

PARÁMETROS CRÍTICOS DEL COMPORTAMIENTO EN FATIGA DE LA POLIAMIDA 66 REFORZADA CON FIBRA CORTA DE VIDRIO

J. A. Casado, J. A. Polanco, F. Gutiérrez-Solana, I. Carrascal y J. Setién

Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales
Universidad de Cantabria

E.T.S. Ing. Caminos, Canales y Puertos. Avda. Los Castros s/n, 39005. Santander

Resumen. En este trabajo se establecen los criterios de iniciación de daño y de rotura en el material de poliamida (PA) 66 reforzada con un 35% de fibra corta de vidrio ensayado a fatiga con ondas de naturaleza senoidal a la frecuencia de 5 Hz y a la temperatura ambiente del laboratorio. Los parámetros estudiados y analizados son la temperatura superficial del material a lo largo de su vida en fatiga, la deformación experimentada por el mismo y la evolución de su estado de rugosidad superficial.

La evolución de estos parámetros permite justificar el establecimiento de un nivel de deformación crítico previo a la rotura del material que, para elevados estados tensionales, es rápidamente alcanzado, siendo en este caso, el mecanismo de fluencia el factor dominante. El desfase obtenido entre las señales de la tensión aplicada sobre el material y las de la deformación originada en el mismo, se emplea para establecer la interacción de los mecanismos de fatiga-fluencia que experimenta el material de carácter viscoelástico ensayado.

Abstract. This paper establishes the criteria for the initiation of damage and cracking in the polyamide (PA) 66 reinforced with 35% short fibre glass tested in fatigue with sinusoidal waves at a frequency of 5 Hz at laboratory room temperature. The parameters studied and analysed are the surface temperature of the material throughout its life in fatigue, the deformation undergone by the material and the evolution of its surface roughness.

The evolution of these parameters enables a critical level of deformation to be established previous to the cracking of the material. This level is rapidly obtained for high stress states, the creep mechanism being the dominant factor in this case. The disphase obtained between the stress signals applied to the material and the deformation produced in it is used to establish the interaction of the creep-fatigue mechanisms experienced by the viscoelastic material tested.

1. INTRODUCCIÓN Y OBJETIVO

Un motivo de la degradación producida en piezas estructurales de elevada responsabilidad conformadas con poliamida (PA) 66 reforzada con fibra de vidrio corta es la acción continua o periódica de esfuerzos mecánicos dinámicos de fatiga e impacto a los que están sometidas en servicio. Varios estudios [1-4] han puesto de manifiesto el daño producido por las citadas sollicitaciones y acusado por las piezas de carácter aislante empleadas para sujetar mecánicamente los carriles de la red ferroviaria por la que circulan transportes pesados.

En este artículo se recoge parte del estudio realizado para caracterizar el comportamiento macroscópico global en fatiga de la poliamida 66 reforzada con fibra corta de vidrio. En concreto, se presentan los resultados de los ensayos de distinta naturaleza realizados sobre el material compuesto de matriz termoplástica y refuerzo inorgánico, analizando los mismos al objeto de determinar la efectividad de la PA reforzada frente a las condiciones mecánicas dinámicas a las que se encuentra sometida cuando conforma las piezas aislantes arriba mencionadas.

2. MATERIAL ENSAYADO

En este trabajo se estudia el comportamiento frente a la fatiga en tracción del material utilizado habitualmente en la inyección de piezas aislantes de sujeción de vía de ferrocarril, perteneciente a la familia de las poliamidas (PA 66) reforzada con un 35% en peso de fibra corta de vidrio y designada por PR35.

En la Figura 1 se presenta un esquema de las probetas de tracción normalizadas, de 4 mm de espesor y de longitud de fuste calibrada de 50 ± 5 mm, que fueron empleadas en el trabajo y cuya geometría se establece en la Norma UNE 53.280-79. Las probetas fueron producidas mediante moldeo por inyección, de tal modo que las fibras cortas de vidrio se encuentran orientadas paralelamente a su eje longitudinal.

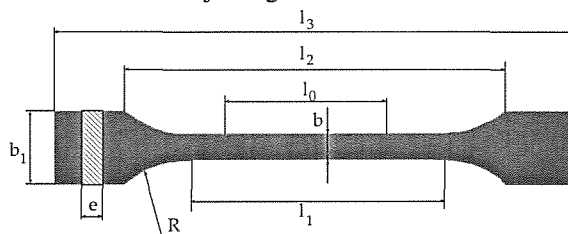


Fig. 1. Probetas empleadas en el estudio.

