiones cíclicas.

Las grietas en la matriz tienden a crecer en la dirección perpendicular al esfuerzo hasta alcanzar la interfase fibra-matriz. Debido a la mayor resistencia de la fibra la grieta puede detenerse en este punto. No obstante, si la adherencia de la interfase es débil, puede tender a propagarse paralelamente a la fibra, provocando de nuevo la aparición del *debonding* (DFM). Aunque es el caso menos probable, también puede suceder que la grieta provoque la rotura de la fibra y continúe su propagación en la dirección transversal al esfuerzo. El agrietamiento de la matriz aparece simultáneamente en muchos puntos del material y es habitual referirse a la densidad de grietas en la matriz para evaluar su estado de deterioro. En el caso particular de las láminas UD y esfuerzos *on axis*, el agrietamiento de la matriz tiene un efecto secundario en las propiedades efectivas (ver Apéndice C) y en el comportamiento a fatiga del compuesto, ya que éste está dominado por la rotura de fibras.

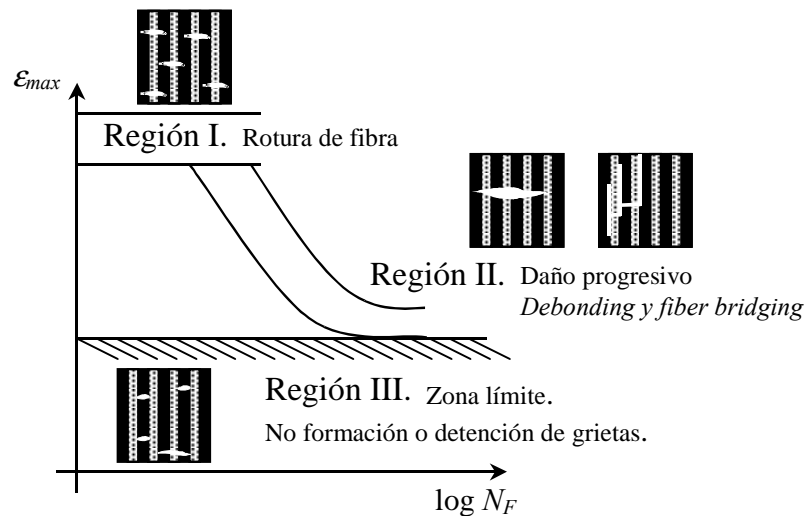
### 2.7.2. Diagramas de esperanza de vida a fatiga $\epsilon$ -N

La esperanza de vida a fatiga de un compuesto es consecuencia de los mecanismos de daño descritos y de su interacción. Como se ha visto anteriormente, el método más común de describir el comportamiento a fatiga de un material es a través de las curvas S-N. Para laminados unidireccionales sometidos a cargas de tracción resulta más conveniente para la interpretación de los mecanismos de fatiga representar el diagrama *deformación máxima en el primer ciclo* ( $\epsilon$ ) respecto al número de ciclos hasta la rotura (N). Este tipo de diagramas  $\epsilon$ -N fue introducido por Talreja a principios de los 80 (Talreja, 1987). Este autor, tomando las curvas S-N de otros investigadores y representando de nuevo los resultados en diagramas  $\epsilon$ -N, puso de manifiesto e interpretó las tendencias más relevantes del comportamiento a fatiga de diversos materiales compuestos. A este respecto, deben tenerse en cuenta aspectos de la experimentación dirigida a obtener como resultado las curvas S-N. Normalmente estos ensayos se realizan a una tensión sinusoidal cuya tensión máxima se mantiene constante; como la rigidez del material va disminuyendo con el número de ciclos, la deformación de la probeta aumenta durante el experimento. Por ello, al construir el diagrama  $\epsilon$ -N, es necesario hacer referencia a la deformación máxima en el primer ciclo. Por otra parte, la deformación máxima inicial es una magnitud ligada al estado de daño alcanzado en el primer ciclo de carga y es razonable pensar que la progresión del daño durante el resto de ciclos estará ligada a este estado de daño inicial.

