

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 7

CONCLUSIONES Y TRABAJO FUTURO

1 CONCLUSIONES

En trabajos previos a esta Tesis, y en los iniciales de la misma, se ha puesto de manifiesto que la posible fisuración o rotura de los componentes aislantes, inyectados con PA reforzada con fibra de vidrio, responsables de la sujeción de las vías de ferrocarril de medias-altas prestaciones, se debe, fundamentalmente, a procesos mecánicos de carácter dinámico, que acontecen bajo la acción de los esfuerzos generados al paso de los vehículos por la línea férrea, ya sean producidos en los tramos curvos, donde la fuerza centrífuga de los vehículos es transmitida sobre las citadas piezas aislantes, o bien, en los tramos rectos como consecuencia del movimiento de lazo correspondiente al paso de los vagones. En cualquier caso, los sobreesfuerzos dinámicos generados al alcanzar, en ocasiones, la resistencia del material o, a través de su efecto repetitivo, pueden conducir a la

rotura súbita de los citados componentes y originar una situación potencial de riesgo que afecte, gravemente, a la seguridad del tráfico ferroviario.

Por lo tanto, resultaba necesario determinar el comportamiento a fatiga de los materiales que conforman estos componentes, a fin de poder tomar decisiones adecuadas en el diseño de los mismos y en la selección de los materiales para ellos, siendo éste el objetivo que ha motivado esta Tesis. A continuación se relacionan los aspectos fundamentales desarrollados en los que reposa el modelo del comportamiento en fatiga establecido para el material de poliamida reforzado con fibra corta de vidrio, con que se inyectan, en la actualidad, las piezas de sujeción de vía de ferrocarril.

1. Con independencia del tipo de onda aplicada, los procesos de fatiga de elevada amplitud de carga provocan una rotura rápida, asociada a un aumento constante de la temperatura del material compuesto y a una pérdida simultánea de su rigidez. Al bajar el nivel de amplitud se alcanza un estado para el que la temperatura y la rigidez se estabilizan, no produciéndose la rotura tras un número de ciclos muy elevado, al menos $5 \cdot 10^6$.
2. Los niveles tensionales de elevada amplitud de carga, de naturaleza cuadrada, producen la rotura del material compuesto a un número de ciclos inferior al obtenido cuando se introducen los mismos esfuerzos de naturaleza senoidal. Ello puede ser debido a que el agresivo impacto de cada ciclo del tren de ondas cuadradas produce daños asociados a roturas de la matriz por *crazing* y deslizamiento y/o arrancamiento de las fibras con respecto a aquélla. Sin embargo, conforme disminuye el nivel tensional aplicado, el efecto del mayor aumento de la temperatura producido en el material compuesto por la onda senoidal comienza a compensar la situación de daño anterior, ya que este tipo de onda, por su propia definición geométrica, impone una variación continuada de la fuerza aplicada que genera una mayor fricción molecular en el material y,

consecuentemente, un mayor aporte térmico. Se llega, así, a establecer un equilibrio entre el efecto de ambos tipos de onda, mostrado por la igualdad de la resistencia a la fatiga obtenida, e incluso pudiendo ser las poliamidas de menor refuerzo, al igual que la resina acetálica, más resistentes a la fatiga con ondas de naturaleza cuadrada, como muestran los gráficos de las Figuras 7.1 y 7.2.

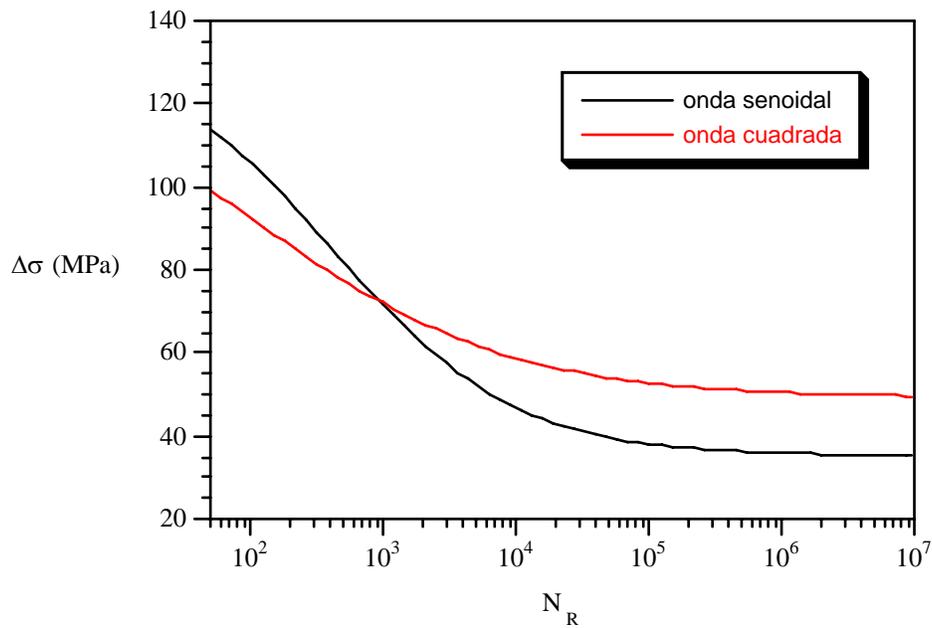


Figura 7.1. Curvas S-N para el material PS25 según la forma de onda.

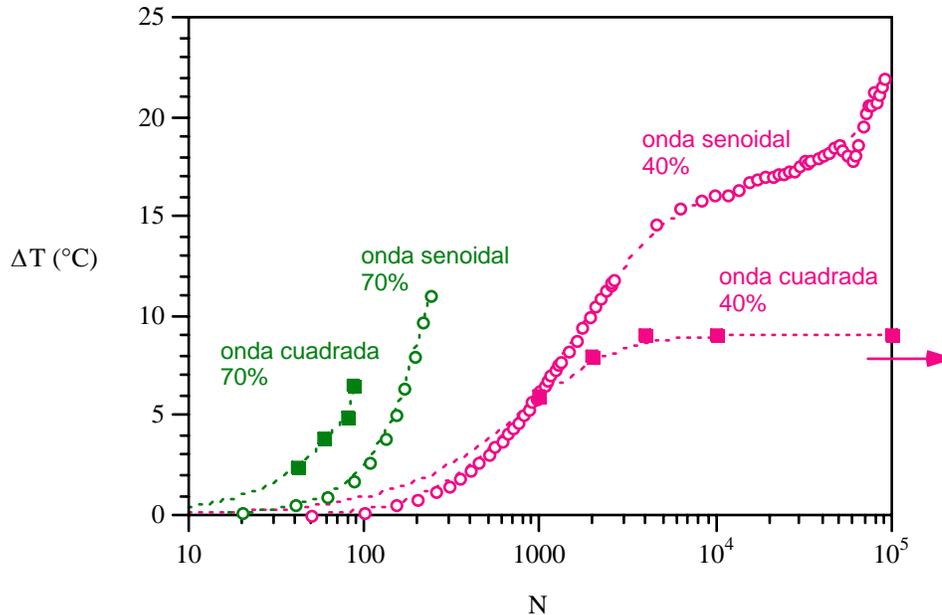


Figura 7.2. Incremento térmico en fatiga de la poliamida PS25 bajo diferentes estados tensionales y formas de onda

3. La resistencia a la fatiga o límite de durabilidad del material compuesto, definido en este estudio a partir del parámetro $\Delta\sigma_6$, o amplitud de tensión que resiste 10^6 ciclos, aumenta con la cantidad de refuerzo presente en la matriz de poliamida. A igualdad de grado de reforzamiento, el material compuesto de matriz de PA 6.6 presenta una resistencia a la fatiga superior al exhibido por el de matriz de PA 6.