3. TECNICAS EXPERIMENTALES

Algunas de las roturas mostradas por piezas aislantes en servicio son debidas a solicitaciones de impacto, lo cual pudo ser comprobado por Casado et al [5], mediante la reproducción de dichas roturas haciendo uso de técnicas experimentales de laboratorio. Por ello, como valor de partida, se determinó la tensión de rotura del material (σ_r) en condiciones dinámicas, aplicando un impacto de carga en tracción sobre la probeta, con la velocidad que proporciona la generación de un ciclo de onda cuadrada, a diferentes temperaturas.

Para determinar el efecto de la temperatura en el comportamiento dinámico del material, nuevas probetas fueron también ensayadas a tracción en el interior de una cámara ambiental marca INSTRON, modelo 5880R.

Previamente a la aplicación del esfuerzo, las probetas del material se atemperaron en el interior de la cámara durante 45 minutos a las temperaturas de ensayo consideradas, esto es, 23°C (temperatura ambiente), 28, 33, 38, 43 y 60 °C. Para determinar las deformaciones en el material se hizo empleo de un extensómetro dinámico, marca Instron, modelo 2620-601, que presenta una base de medida de 12.5 mm y una disponibilidad de carrera de ± 5 mm.

Los ensayos de fatiga se realizaron en una máquina universal de ensayos mecánicos en control de carga y a la temperatura ambiente del laboratorio. Los niveles de tensión aplicados están comprendidos entre un valor máximo (σ_{max}), variable de uno a otro ensayo, y uno mínimo (σ_{min}) fijado en $0.05\sigma_r$ para evitar compresiones y el posible pandeo de las probetas. El nivel tensional superior inicial fue el $0.90\sigma_r$. Los ensayos se ejecutaron hasta la rotura de cada probeta. El valor de σ_{max} se fue reduciendo de un ensayo a otro con intervalos de $0.10\sigma_r$, hasta que el material soportó 10^6 ciclos sin romper. La variación de tensión más alta que alcanza dicha secuencia se denominó $\Delta\sigma_r$. Los ensayos se realizaron con ondas de carga senoidal a la frecuencia de 5 Hz.

Al objeto de establecer el efecto del tiempo de espera, considerado por motivos de seguridad varía entre pasos consecutivos de trenes por la misma vía, se aplicaron 3 regímenes de carga senoidal que diferían en la cuantía de los tiempos de reposo (t_r) establecidos entre cada tren de 300 ciclos de variación de carga: 0, 30 y 180 segundos. En la Figura 2, se presenta un esquema del patrón de cargas aplicado.

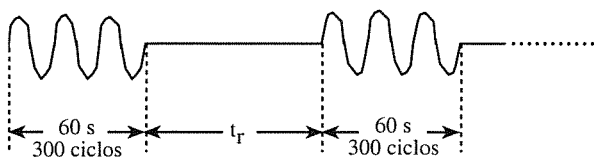


Fig. 2. Patrón de cargas aplicado.

Durante los ensayos se registró la variación de tensión aplicada, la temperatura de cada probeta por medio de

una resistencia sensitiva ubicada en la superficie de su zona calibrada, la variación de la longitud en dicha zona empleando un extensómetro y el número de ciclos soportado hasta rotura.

Asimismo, se analizó la superficie de rotura de las probetas por técnicas de microscopía electrónica de barrido (MEB), determinando el porcentaje de área fisurada en fatiga, previa a su rotura, A_F , con respecto de la superficie total de la sección recta.

En la observación fractográfica de la superficie exterior de las probetas fatigadas, próxima al plano de su rotura se pudo comprobar la existencia de una rugosidad notoria, provocada por la pseudo-fisuración o crazing del material. En la fotografía mostrada en la Figura 3a se presenta un ejemplo ilustrativo de las observaciones anteriormente citadas y en la fotografía de la Figura 3b se aprecia un detalle a mayor escala.