Dado el comportamiento en paralelo de las distintas componentes del composite el nivel de deformación en una lámina unidireccional cargada en la dirección del refuerzo es globalmente el mismo para fibras y matriz. De este modo, tanto la deformación estática última como el límite de fatiga del compuesto se pueden relacionar con las propiedades de deformación de los constituyentes. Los parámetros a considerar son las deformaciones últimas de fibra y matriz y el valor umbral de la deformación de la matriz por debajo de la cual no se forman grietas, o no progresan (límite de fatiga a vida infinita para deformaciones,  $\epsilon_m$ ).

Consideremos dos casos de amplia utilidad industrial pero de distinto comportamiento a fatiga: compuestos epoxy-fibra de vidrio y epoxy-fibra de carbono. En el primer caso tenemos una fibra de baja rigidez mientras que las de carbono pueden alcanzar una rigidez mucho más elevada.

La figura 2-14 muestra un diagrama característico  $\epsilon$ -N para el compuesto epoxy-fibra de vidrio. En él pueden diferenciarse tres regiones de forma clara, cada una de las cuales está asociada a la actuación de un conjunto diferente de mecanismos de daño, y a las que designaremos Región I, II y III siguiendo la nomenclatura de los trabajos iniciales de Talreja (1987).



**Figura 2-14.** Descripción cualitativa de los diagramas de vida para laminados unidireccionales sometidos a fatiga tensión-tensión. Delimitaciones en el diagrama de las regiones I, II y III

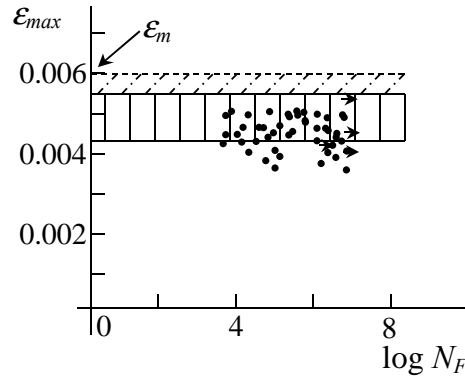
- a) **Region I.** En general, el nivel de deformación en esta región coincide con la banda de dispersión de la deformación última del compuesto sometida a una carga estática. Esto se debe a que prácticamente toda la carga la soportan las fibras. Los

mecanismos operativos son los mismos que actúan en el caso de la fractura estática y, por lo tanto, en su modelización se debe tener en cuenta su naturaleza estocástica. Es casi imposible predecir la esperanza de vida en esta región debido a la sensibilidad del material al estado de daño alcanzado en el primer ciclo de carga, el cual depende a su vez de defectos microestructurales derivados del proceso de producción. La fractura estática es un proceso estocástico dominado por la distribución de resistencia de las fibras y las concentraciones de tensiones alrededor de las fibras fracturadas. De hecho, diversos autores han investigado la fractura estática de los compuestos de manera experimental y han modelizado sus resultados como una progresión de la rotura estocástica de las fibras (Wisnom y Green, 1995; Bader *et al.*, 1993).

- b) **Región II.** También se la llama *zona de progresión*. Los mecanismos de deterioro microestructural que más probablemente conducen a esta dependencia de la esperanza de vida con el nivel de sollicitación son los ligados al agrietamiento de la matriz y a la propagación de las desuniones entre fibra y matriz (*debonding*). Sin embargo, los estudios experimentales realizados (Razvan *et al.*, 1988) muestran que los mecanismos de daño dependen del nivel de carga aplicado. Para niveles altos, dominan los mecanismos de inicio súbito (fractura de la fibra y formación de grietas transversales en la matriz) mientras que a niveles de carga bajos son dominantes los mecanismos progresivos como las deslaminaciones.
- c) **Región III.** Cuando el material está sometido a pequeñas deformaciones, el agrietamiento de la matriz es el mecanismo de daño dominante. A los niveles de deformación correspondiente a esta Región III no se alcanza la fractura del material en el rango de ciclos experimentable ( $10^6 - 10^7$  ciclos). Justo por encima de la región III, suele existir una zona horizontal de dispersión a la que tiende la región II (ver figura 2-14). Si las deformaciones son menores que el valor umbral de deformación por debajo del cual la matriz no sufre fatiga, entonces es lógico pensar que el compuesto no sufrirá degradación a estos niveles. En efecto, a bajas deformaciones no se producen nuevas grietas en la matriz y, las que ya existieran en el primer ciclo de carga, ven entorpecida su propagación por el efecto de las fibras y también por el de las discontinuidades que crean las desuniones fibra-matriz.