A pesar de la diferencia de los mecanismos de rotura de las PA reforzadas y de la resina acetálica, ambos materiales presentan límites de fatiga equivalentes en valor absoluto, lo que les iguala ante situaciones de diseño. Sin embargo, la mayor capacidad resistente de las PA establece, ante cargas elevadas, un mayor margen de seguridad, que unido a la mayor funcionalidad aportada por su menor deformabilidad, las convierte en el material preferente para su aplicación a este tipo de componentes en estudio.

4. Los tiempos de espera entre bloques de trenes de ondas de fatiga, que representan una situación realista del uso de los componentes inyectados con estos tipos de materiales, permiten al material soportar un mayor número de ciclos de carga fluctuante. Sin embargo, para los niveles tensionales más elevados, los procesos mecánicos son predominantes, siendo mínimos los efectos producidos por la variación térmica y, por lo tanto, la introducción de los tiempos de espera no incide, en estas condiciones, en un aumento significativo del número de ciclos soportado por el material hasta la rotura. Reduciendo el nivel tensional, el efecto térmico se encuentra potenciado y se hace incluso dominante en el proceso de daño en el material, de tal forma que, bajo estas condiciones de sollicitación, el efecto de los tiempos de reposo adquiere una relevante importancia, tanto mayor cuanto más elevados sean éstos. Por lo tanto, el material sólo obtiene provecho de los tiempos de espera, definidos a partir del parámetro τ (relación entre el tiempo de espera y el tiempo de actuación de la carga fluctuante), para niveles tensionales en los que los efectos térmicos son importantes en el proceso de la fatiga, donde el incremento del número de ciclos hasta rotura, definido a través del parámetro de ganancia G_a (factor multiplicativo que establece el citado incremento), es elevado. Este hecho se pone de manifiesto observando la Figura 7.3.

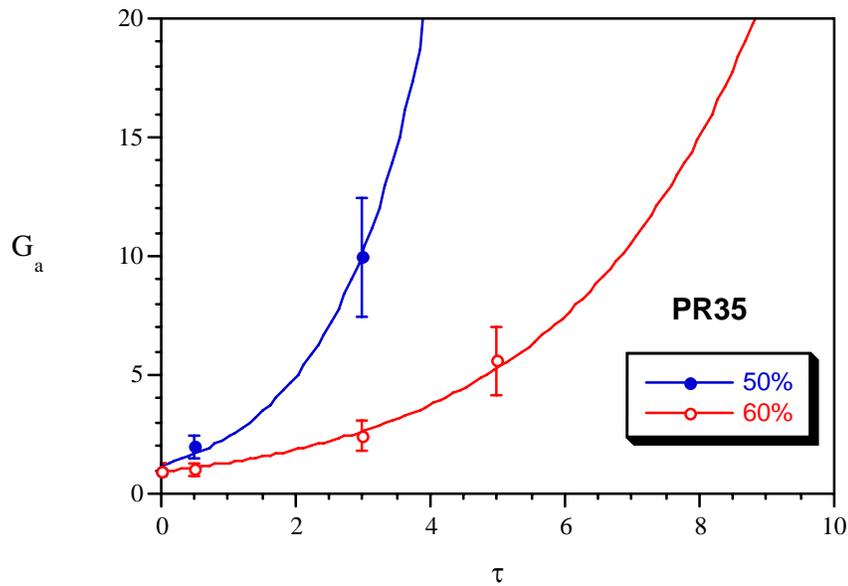


Figura 7.3. Ganancia en la vida en fatiga de la poliamida PR35 en función del tiempo de espera, τ , ensayada con amplitudes de carga del 50% y 60%.

Además, con la aplicación de los tiempos de espera, los incrementos térmicos pueden estabilizarse para sollicitaciones de carga más elevadas que en el caso de la fatiga continua, obteniéndose, de esta forma, mayores valores para el límite de fatiga del material. Este hecho se pone de manifiesto observando la Figura 7.4.

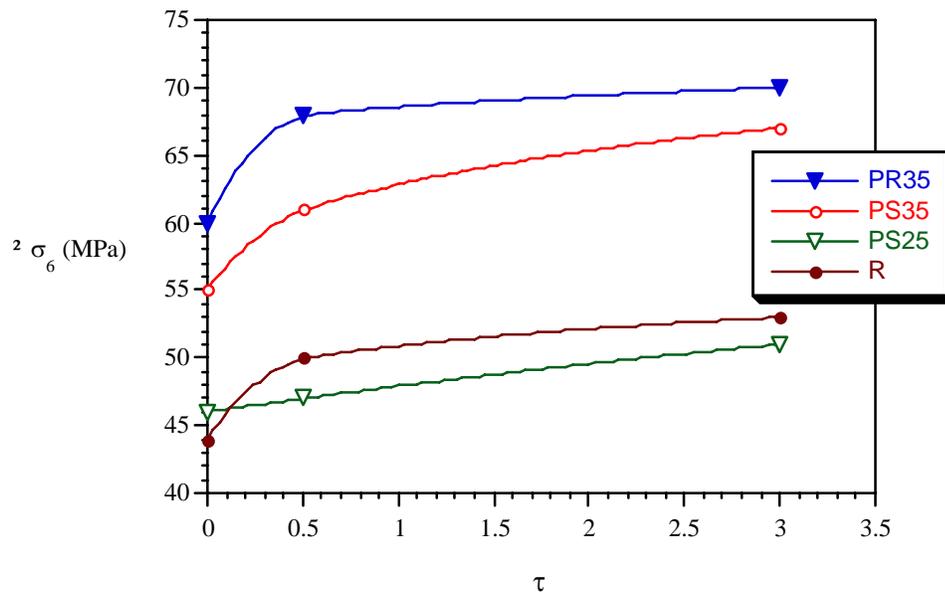


Figura 7.4. Resistencia a la fatiga, $\Delta\sigma_6$, para los materiales estudiados, en función del tiempo de espera, τ .

Bajo todas las circunstancias anteriores, estableciendo como criterio de selección del material su resistencia ante fenómenos dinámicos de fatiga, se puede considerar a la PA 6.6, reforzada con la cantidad máxima de fibra de vidrio ensayada (PR35), como el más idóneo para aplicar en las piezas de sujeción consideradas. Profundizando en el análisis de su comportamiento en fatiga, se ha desarrollado un modelo del mismo, extensivo a las poliamidas reforzadas.

5. Se ha caracterizado la evolución de la deformación del material polimérico, ε , durante su vida en fatiga y la velocidad con que se produce, $d\varepsilon/dN$, y se han distinguido tres estados de comportamiento, diferenciados e identificados como I, II y III, cuyas características definitorias se establecen de la siguiente forma:

- Estado I: ε creciente y desacelerada ($d\varepsilon/dN > 0$; $d^2\varepsilon/dN^2 < 0$)
- Estado II: ε creciente a velocidad constante ($d\varepsilon/dN = \text{cte.} > 0$; $d^2\varepsilon/dN^2 = 0$)
- Estado III: ε creciente y acelerada ($d\varepsilon/dN > 0$; $d^2\varepsilon/dN^2 > 0$)

El gráfico de la Figura 7.5 es representativo de este modelo. La observación de las transiciones, para todos los niveles de esfuerzo aplicados experimentalmente,

permite establecer que las mismas se producen para una deformación prácticamente constante, es decir, para un valor crítico que genera el cambio.