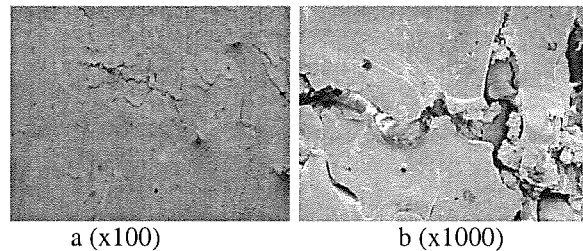


Fig. 3. Agrietamiento superficial

Por este motivo se realizaron mediciones de rugosidad, empleando un rugosímetro marca Pherthen, modelo Pherthometer S3P, sobre la superficie del material con el fin de correlacionar el grado de deterioro con su vida en fatiga. Para ello se empleó el parámetro de rugosidad promedio, RA (*Average Roughness*) [6]. En la Figura 4 se puede apreciar un perfil de rugosidad típico, a partir del cual el valor de RA se determina como la desviación media del perfil de rugosidad medido sobre una superficie con respecto de la línea media a lo largo de la longitud de la muestra evaluada.

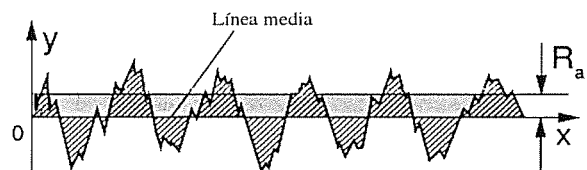


Fig. 4. Perfil de rugosidad típico.

El parámetro RA se define como la media aritmética de las áreas de los perfiles de rugosidad medidos a lo largo de la longitud de la muestra evaluada.

Con el objeto de realizar un análisis comparativo del grado de rugosidad en las probetas se tomó como patrón de referencia la rugosidad superficial de una probeta homóloga a las anteriores, que no había sufrido manipulación alguna tras su fabricación por inyección.

En la Figura 5 se indica la línea de muestreo que fue barrida en las probetas, pudiéndose apreciar que las mediciones se realizaron en la zona adyacente a la superficie de rotura y en la dirección perpendicular a la del desarrollo de las pseudo-grietas, es decir, a lo largo del eje del fuste de las probetas.

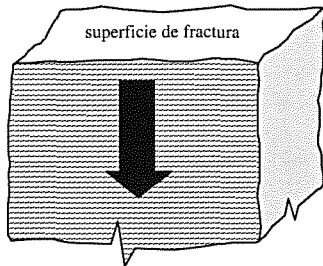


Fig 5. Zona de muestreo de la rugosidad.

Por último, a partir de los ensayos de fatiga continua, se efectuaron los cálculos correspondientes al análisis viscoelástico dinámico, estableciendo un módulo de elasticidad imaginario para el material que contempla la energía de deformación almacenada (recuperable) y la disipada (irrecuperable) por el mismo, en función del ángulo de desfase, δ , obtenido entre las señales senoidales de tensión y de deformación.

4. RESULTADOS Y ANÁLISIS

4.1 Efecto de la temperatura

En la Figura 6 se presentan los registros tensión-deformación del material en función de la temperatura, pudiéndose comprobar la influencia de dicho parámetro en la capacidad resistente de la poliamida.

En la Figura 7 se representan las tensiones de rotura y los alargamientos máximos experimentados por el material para las temperaturas fijadas. Se aprecia que las tensiones de rotura decrecen con el aumento de la temperatura, mientras que las deformaciones sufren un importante aumento.

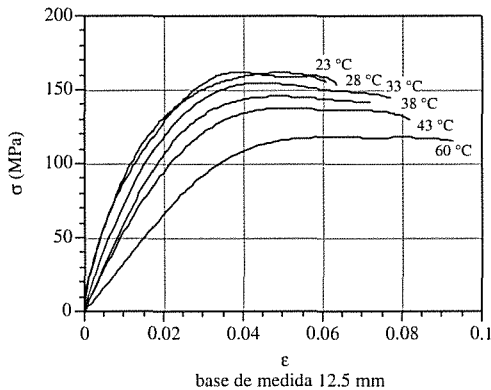


Fig 6. Curvas σ - ϵ bajo impacto en tracción.