En cambio, un laminado UD típico epoxy-fibra de carbono tiene un comportamiento radicalmente distinto, ya que en él puede ocurrir que no aparezca disminución de su resistencia residual con la aplicación de nuevos ciclos de esfuerzos. La figura 2-15 muestra un diagrama de esperanza de vida característico de un compuesto de fibras de carbono de alta rigidez y matriz de epoxy. En este caso, la deformación última de las fibras es menor que la de la matriz, por lo que todos los ensayos caen en lo que anteriormente se ha

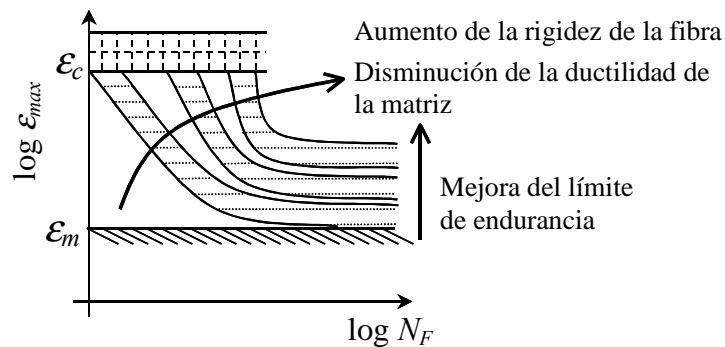
denominado Región I o zona de dispersión de rotura de fibras. Por lo tanto, para este compuesto no existe un verdadero proceso de fatiga. Predecir la esperanza de vida en este caso resulta prácticamente imposible.



**Figura 2-15.** Diagramas de esperanza de vida para composite de fibra de carbono (tipo I) y matriz de epoxy.

### 2.7.3. Efecto de las propiedades de los constituyentes

De los diversos estudios experimentales, Talreja (1995) abstraigo unas líneas generales sobre la influencia de las propiedades de los constituyentes sobre el comportamiento a fatiga del compuesto; éstas las esquematizó en el diagrama de esperanza de vida  $\epsilon$ - $N$  tal como muestra la figura 2-16. En contra de lo que una primera intuición conduce a pensar, las fibras con una gran deformación a la rotura y las matrices muy dúctiles aumentan la pendiente del diagrama de esperanza de vida, es decir, tienen una influencia adversa sobre el comportamiento a fatiga del compuesto.

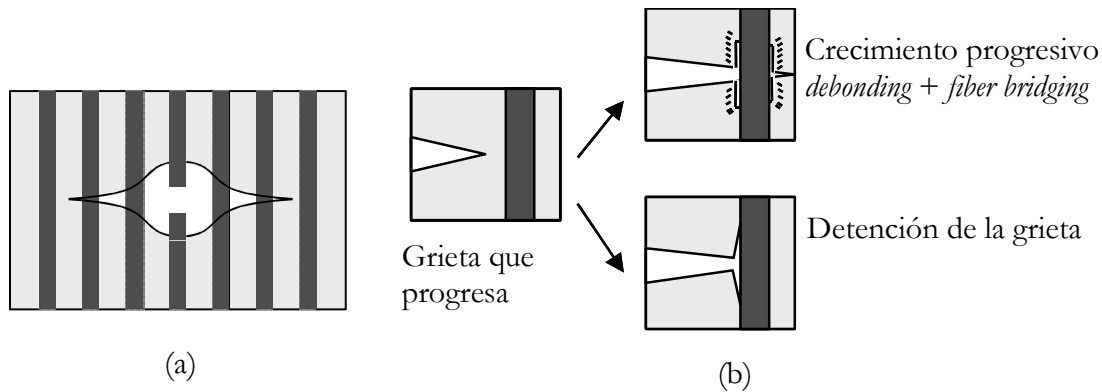


**Figura 2-16.** Tendencias del efecto de la ductilidad de la matriz y la rigidez de las fibras sobre el diagrama de esperanza de vida a fatiga de un compuesto (Talreja, 1995).