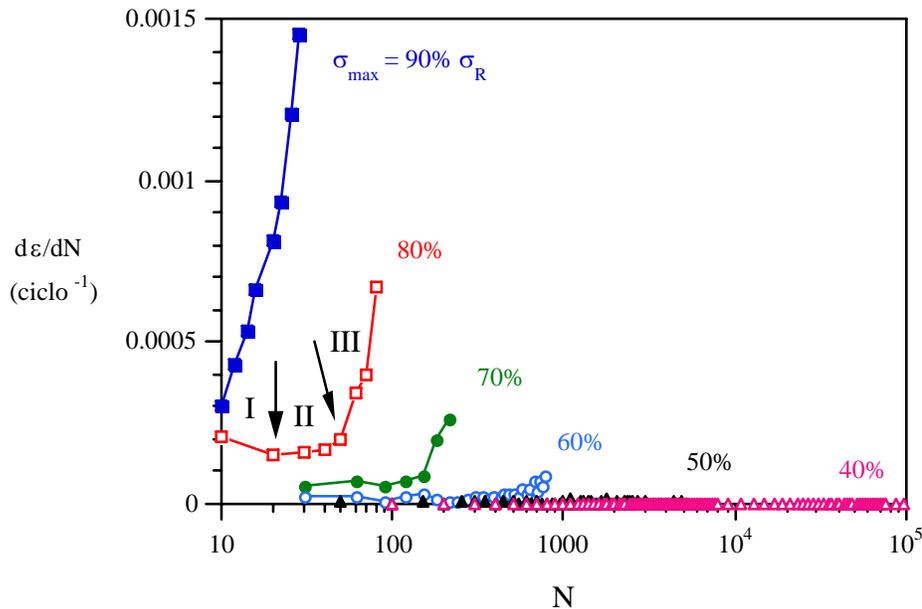


Figura 7.5.- Evolución de la velocidad de deformación con el número de ciclos.

En el gráfico de la Figura 7.6 se muestra la temperatura superficial del material correspondiente a cada valor de deformación máxima unitaria experimentada por el material durante su fatiga, indicándose, en puntos de mayor tamaño, las condiciones (ϵ, T) correspondientes a las transiciones del estado I al II y del II al III. Del gráfico se concluye que no existe influencia alguna de la temperatura en las transiciones, sucediendo éstas para temperaturas muy distintas según la amplitud de la sollicitación: por encima y por debajo de la temperatura de transición vítrea del material, T_g , y según los tiempos de espera con que se le permita disipar el calor internamente generado. En todas las condiciones de carga el material pasa por todos los estados y transiciones, excepto por debajo del umbral de resistencia a la fatiga, para las que mantiene siempre su deformación inferior a la requerida para cambiar a la etapa II.

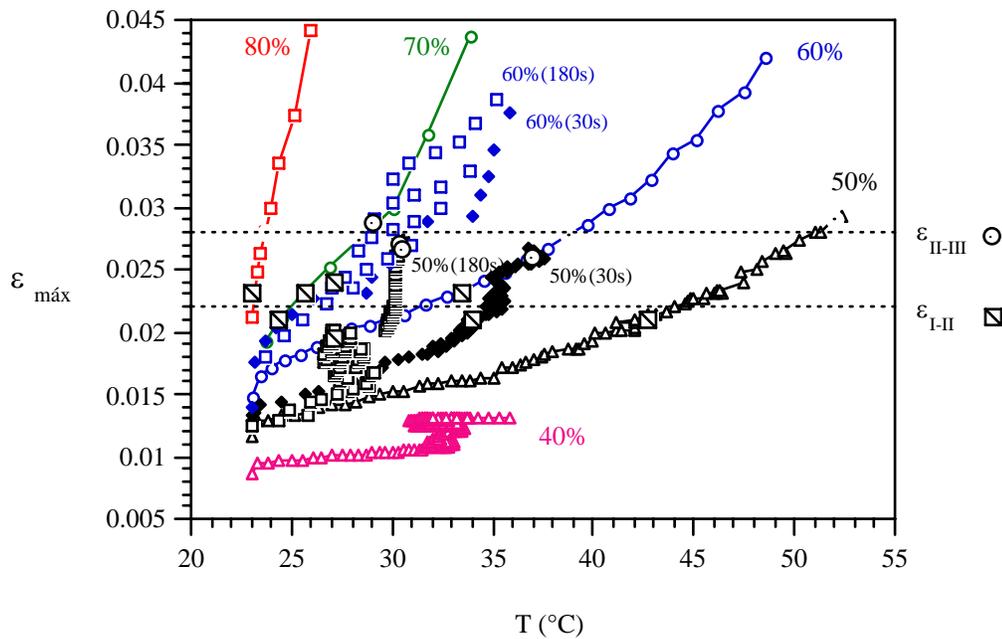


Figura 7.6.- Diagrama de relación entre $\epsilon_{m\acute{a}x}$ y la temperatura.

6. La superficie de fractura obtenida tras los ensayos de fatiga, en todos los casos conducentes a rotura, presenta dos morfologías claramente diferenciadas: una de tonalidad oscura a nivel macroscópico, debida a mecanismos de rotura locales tras un proceso de formación de *craze*s en los que la matriz se encuentra altamente deformada, y otra de tonalidad clara, que se identifica con un proceso de rotura frágil de la matriz, para el que no se aprecian grandes deformaciones en su seno. A temperatura criogénica, la morfología de la rotura del material ensayado a fatiga por debajo del umbral, se identifica únicamente con el proceso de rotura frágil de la matriz en ausencia de *craze*s, lo que justifica la estabilización de la deformación, propia de la etapa I, bajo la que no existe iniciación de daño en el material. Por tanto, la nucleación y generación de *craze*s, como mecanismos presentes en el proceso de fisuración o daño del material, tiene lugar una vez superado el nivel de deformación crítica para la transición I-II.

7. La energía disipada por el material durante el fenómeno de histéresis presente en cada ciclo de fatiga, E_H , medida directamente a partir de la relación fuerza-

deformación obtenida en el mismo, sigue la misma tendencia que la velocidad de disipación de calor o de energía de histéresis teórica, dQ_H/dN , determinada a partir del desfase, δ , entre las señales de la tensión aplicada sobre el material y su respuesta en deformación. De esta forma, entre ambas variables se establece una relación lineal, como se observa en la Figura 7.7.

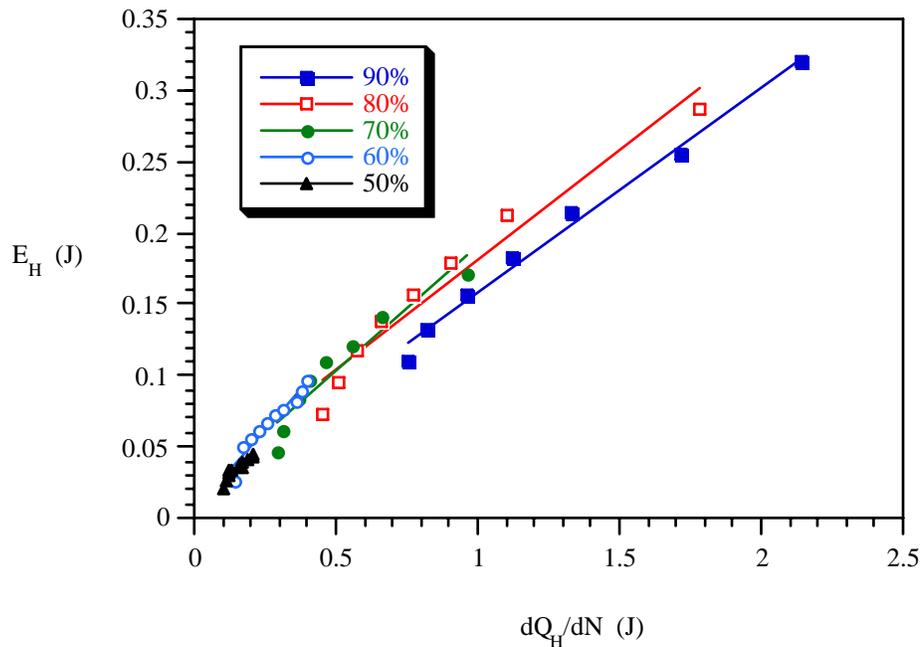


Figura 7.7.- Relación entre la energía de histéresis medida y la generación teórica de calor por ciclo en los ensayos de fatiga.