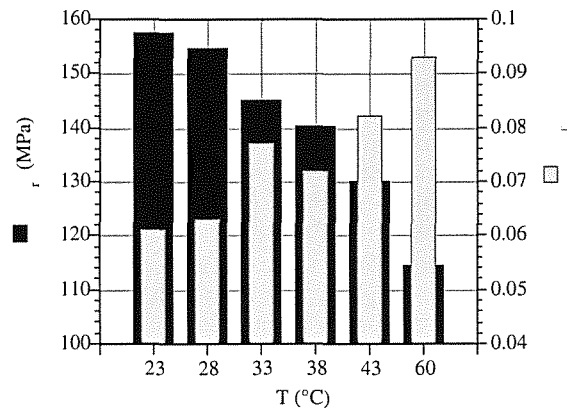


Fig 7. Valores de σ_r y ϵ_r para cada temperatura.

Para comparar los resultados obtenidos en condiciones de impacto con los de fatiga sin tiempos de espera, en la Figura 8 se ha representado, por un lado, la temperatura alcanzada por el material en el momento de su rotura por fatiga para las diferentes cargas máximas aplicadas considerando la sección neta final, en puntos llenos y, por el otro, las tensiones de rotura obtenidas por impacto en tracción para cada una de las temperaturas consideradas, en puntos huecos.

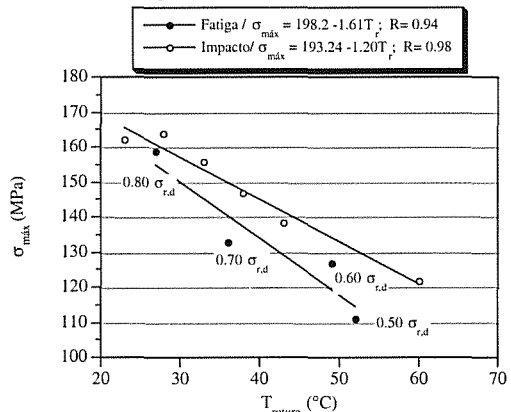


Fig 8. σ_{max} -T en condiciones dinámicas.

En ambos casos se puede apreciar que el material presenta una tendencia al ablandamiento con el aumento de temperatura.

4.2. Medición de deformaciones

4.2.1. Fatiga continua

En los ensayos de fatiga se determinó el nivel máximo de las ondas de deformación experimentadas por el material, obtenidas a través del extensómetro, en función de N. En la Figura 9 se representa la evolución de la deformación máxima del material a lo largo de su vida en fatiga, como señal de respuesta a las ondas de tensión impuestas durante la prueba, así como el correspondiente aumento de su temperatura.

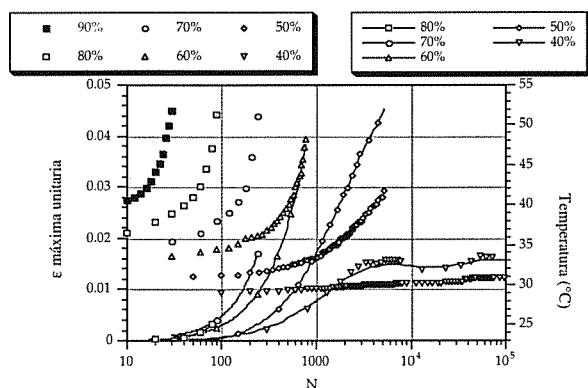


Fig 9. Evolución de ϵ_{\max} y de T en función de N.

En la Figura 10 se muestra la variación de la velocidad de deformación respecto al número de ciclos aplicado, para todas las tensiones analizadas.