La relación cuantitativa entre las propiedades de los constituyentes (y de la interfase) con las curvas de esperanza de vida a fatiga está lejos de ser resuelta. Sin embargo, existen

trabajos reveladores sobre esta relación. En concreto, los de Gamstedt *et al.*, (1999), en los cuales los autores analizan los mecanismos de daño en compuestos de fibra de carbono. Estos trabajos permiten ilustrar la trascendencia de las propiedades de los constituyentes sobre el comportamiento a fatiga y ponen de manifiesto la complejidad de los mecanismos de daño a nivel microestructural. Este autor realizó un estudio sobre dos compuestos de fibra de carbono, uno con matriz termoestable de epoxy y otro con matriz termoplástica de PEEK, con el fin de analizar el efecto de la tenacidad de la matriz y la resistencia de la interfase sobre el comportamiento a fatiga de estos compuestos.

Experimentalmente se observa que el compuesto con matriz de PEEK presenta una mayor sensibilidad a la fatiga, que se refleja en una pendiente de la región II del diagrama de esperanza de vida más pronunciada que en el caso de matriz de epoxy.



**Figura 2-17.** (a) Representación del fenómeno del *fiber bridged cracking*. (b) Transición entre el mecanismo de crecimiento progresivo y detención de la grieta en compuesto carbono-epoxy.

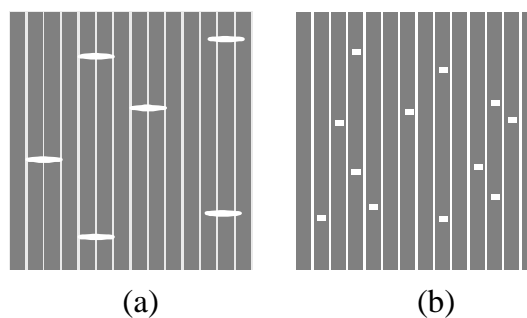
Los autores abordan un estudio experimental de los mecanismos de daño para relacionar este comportamiento con las propiedades de epoxy y PEEK; en concreto la mayor ductilidad de la matriz y menor resistencia de la interfase en el compuesto carbono-PEEK. Los mecanismos de daño observados en el compuesto con epoxy pueden resumirse del siguiente modo: al someter el compuesto al esfuerzo externo se producen fracturas en los puntos más débiles de las fibras según la distribución estadística de resistencia; alrededor de las fibras fracturadas se forma en la matriz una grieta transversal a la dirección del esfuerzo. Esta grieta va propagándose con una velocidad decreciente con el número de ciclos, en contra de lo que sucedería en un material homogéneo. Esta desaceleración en la propagación de la grieta se debe atribuir al efecto de las fibras que unen las dos caras de la grieta, lo que en inglés se denomina *fibre-bridged cracking* (ver figura 2-17a).

El efecto del *bridged cracking* se pone de relieve por la forma característica de la grieta, la cual se determina mediante técnicas de microscopía electrónica. La grieta se propaga hasta que



al alcanzar una fibra, se produce o bien la desunión fibra-matriz, o bien la fluencia a cortante de la matriz, siendo más habitual el primer caso. El *debonding* progresa lentamente hasta una longitud crítica donde se detiene (esta paralización del crecimiento del *debonding* se atribuye al aumento de las fuerzas de fricción entre las caras desunidas), evitando así la progresión de la grieta. En este caso pues, debido al comportamiento frágil de la matriz y a la resistencia de la unión, la grieta se bifurca y, por consiguiente, se detiene. La figura 2-17b representa este proceso. En general, este mecanismo corresponde al mecanismo de control de propagación de grietas de Cook-Gordon descrito para materiales frágiles (Cook y Gordon, 1964).