Las diferencias obtenidas entre los valores de la velocidad de calentamiento dT/dN teóricos y medidos experimentalmente, representados en la Figura 7.8, cuya relación es de 1.5 veces en el caso más desfavorable, son justificables por la existencia de pérdidas de calor y de diferencias térmicas en la zona de medida con respecto al previsible foco de calor, y soportan la bondad de las medidas de temperatura y de velocidad de calentamiento realizada sobre el material.

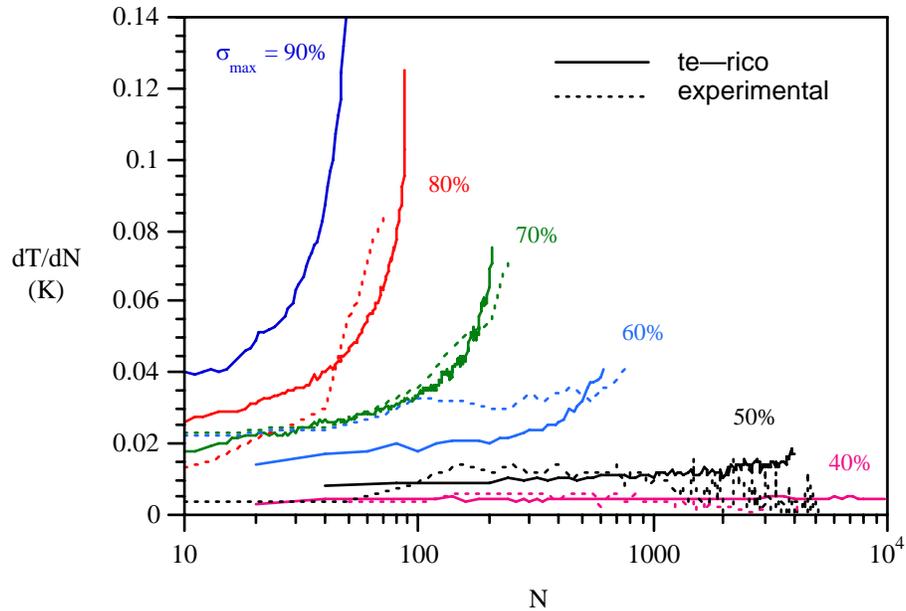


Figura 7.8.- Velocidad de calentamiento teórico y experimental durante los ensayos de fatiga.

La tendencia de la variación de E_H con N , establecida por las curvas dE_H/dN , tal como se representa en la Figura 7.9, es semejante a la evolución de la velocidad de deformación $d\varepsilon/dN$, apareciendo, otra vez, tres zonas principales de comportamiento: una decreciente (I), seguida de otra constante (II) y finalmente una de crecimiento rápido (III). Por lo tanto, de nuevo dos transiciones son observadas en el comportamiento del material, que coinciden en el tiempo con aquéllas definidas para la velocidad de deformación, $d\varepsilon/dN$, en todos los estados tensionales estudiados.

De esta forma, se establece el acoplamiento térmico y mecánico del comportamiento en fatiga de estos materiales, que justifica fundamentarlo en su comportamiento ante procesos de fluencia.

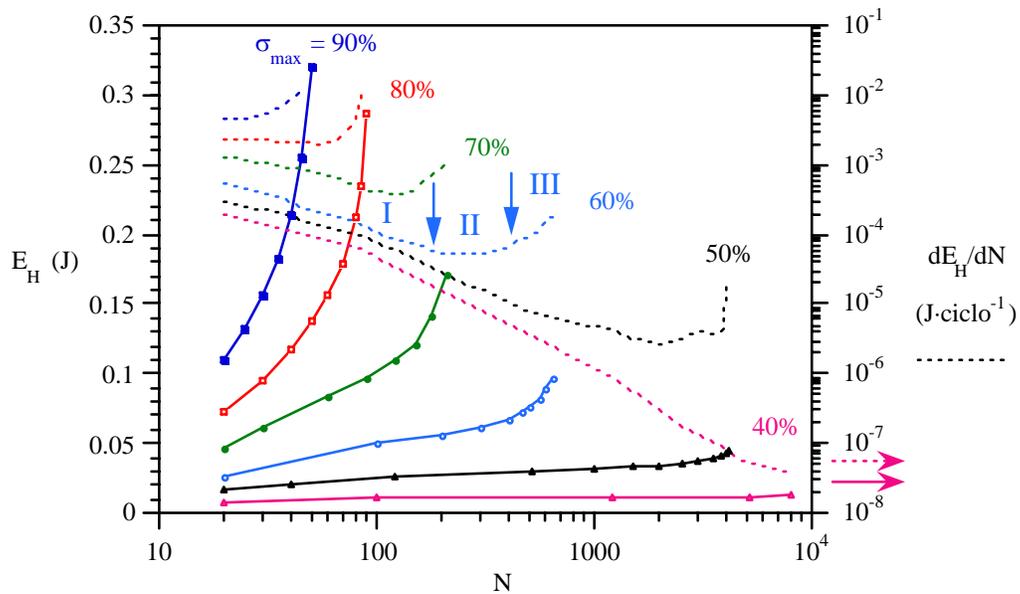


Figura 7.9.- Evolución de E_H y de dE_H/dN en los ensayos de fatiga.

8. El comportamiento en fluencia del material estudiado, determinado por la evolución en su deformación, establece tres estados, de forma semejante a lo observado en fatiga. La similitud se encuentra, también, en los aspectos morfológicos de la rotura, destacando la presencia de *crazes*, de aparición previa a la rotura final, siempre que se alcance el estado II del comportamiento, como se aprecia en la Figura 7.10.

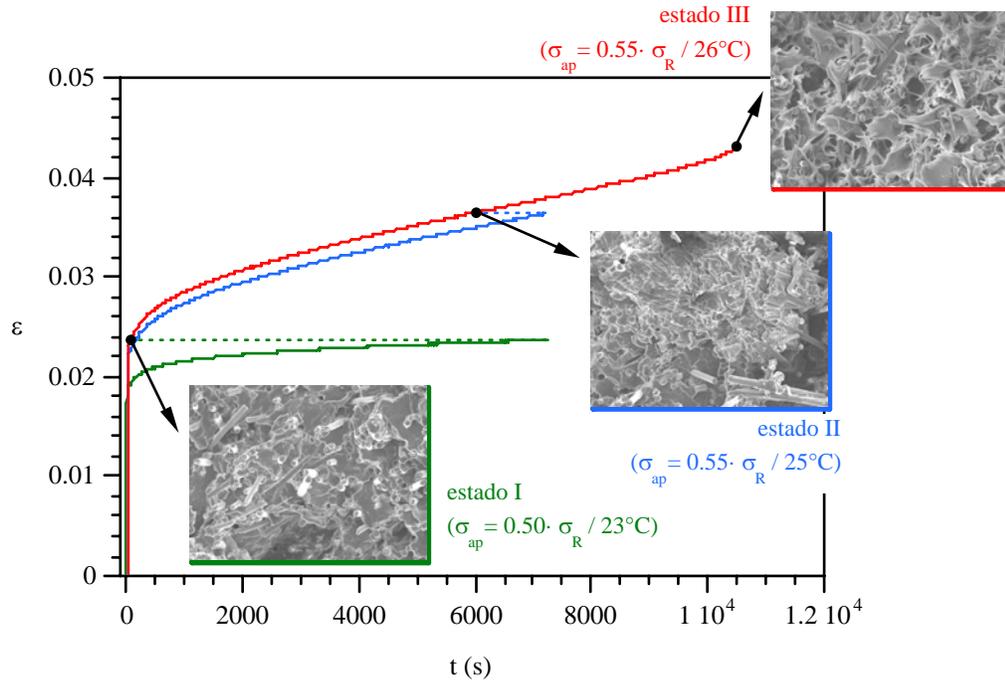


Figura 7.10.- Morfología de fractura con el estado de deformación.