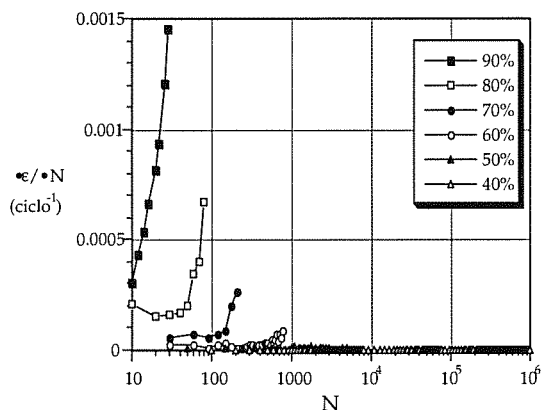


Fig 10. Variación de velocidad de deformación con N

Para valores máximos de carga igual o superiores al 60%, la deformación se encuentra acelerada hasta que el material rompe. Para valores de carga aplicados en torno al 50% la velocidad de deformación permanece estable hasta momentos previos a su rotura, instante en el que la velocidad de deformación aumenta (no apreciable a la escala representada). Sin embargo, para valores de carga igual o inferiores al 40% la velocidad de deformación permanece constante a lo largo de toda la prueba. Por tanto, es posible establecer una deformación crítica a partir de la cual los mecanismos que conducen a la rotura del material comienzan a desencadenarse. En la Figura 11 se muestra la evolución de la temperatura del material con la correspondiente del valor de deformación máxima experimentado. Se indica en puntos de mayor tamaño el valor de la deformación máxima a partir de la que se produce la inestabilidad del sistema para cada uno de los niveles de esfuerzo. El punto de inicio de dicha inestabilidad se determinó a partir de la Figura 10 como el instante en el que la velocidad de deformación progresa de modo rápido e inestable.

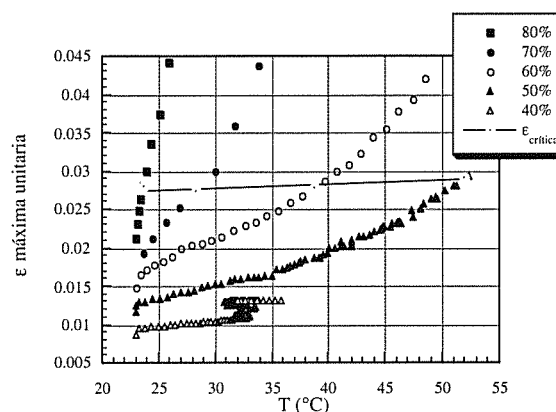


Fig 11. Evolución de ϵ_{\max} y T en fatiga continua.

La variación de temperatura acusada por el material ensayado al 40% de su tensión de rotura, oscila dentro de un pequeño intervalo como consecuencia de las variaciones térmicas día-noche producidas en el laboratorio debidas a la prolongada duración del ensayo.

En el diagrama anterior, la unión de los puntos considerados críticos conduce a la obtención de una línea prácticamente recta correspondiente a una deformación levemente inferior al 3%, que acota el valor máximo de deformación crítica del material para todos los niveles de carga. Estos resultados son consistentes con el hecho de que el material ensayado con una carga máxima del 40% de la tensión de rotura dinámica no rompiera tras la aplicación del millón de ciclos impuesto, puesto que su deformación máxima, a lo largo de toda la prueba, siempre se mantuvo a un nivel inferior del considerado crítico.

4.2.2. Fatiga discontinua

Bajo los niveles de esfuerzo del 60 y 50% de la tensión de rotura, con tiempos de espera variables, se determinó el nivel máximo de la deformación experimentada por el material en función de N, de igual forma a como se hizo en el caso de la fatiga continua. En la Figura 12 se indica la temperatura del material para cada valor de su deformación máxima, bajo una carga del 60%, para tiempos de espera de 30 y 180 s, estableciéndose con una línea horizontal el valor de la deformación crítica a partir del cual se produce la inestabilidad. La representación análoga, para una carga del 50%, se muestra en la Figura 13. En ella se observa cómo las probetas ensayadas con tiempo de espera rompen bajo condiciones de deformación inferiores a las del resto de las probetas, sin desarrollar tanto incremento térmico.

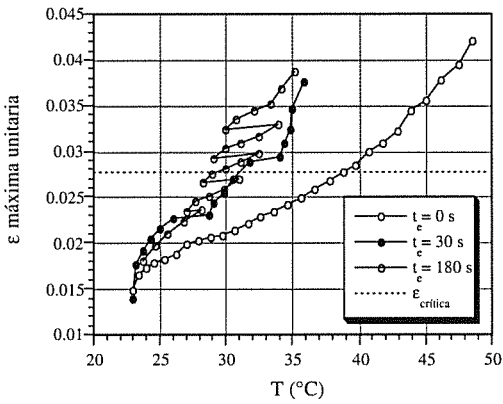


Fig 12. Evolución de $\epsilon_{m\acute{a}x}$ y T con $\sigma_{m\acute{a}x}$ del 60%.