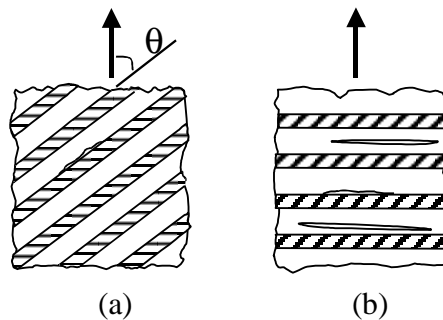
La situación es bien diferente cuando se analiza experimentalmente la evolución del daño en el compuesto de matriz de PEEK. El daño observado consiste predominantemente en roturas de fibras y en *debonding* y grietas que se propagan en la dirección de la fibra. Las causas de este comportamiento se deben a una menor resistencia de la interfase y al comportamiento tenaz de la matriz. Así, las concentraciones de tensiones que pueden aparecer en las cercanías de la interfase tienden a relajarse mediante la fluencia a cortante de la matriz, o mediante la formación de un *debonding* o una grieta en la dirección longitudinal. En cualquiera de estos modos de daño se produce una redistribución de tensiones en la vecindad de la fibra. Como las fibras presentan una distribución de resistencias a lo largo de su longitud, un segmento débil puede sobrecargarse y romper. De esta rotura, a su vez, se pueden generar más daño en la matriz y así sucesivamente. A diferencia de lo que ocurriría con la detención del crecimiento de la grieta en el sistema carbono-epoxy, en el caso de carbono-PEEK el daño es monótonamente creciente, por lo que resulta comprensible que este compuesto sea más sensible a la fatiga. La figura 2-18 permite comparar esquemáticamente el daño observado en los dos casos.



**Figura 2-18.** Comparación de la situación del daño en (a) carbono-epoxy y (b) carbono-PEEK.

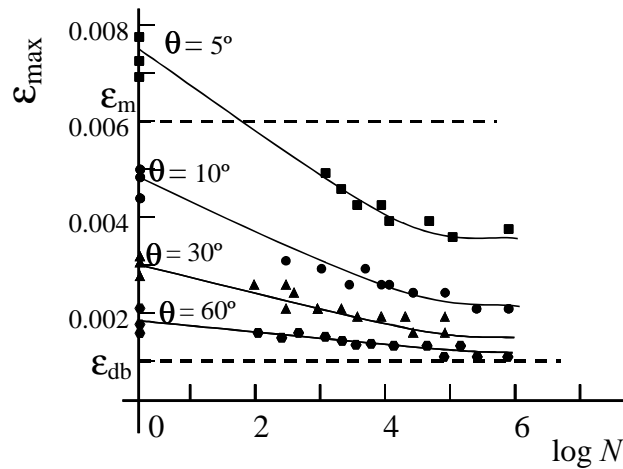
## 2.8. Daño en láminas unidireccionales. Esfuerzos *off-axis*.

Los mecanismos de daño predominantes al someter una lámina unidireccional a una carga inclinada respecto a la orientación de las fibras se resumen en la figura 2-19. El extremo de una grieta en la matriz esta sometido a dos componentes de esfuerzo: uno de apertura de la grieta perpendicular a las fibras y otro de deslizamiento paralelo a ellas. Utilizando conceptos de mecánica de la fractura, la grieta crece en la dirección de las fibras bajo un modo mixto de tensiones. Para un nivel de deformación dado, la componente de apertura de la grieta (componente en modo I) aumenta con el ángulo de inclinación entre la carga y las fibras. Puesto que el modo I es el más crítico, la deformación límite por debajo de la cual no se produce fatiga va a depender del ángulo de inclinación. En el caso límite de refuerzo a  $90^\circ$ , la grieta crece básicamente en modo de apertura y la deformación límite es mínima y depende de la matriz o de la resistencia de la interfase. Este modo de fractura conduce al *debonding* de la interfase (*debonding transversal*) o al agrietamiento de la matriz.



**Figura 2-19.** Agrietamiento en la matriz y *debonding* de laminados unidireccionales bajo cargas *off-axis*. (a) Modo mixto de crecimiento de la grieta  $0 < \theta < 90^\circ$ ; (b) Crecimiento de la grieta y despegue de la interfase fibra-matriz bajo esfuerzos transversales,  $\theta = 90^\circ$ .

Hashin y Rotem (1975, 1976) abordaron una investigación experimental sistemática del comportamiento de láminas unidireccionales a fatiga *off-axis*. Sometieron probetas unidireccionales de epoxy reforzado con fibra de vidrio a ángulos que variaron entre  $0^\circ$  y  $60^\circ$ . La figura 2-20 muestra los correspondientes resultados experimentales a los que se ha asociado una curva de tendencia de manera arbitraria. El límite de deformación de la matriz se ha incluido en la figura para su comparación con los resultados. Se observa claramente que al aumentar el ángulo de orientación hacia el caso límite de  $90^\circ$  el límite de fatiga para deformaciones tiende al valor de *debonding* transversal.