En un proceso de fatiga, el posible efecto en la deformación debida a la fluencia se ha comprobado, como muestra la Figura 7.11, analizando el solapamiento entre ambos procesos: la superposición de la fluencia teórica de las cargas de fatiga y el propio comportamiento medido de ésta. Este solapamiento se mantiene, únicamente, en el estado I de fatiga modelizado. Por lo tanto, el comportamiento mecánico en el estado I sólo está asociado a la fluencia del material, dependiente de la carga y de la evolución de la temperatura debido al proceso de la fatiga. Esto es lo que justifica la disminución de la velocidad de deformación observada en esta etapa, de forma equivalente a como sucede en fluencia.

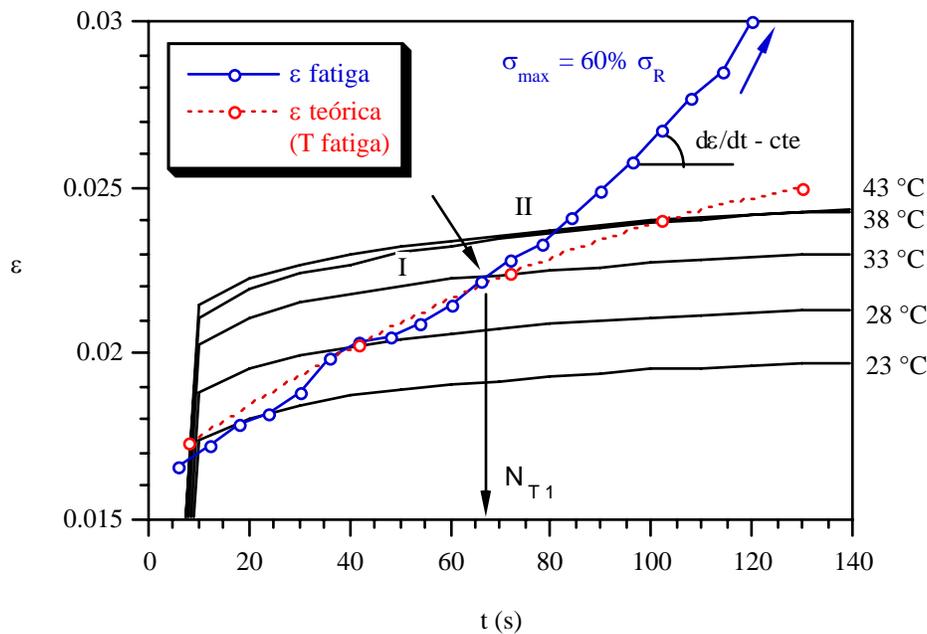


Figura 7.11.- Deformación en fatiga medida experimentalmente y simulada por superposición de condiciones de fluencia.

Por tanto, en el estado I se producen procesos de deformación por fluencia transitoria ($d^2\varepsilon/dN^2 < 0$) durante los cuales se obtiene un desfase entre la señales de variación tensional impuesta, $\Delta\sigma$, y variación de deformación resultante en el material, $\Delta\varepsilon$. Este desfase conlleva una disipación de energía en el material, E_H , que se transforma en calor, parte del cual se invierte en un aumento de la temperatura del mismo, ΔT . De esta forma, para una variación tensional determinada, se produce una flexibilización del material, acompañada de un aumento en la deformación del mismo al mantenerse constante la variación de carga aplicada.

En estas condiciones, si el incremento térmico en el seno del material, ΔT , se estabiliza antes de que alcance la deformación crítica para la que se produce la transición al estado II, ε_{I-II} , el proceso mecánico, también, consigue la estabilidad necesaria para que el material soporte un número ilimitado de ciclos. Ello es posible porque, en este estado, E_H varía siguiendo una ley del tipo $d^2E_H/dN^2 < 0$, y, aunque su crecimiento es continuo, tiende a estabilizarse, mientras que las

pérdidas de calor por la superficie del material aumentan con el incremento de temperatura. Por ello, se puede alcanzar una temperatura para la cual todo el calor generado se disipa sin producir incremento térmico en el material. Si, a pesar de ello, previamente a la estabilización térmica, se alcanza la deformación crítica para la que se produce la transición del estado I al II, independiente de la temperatura y de la historia de cargas aplicada sobre el material, se inicia un nuevo estado de deformación, dominado por otros micromecanismos que, si la fatiga se mantiene, conduce irremediablemente a la rotura.

9. Una vez alcanzado el estado II del comportamiento en fatiga, el material se deforma con una velocidad constante ($d^2\varepsilon/dN^2 = 0$), al iniciarse fenómenos de *crazing* en el material, homogéneamente distribuidos a lo largo de toda la probeta. El efecto del daño irreversible producido por los mecanismos de *crazing* se detecta por microscopía electrónica de barrido y se cuantifica a través de la medida de la rugosidad superficial de las probetas, establecida a partir del parámetro RA.

En efecto, se ha establecido la evolución de la rugosidad en el material como un índice cualitativo del desarrollo de la nucleación de zonas de *crazes* en el material, ya que éstas emergen hacia la superficie del mismo. La Figura 7.12 representa el instante para el cual se establece una transición en la textura superficial del material asociada a un aumento progresivo de su rugosidad. El instante para el que se produce el citado suceso, se corresponde al momento asociado con la transición del estado I al II del comportamiento del material a partir del cual comenzaba a desencadenarse la generación y coalescencia de *crazes* internos.

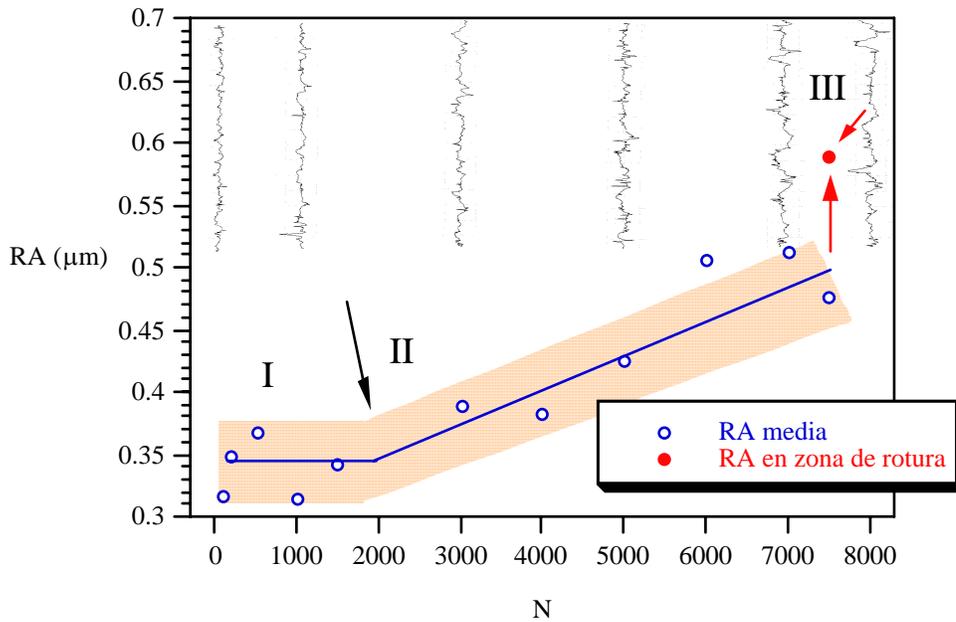


Figura 7.12.- Evolución de la rugosidad frente a N.