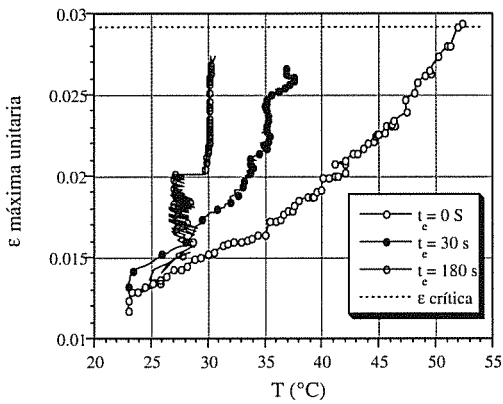


Fig 13 Evolución de $\epsilon_{m\acute{a}x}$ y T con $\sigma_{m\acute{a}x}$ del 50%.

Cuando se analizan todos los resultados obtenidos, se aprecia que, independientemente de las condiciones de carga y del grado térmico acusado por el material, variable en función de los tiempos de espera con que se le permita disipar el calor internamente generado, el mecanismo de inestabilidad se produce cuando se alcanzan valores de deformación ligeramente inferiores al 3%.

4.3. Medición de rugosidades

La Figura 14 representa la rugosidad promedio de todas las probetas ensayadas a fatiga. Cada uno de los valores presentados es la media aritmética de 5 mediciones realizadas sobre cada probeta. En general, a medida que aumenta N, hasta que se produce la rotura del material, RA se incrementa debido a la mayor abundancia de crazes manifestados superficialmente en las probetas.

Para altos valores tensionales el material rompe muy rápido sin manifestar grandes calentamientos ni un nivel de crazes relevante, ya que su rugosidad difiere poco de la existente en la probeta patrón. Sin embargo, para valores de esfuerzos aplicados más bajos el material prolonga su vida en fatiga, permitiendo que la formación de crazes aumente de un modo acusado.

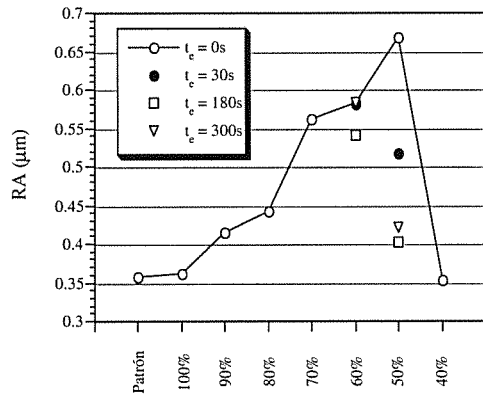


Fig 14. Evolución de RA con la tensión aplicada.

La probeta ensayada con un esfuerzo del 40% de la tensión de rotura, y que no rompió tras la aplicación del millón de ciclos, no presentó una rugosidad superior a la de la muestra patrón, debido a que los esfuerzos alternos aplicados se encontraban por debajo de su límite de endurencia, de tal forma que las grietas o defectos propios del material, establecidos a partir de la probeta patrón, no evolucionaron. También se observa que, al aplicar tiempos de espera, RA disminuye más acusadamente para las cargas más bajas, probablemente debido a que la generación de crazes no se encuentra potenciada al no existir gran calentamiento.

Para correlacionar la rugosidad de las probetas con el nivel de fisuración medido en las mismas, en el gráfico de la Figura 15 se ha representado A_F, en función de los niveles tensionales, superponiéndolos con los valores de RA correspondientes.

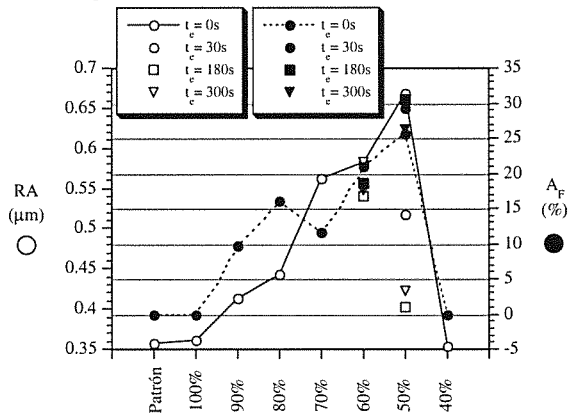


Fig 15. Evolución de RA y A_F con la tensión aplicada

En las probetas ensayadas sin tiempos de espera se aprecia una clara tendencia al aumento de A_F conforme disminuye el nivel máximo de las cargas aplicadas y aumenta el número de sollicitaciones hasta el momento en que se produce la rotura del material.