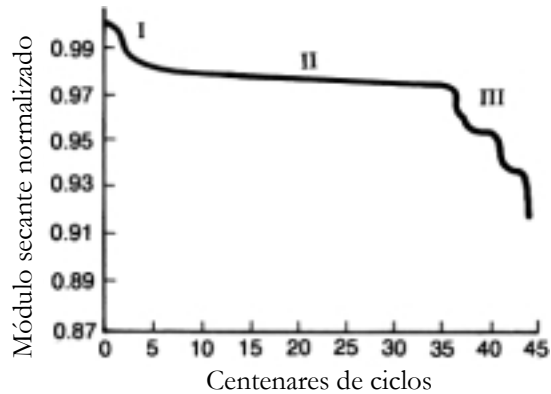


**Figura 2-20.** Diagramas de esperanza de vida para láminas unidireccionales de fibra de vidrio y matriz de epoxy sometidas a cargas *off-axis* (5°, 10°, 30° y 60°).  $\epsilon_m$ : límite de deformación para la matriz de epoxy;  $\epsilon_{db}$ : mínima deformación para el deslizamiento fibra-matriz bajo esfuerzos transversales. Resultados cualitativos tomados de los trabajos de Hashin y Rotem (1975)

### 2.9. Daño en laminados cruzados (*cross-ply laminates*)

Los laminados cruzados o laminados *cross-ply* son aquellos en que la mayoría de las fibras de refuerzo se colocan en la dirección de la carga (0°) y un pequeño porcentaje del refuerzo en dirección perpendicular (90°). Este tipo de configuración no se utiliza mucho en aplicaciones de componentes estructurales, pero ha sido objeto de gran cantidad de experimentos y estudios analíticos. Esta configuración permite una forma sistemática de estudiar el proceso del agrietamiento transversal. Los aspectos específicos que han sido estudiados son: la deformación longitudinal a partir de la cual aparece agrietamiento, la evolución del agrietamiento (por ejemplo con la densidad de grietas como una función de la tensión aplicada y del número de ciclos) y los cambios en los módulos elásticos según la densidad de grietas.

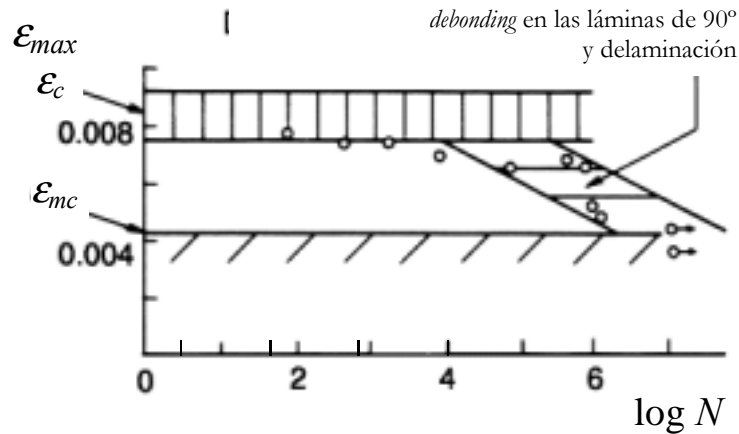
Las primeras investigaciones del daño a fatiga en este tipo de laminados realizadas por Broutman y Sahu (1971) muestran que el primer suceso de fallo aparece como un *debonding* de las fibras transversales. El despegue de estas fibras puede crecer a través de las interfases de los laminados y agruparse a causa de la concentración de grietas. Las deslaminaciones se van sucediendo hasta reducir el comportamiento del laminado al de una lámina unidireccional.



**Figura 2-21.** Reducción de la rigidez en un laminado *cross-ply* de carbono-epoxy mostrando los estados I, II y III del proceso de fatiga (Jamison *et al.* 1984)

Jamison *et al.* (1984) realizaron un meticuloso estudio en laminados de carbono-epoxy donde se describe el proceso de daño a fatiga en *cross-ply* en tres etapas. Tal como muestra la figura 2-21 el módulo de rigidez secante varía en 3 fases bien definidas: *i*) la etapa I consta de la formación de grietas en la matriz transversales a la carga con incremento de su densidad hasta llegar a un estado de saturación, *ii*) la etapa II está caracterizada por la aparición de roturas axiales en las láminas longitudinales y deslaminaciones locales en la intersección de las grietas transversales y longitudinales y *iii*) el estado III donde las deslaminaciones crecen y se unen formando regiones dañadas en las láminas longitudinales que dan lugar al fallo de la fibra.