El aumento de temperatura favorece la generación de zonas de *crazing*, y, por lo tanto, de rugosidad, estableciéndose una relación lineal entre ambos parámetros, como se muestra en la Figura 7.13. El aumento de la tensión aplicada disminuye el requerimiento de temperatura para la generación de *crazes*, lo que justifica condiciones de deformación locales críticas para ello.

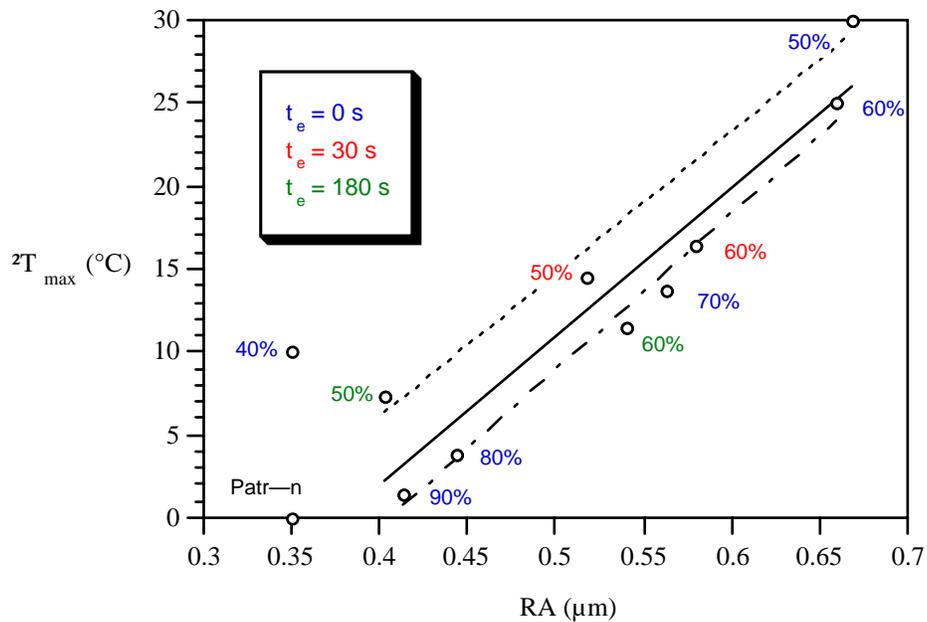


Figura 7.13.- Relación entre rugosidad e incremento térmico.

Asimismo, se ha podido relacionar la flexibilidad creciente, obtenida en el material en el proceso de fatiga, con la mayor presencia de *crazes*, justificada por la mayor rugosidad medida. Este hecho se pone de manifiesto observando la Figura 7.14 en la que se representa el módulo de elasticidad aparente del material, en el instante final del ensayo de fatiga, en relación con la rugosidad alcanzada, en cada uno de los casos analizados.

Durante este estado II de comportamiento, mientras se produce el proceso de nucleación de zonas de *crazing*, la velocidad de disipación de energía por ciclo crece de forma constante, $d^2E_H/dN^2 = 0$, de manera que se genera un incremento térmico sostenido en el material que origina el aumento de su temperatura de forma constante. El proceso conduce a un estado de inestabilidad final que se inicia cuando la deformación del material alcanza el valor para el que sucede la transición del estado II al III, independiente, de nuevo, de la temperatura y de la historia de cargas aplicadas.

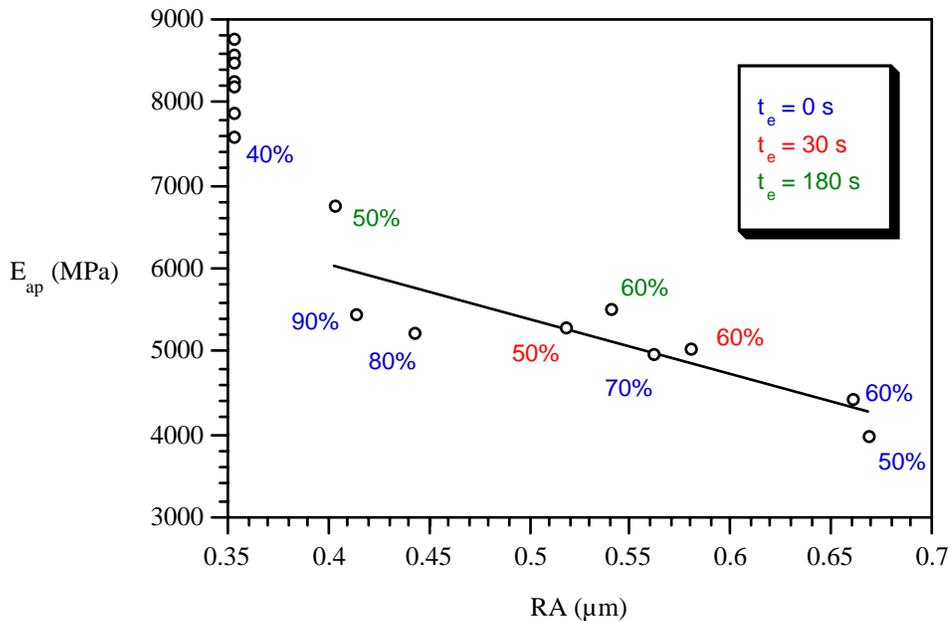


Figura 7.14.- Relación entre rigidez y rugosidad en los ensayos de fatiga.

10. En el estado III del comportamiento en fatiga del material se produce el proceso de inestabilidad local que antecede a su rotura. Ello se debe a que, en alguna zona del material, la cuantía y el tamaño de los crazes son lo suficientemente significativos como para que la alta concentración de efectos mecánicos produzca un crecimiento acelerado de la deformación del material, $d^2\varepsilon/dN^2 > 0$, y se obtenga la rotura en estas condiciones tras un pequeño incremento de ciclos de fatiga. En este estado, de corta duración, el valor de E_H también se acelera y con él, de forma drástica, el del crecimiento de la temperatura (dT/dN). Asimismo, la rugosidad determinada tras la fractura de la probeta en la zona contigua a la de rotura adquiere un valor más elevado debido al proceso inestable local final.

11. La diferente evolución con la temperatura de la tensión neta del material en el instante de la rotura en ensayos de tracción dinámica y de fatiga, como se observa en la Figura 7.15, descarta, como criterio de rotura, la consecución de

las condiciones de agotamiento de la sección no dañada durante el proceso de fatiga.

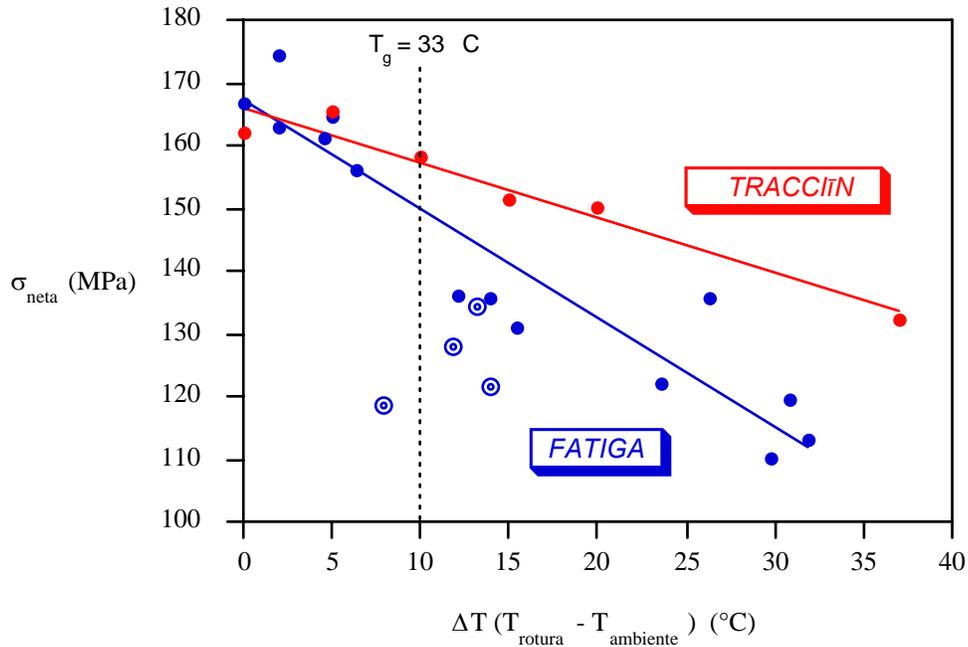


Figura 7.15.- Diagrama $\sigma_{neta}-T_R$ para tracción y fatiga.

Se ha tenido en cuenta que los *crazes* desarrollados en las zonas dañadas establecen una capacidad cohesiva de transmisión de cargas, por medio de puentes de la matriz desligada parcial o totalmente de la fibra, que depende de la temperatura alcanzada. Teniendo en cuenta esta capacidad portante de las zonas dañadas, se considera que se produce la rotura frágil del resto del material cuando éste alcanza, en la zona próxima a la de inestabilidad, una tensión de pico equivalente a la de rotura del material a la temperatura en que se encuentra, capaz de generar los mecanismos frágiles de rotura observados.

El estudio de las fuerzas cohesivas soportadas por las zonas de *crazes*, bajo esta hipótesis de rotura, y su influencia en la tensión de pico del material que no ha desarrollado *crazes* en el momento de la rotura, ofrece como resultados

típicos los de la Figura 7.16. Es decir, los valores obtenidos de la tensión cohesiva, σ_c , se muestran independientes de la geometría del área de *crazing* o del tipo de zona cohesiva. En cualquier caso, para valores de temperatura inferiores al de la transición vítrea del material, T_g , la tensión cohesiva adopta valores comprendidos en el intervalo establecido por un límite máximo, correspondiente a la resistencia del material compuesto (del orden de 165 MPa) y uno mínimo, propio de la resistencia del material matriz (del orden de 60 MPa para esta temperatura), variando de forma decreciente conforme aumenta la temperatura.

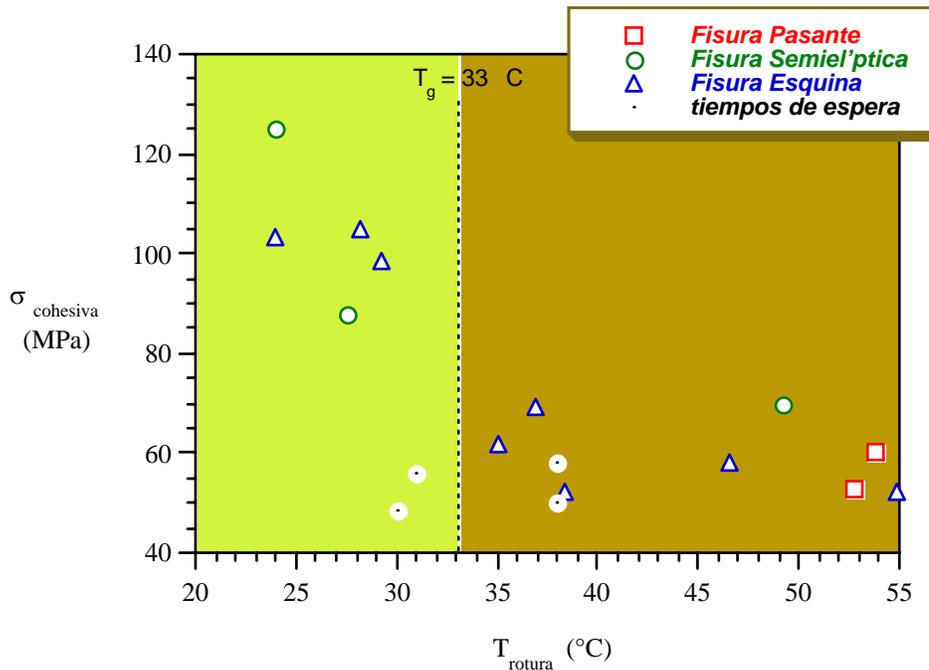


Figura 7.16.- Valores de tensión cohesiva en zona de crazes, σ_c , en función de la temperatura en el instante de la rotura.

Cuando la temperatura del material alcanza y supera la de su transición vítrea, la tensión cohesiva se mantiene constante, con independencia, de nuevo, de la geometría del defecto e incluso de la temperatura en el momento de la rotura. En este caso, los valores alcanzados para σ_c son coincidentes con el de la tensión

de rotura de la matriz, cuyo mecanismo de rotura último se produce, en ausencia de refuerzo, igualmente por desarrollo de *crazes*.

12. El modelo de comportamiento en fatiga planteado ha sido generalizado a otros materiales semejantes, las PA reforzadas con fibra de vidrio en general. Para ello, se ha validado comprobando que el comportamiento en fatiga de una poliamida 6, con un porcentaje en peso menor de fibra de vidrio (25%), mantiene la existencia clara de los tres estados de velocidad de deformación que han marcado la modelización de comportamiento realizada. Por comparación del comportamiento entre ambas poliamidas, se ha determinado que el nivel de deformación al que ocurren las transiciones entre estados es característico de cada material y, particularmente, de la cantidad de refuerzo presente en el compuesto.

De nuevo la evolución de la rugosidad en la superficie del material en el proceso de la fatiga muestra que durante el estado I no se produce daño superficial y en el II éste progresa de forma lineal, asociado, por tanto, a la generación homogénea de *crazes*.

La existencia de fisuras cohesivas determina el comportamiento último en rotura del material. Los valores de la tensión cohesiva (σ_C) transmitida por la zona de *crazes*, en el momento de la rotura de las probetas en fatiga, alcanzan el de la tensión de rotura de la matriz (50 MPa) cuando el valor de la temperatura de rotura es superior al de la transición vítrea de este material, ($T_g = 32^\circ\text{C}$) e intermedia entre la de la matriz y la del material compuesto cuando la temperatura es inferior.

13. Se ha comprobado que el comportamiento en fatiga de diferentes diseños de piezas, moldeadas por inyección con la poliamida reforzada estudiada, se ajusta al modelo de forma que justifica su aplicabilidad al diseño de componentes bajo condiciones de fatiga, incluso bajo esfuerzos de compresión, como los soportados en condiciones de servicio por estas piezas.