El mecanismo de daño a fatiga progresivo en laminados cruzados manifiesta un diagrama de vida  $\epsilon$ -N tal como el que muestra la figura 2-22. La localización de la región intermedia del diagrama, entre la dispersión estocástica de roturas cercanas a la deformación máxima ( $\epsilon_c$ ) del laminado y la del límite de fatiga ( $\epsilon_m$ ), se ve afectada por las propiedades de las láminas longitudinales ( $0^\circ$ ), más o menos de la misma forma que la rigidez de la fibra afecta a la región 2 en un compuesto UD, tal como se ha descrito en el apartado 2.7.2. Láminas longitudinales rígidas y gruesas desplazan esta región 2 hacia la derecha del diagrama, mientras que las láminas menos rígidas y delgadas producen el efecto contrario.



**Figura 2-22.** Diagrama de vida a fatiga de un laminado cross-ply de carbono-epoxy representado por Talreja basado en los datos de Grimes (1977)

## 2.10. Referencias

- Adam, T., N. Gathercole, H. Reiter y B. Harris. (1994). Life Prediction for Fatigue of T800/5245 Carbon-Fiber Composites .2. Variable-Amplitude Loading. *International Journal of Fatigue* **16**, no. 8: 533-547.
- Andersen, S.I., Lilhot, H. y Lystrup, A. (1996). Properties of composites with long fibres. En *Design of Composite Structures Against Fatigue*, editado por R.M. Meyer.
- Bader, M.G. et al. (1993). Failure micromechanisms in continuous carbon-fibre/epoxy-resin composites. *Composites Science and Technology* **vol.48, no.1-4**, 135-142.
- Bond, I.P. (1999). Fatigue life prediction for GRP subjected to variable amplitude loading. *Composites Part A- Applied Science and Manufacturing* **30**, no. 8: 961-970.
- Boyum, E.A. y S. Mall. (1995). Fatigue Behavior of a Cross-Ply Titanium Matrix Composite under Tension-Tension and Tension-Compression Cycling. *Materials Science & Engineering A (Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing)* **200**, no. 1-2: 1-11.
- Broutman, L.J. y S. Sahu. (1971). The effect of interfacial bonding on the toughness of glass filled polymers. *Material Science and Engineering* **vol.8, no.2**, 98-107.
- Cook, J. y Gordon, J.E. (1964). A mechanism for the control of crack propagation in all-brittle systems. En *Proceedings of the Royal Society*. London: .
- Curtis, P.T. (1991). Tensile fatigue mechanisms in unidirectional polymer matrix composite materials. *International Journal of Fatigue* **13**, no. 5: 377-382.
- Curtis, P.T. y B.B. Moore. (1987). A Comparison of the Fatigue Performance of Woven and Non-woven CFRP Laminates in Reversed Axial Loading. *International Journal of Fatigue* **9**, no. 2: 67-78.
- Dickson, R.F. et al. (1989). Fatigue Behavior of Hybrid Composites .2. Carbon Glass Hybrids. *Journal of Materials Science* **24**, no. 1: 227-233.
- El Kadi, H. y F. Ellyin. (1995). Crack extension in unidirectional composite laminae. *Engineering Fracture Mechanics* **vol.51, no.1**, 27-36.

- Fernando, G. et al. (1988). Fatigue Behavior of Hybrid Composites .1. Carbon Kevlar Hybrids. *Journal of Materials Science* **23**, no. 10: 3732-3743.
- Gamstedt, E.K., L.A. Berglund y T. Peijs. (1999). Fatigue mechanisms in unidirectional glass-fibre-reinforced polypropylene. *Composites Science and Technology* **59**, no. 5: 759-768.
- Gamstedt, E.K. y B.A. Sjogren. (2002). An experimental investigation of the sequence effect in block amplitude loading of cross-ply composite laminates. *International Journal of Fatigue* **24**, no. 2-4: 437-446.
- Gamstedt, E.K. y B.A. Sjogren. (1999). Micromechanisms in tension-compression fatigue of composite laminates containing transverse plies. *Composites Science and Technology* **59**, no. 2: 167-178.
- Gamstedt, E.K. y R. Talreja. (1999). Fatigue damage mechanisms in unidirectional carbon-fibre-reinforced plastics. *Journal of Materials Science* **34**, no. 11: 2535-2546.
- Gathercole, N., H. Reiter, T. Adam y B. Harris. (1994). Life Prediction for Fatigue of T800/5245 Carbon-Fiber Composites .1. Constant-Amplitude Loading. *International Journal of Fatigue* **16**, no. 8: 523-532.
- Goodman, John. (1899). *Mechanics Applied to Engineering*. Longmans, Green and Co.
- Grimes, G.C. (1977). *Composite Materials: Testing and Design*. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, .
- Harris, B. (2001). The fatigue behaviour of fibre-reinforced plastics and life prediction. En *Materiales Compuestos 01*, editado por A. Fernandez Canteli, F.J. Belzunce y F. París. Gijón: AEMAC.
- Jamison, R.D., Schulte, K., Reifsnider, K.L. y Stinchcomb, W.W. (1984). *Effects of Defects in Composite Materials*. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, .
- Lee, J.A., D.P. Almond y B. Harris. (1999). The use of neural networks for the prediction of fatigue lives of composite materials. *Composites Part A- Applied Science and Manufacturing* **30**, no. 10: 1159-1169.
- Liu, B.Y. y L.B. Lessard. (1994). Fatigue and Damage-Tolerance Analysis of Composite Laminates - Stiffness Loss, Damage-Modeling, and Life Prediction. *Composites Science and Technology* **51**, no. 1: 43-51.
- Nyman, T. (1996). Composite fatigue design methodology: A simplified approach. *COMPOSITE STRUCTURES* **35**, no. 2: 183-194.
- Owen, M.J. y R.G. Rose. (1970). Polyester flexibility versus fatigue behavior of RP. *Modern Plastics* **vol.47, no.11**, 130-141.
- Razvan, A., C.E. Bakis, L. Wagnecz y K.L. Reifsnider. (1988). Influence of Cyclic Load Amplitude on Damage Accumulation and Fracture of Composite Laminates. *Journal of Composites Technology & Research* **10**, no. 1: 3-10.
- Rosenfeld, M.S. y S.L. Huang. (1978). Fatigue Characteristics of Graphite-Epoxy Laminates under Compression Loading. *Journal of Aircraft* **15**, no. 5: 264-268.
- Rotem, A. y Z. Hashin. (1976). Fatigue Failure of Angle Ply Laminates. *AIAA Journal* **14**, no. 7: 869-872.
- Rotem, A. y Z. Hashin. (1975). Failure Modes of Angle Ply Laminates. *Journal of Composite Materials* **9**, no. APR: 191-206.

- Rotem, A. y H.G. Nelson. (1990). Residual Strength of Composite Laminates Subjected to Tensile-Compressive Fatigue Loading. *Journal of Composites Technology & Research* **12**, no. 2: 76-84.
- Rotem, A. y H.G. Nelson. (1989). Failure of a Laminated Composite under Tension-Compression Fatigue Loading. *Composites Science and Technology* **36**, no. 1: 45-62.
- Sims, G.D. y D.G. Gladman. (1978). Effect of test conditions on the fatigue strength of a glass-fibre laminate: Part A. Frequency. *Plastics and Rubber: Materials and Applications* **1**, 41-48.
- Talreja, R. (1995). A conceptual framework for interpretation of MMC fatigue. *Materials Science & Engineering A (Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing)* **vol.A200, no.1-2**, 21-28.
- Talreja, R. (1987). *Fatigue of composite materials*. Lancaster, Pa.: Technomic.
- Van Paepegem, W. y J. Degrieck. (2002). Effects of load sequence and block loading on the fatigue response of fiber-reinforced composites. *Mechanics Of Advanced Materials And Structures* **9**, no. 1: 19-35.
- Wisnom, M.R. y D. Green. (1995). Tensile Failure due to Interaction between Fiber Breaks. *Composites* **26**, no. 7: 499-508.