Una vez determinado por un método alternativo, método Locati, el nivel de variación de cargas umbral ΔP_C , que representa la resistencia a la fatiga de cada uno de los diferentes componentes analizados, se comprueba que dicho nivel es el mayor para el que el comportamiento sólo presenta el proceso correspondiente a la fluencia transitoria, de velocidad de deformación en la placa decreciente. Una vez superado este nivel, aparecen los otros dos estados: el segundo de velocidad de deformación constante y mayor que cero, y el tercero de fluencia acelerada, caracterizado por un acusado crecimiento de la velocidad de deformación en la placa acodada, que precede a su inestabilidad final.

Así, de la transición entre estados, o del nivel umbral de la resistencia a fatiga en cada nivel de ΔP_C , se obtienen los valores de deformación crítica, ε_C , que resultan ser prácticamente constantes con independencia del modelo del componente y del material de la matriz. Por lo tanto, las condiciones de transición entre estados se muestran poco dependientes de la geometría de las muestras y del tipo de material de la matriz, ya sea PA 6 ó 6.6.

Se ha comprobado, también, que la evolución térmica en las piezas sigue una pauta paralela a la de su deformación. La temperatura se estabiliza, con independencia de que esté por encima o por debajo de T_g , por debajo del umbral de fatiga ΔP_C , en el que llega el punto de inicio de daño. De nuevo, se comprueba, a nivel de componente, la fuerte dependencia entre el comportamiento mecánico y los efectos térmicos asociados al proceso de la fatiga y, en particular, la interdependencia entre estabilidad mecánica y térmica.

14. Finalmente, se ha verificado la validez del modelo de comportamiento sobre probetas ya fisuradas, donde el estado de deformación local establece condiciones del comportamiento en fatiga particulares que han de ser tenidas en consideración en el análisis de la integridad estructural de componentes. Tras el análisis de los resultados obtenidos, se han diferenciado, de nuevo, los tres estados de comportamiento en el material con sus correspondientes transiciones entre ellos, que se manifiestan cuando el material presenta deformaciones

críticas, constantes para condiciones de entalla equivalentes. El aumento de la temperatura reduce el tiempo necesario para que se alcancen los citados niveles de deformación, y reduce la vida en fatiga del material acusadamente.

Las probetas presentan en su superficie de rotura cuatro zonas correlativas distintas. A continuación de las entallas (zona 1), se genera una primera zona de fisuración bajo micromecanismos de roturas locales frágiles (zona 2), que propicia la aparición de una zona cohesiva (zona 3), dañada bajo fenómenos de *crazing*, cuya extensión establece las condiciones propias de una rotura última frágil del ligamento residual (zona 4). Es decir, la parte final del proceso de fatiga viene asociada a mecanismos idénticos a los observados y modelizados para este tipo de material a lo largo de esta Tesis.

El estudio de la evolución del daño en el material realizado a partir de ensayos sobre distintas probetas, detenidos en diferentes instantes, demuestra que, alcanzada una cierta deformación, función de la longitud de entalla, a nivel local se obtiene la deformación crítica para que el material alcance la nucleación de mecanismos de *crazing*, los cuales se evidencian cuando se lleva bruscamente la probeta a rotura. Es decir, a partir del comportamiento en estado II, los mecanismos de daño por *crazing* aparecen, dejando de producirse los procesos mecánicos puros de propagación de las fisuras existentes.

El estudio del estado tensional de estas probetas, en el instante de la rotura, pone de manifiesto la respuesta cohesiva del material, previamente observada con las probetas sin entalla utilizadas en la modelización del material. Así hay una zona transmisora de tensiones cohesivas, hasta valores intermedios entre la de rotura del material compuesto y la de la matriz para temperaturas inferiores a la de transición vítrea, y las de la matriz para temperaturas de valor superior al de la transición vítrea, cuya extensión se detiene al alcanzar la tensión de pico de la zona adyacente, la de rotura frágil del material a la temperatura existente.

Por lo tanto, el modelo de comportamiento en fatiga, desarrollado en esta Tesis, se puede aplicar para justificar los diferentes mecanismos de fisuración y daño exhibidos por el material cuando presenta defectos derivados de su empleo, propios del proceso de su fabricación o de condiciones de diseño que precisen entallas, ángulos vivos, agujeros o cualquier otro tipo de geometría que, potencialmente, pueda actuar como concentrador de tensiones.

2 TRABAJO FUTURO

Dada la naturaleza viscoelástica de los materiales analizados en esta Tesis, se ha puesto de manifiesto que ellos acusan una importante interrelación de los procesos mecánicos de fatiga y los de fluencia, acoplados a los efectos térmicos, producidos de modo natural en su seno durante su ensayo o impuestos ambientalmente. Sería apropiado, por lo tanto, realizar un estudio y análisis exhaustivo de este fenómeno, llevando a cabo ensayos de fluencia, bajo diferentes niveles tensionales y estados ambientales térmicos, que permitan cubrir el grado de acoplamiento de ambos fenómenos mecánicos (fatiga y fluencia) en todo el rango del posible funcionamiento térmico de estos materiales.

Por otro lado, los estudios realizados a lo largo del desarrollo de esta Tesis han puesto de manifiesto la importancia de ciertos parámetros micromecánicos que condicionan el comportamiento global del material en fatiga. En consecuencia, sería interesante analizar las condiciones micromecánicas críticas que, a escala local, definen las características de rotura presentes en el proceso de la fatiga de los materiales analizados. Debería de contemplarse en dicho estudio, entre otros, el efecto de la capacidad adherente de la matriz a las fibras que limita la colaboración conjunta óptima de ambos componentes, así como la esbeltez de éstas últimas. También, debiera establecerse el estudio y análisis de las causas generadoras de los fenómenos de *crazing* que marcan las pautas de la evolución del daño en el material durante los procesos dinámicos de fatiga.

Además, el marcado carácter higroscópico de las poliamidas promueve que éstas capten las moléculas de agua presentes en el ambiente, afectando acusadamente a sus propiedades mecánicas. Las condiciones ambientales características de cada región geográfica, en general, o de la ubicación física de un componente conformado con el citado material, en particular, pueden alterar sus condiciones de saturación de humedad y, por lo tanto, modificar su comportamiento ante las diferentes sollicitaciones a las que se encuentra sometido en servicio. De esta forma,

se plantea la necesidad de establecer la variación del comportamiento del material bajo condiciones de humedad variables para determinar el grado de influencia de este parámetro, con el objeto de modelizar su efecto.

Desde un punto de vista más amplio, las tendencias tecnológicas actuales, en diferentes ámbitos de la ingeniería civil e industrial, plantean una importante demanda de materiales de naturaleza polimérica en general, ya sean, homopolímeros puros o reforzados con cargas minerales y copolímeros o mezclas. El empleo de componentes mecánicamente activos de alta responsabilidad (elementos de soporte o fijación, tuberías, válvulas, engranajes, carcasas, etc.) sugiere la necesidad de caracterizar y analizar su respuesta mecánica en condiciones dinámicas para modelizar su comportamiento en fatiga y poder establecer sus prestaciones y durabilidad bajo diferentes regímenes de funcionamiento. Este tipo de planteamiento posibilita la consideración de futuras actividades investigadoras, dentro del marco del comportamiento mecánico en fatiga de nuevos materiales poliméricos de novedosa implantación en el mercado con grandes expectativas de uso. En particular, sería interesante tratar de modelizar su comportamiento en fatiga siguiendo las pautas del trabajo desarrollado en esta Tesis.

Como aplicación de apoyo a la industria sería útil trabajar en torno al desarrollo de criterios de comportamiento mecánico en fatiga de materiales poliméricos, para implantarlos en Especificaciones Técnicas. Estas normativas establecerían el control y marcarían la pauta del comportamiento de los diversos componentes que puedan ser conformados a partir de los citados materiales, ayudando a regular el suministro de los mismos y garantizando la calidad de su producción.