Cuando la temperatura alcanzada supera la de transición vítrea del material (≥35 °C), se produce una fluidez global de la probeta, lo cual supone que se obtengan mayores deformaciones (máximas) en rotura. Sin embargo, si se aplican tiempos de espera prolongados,

no se rebasa la citada temperatura de transición vítrea y el proceso de la fractura puede producirse en un plano localizado, de entre todos los planos existentes a lo largo del fuste de la probeta. Ello conlleva a que no se produzca tanta deformación generalizada de la probeta en rotura (denotado, por otro lado, por una rugosidad más baja) y, sin embargo, se consiga mayor propagación de la fisura a través de mecanismos convencionales de fatiga, manifestado por un mayor valor de A_F en el plano último de la rotura.

4.4. Medidas de viscoelasticidad dinámica

En la Figura 16 se muestra la evolución del ángulo de desfase, δ , obtenido entre las señales senoidales de tensión y de deformación, en función del número de ciclos, N , aplicado sobre el material, bajo los diferentes esfuerzos tensionales originados en fatiga continua.

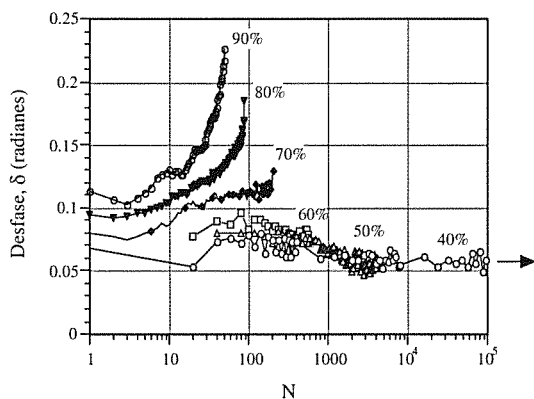


Fig 16. Evolución de δ con el número de ciclos.

Cuando se aplican valores de tensiones sobre el material inferiores al 70% del valor del esfuerzo dinámico de rotura, el ángulo de desfase, δ , permanece prácticamente invariable hasta que se produce la rotura del material, o bien, supera la secuencia del millón de ciclos a que es sometido.

Para valores de tensión iguales o superiores al 70%, se produce un crecimiento progresivo del valor de δ , como consecuencia de encontrarse el material solicitado por encima de su límite elástico que, a su vez, se reduce conforme aumenta la temperatura. Se genera como consecuencia directa de ello, un importante flujo plástico en el material, cuyo efecto predomina sobre el producido por la aplicación cíclica de las cargas. Nótese la semejanza de comportamiento entre el desfase, Figura 16 y la velocidad de deformación, Figura 10.

A partir del valor de δ se define el módulo de elasticidad complejo, E^* , el factor de pérdidas, $\text{tg}\delta$, y la velocidad de disipación de calor por ciclo, dQ/dN [7]:

$$E^* = E'(\omega) + i E''(\omega) = \frac{\sigma_0}{\epsilon_0} \cdot \cos \delta + i \frac{\sigma_0}{\epsilon_0} \cdot \text{sen} \delta \quad (1)$$

$$\text{tg} \delta = \frac{E''(\omega)}{E'(\omega)} \quad (2)$$

$$\dot{Q} = \pi \cdot f \cdot \frac{E''}{E'^2} \cdot \sigma_{\text{máx}}^2 \quad (3)$$

E' es proporcional a la energía que el material almacena como consecuencia de su deformación, de forma reversible y recuperable. E'' es proporcional a la energía que el material disipa irreversiblemente. La deformación en el material compuesto implica movimientos de segmentos de las cadenas moleculares de la matriz de PA, que modifican su conformación para adaptarse a la perturbación impuesta. Estos movimientos provocan un calentamiento por fricción, por lo que parte de la energía entregada se disipa irreversiblemente. La escasa conductividad térmica del material polimérico provoca que invierta parte de la energía producida en forma de calor, en incrementar su temperatura.

E'' , adopta un valor de un orden de magnitud más pequeño del correspondiente a la energía de deformación recuperable, E' .

En la Figura 17 se aprecia cómo a partir de un número de ciclos, variable con el nivel de esfuerzos, la velocidad de generación calor en el material se acelera, incrementa su temperatura acusadamente (Figura 9), acelera su velocidad de deformación (Figura 10) y rompe. Para el nivel de esfuerzos aplicado más bajo no se alcanza esta secuencia.

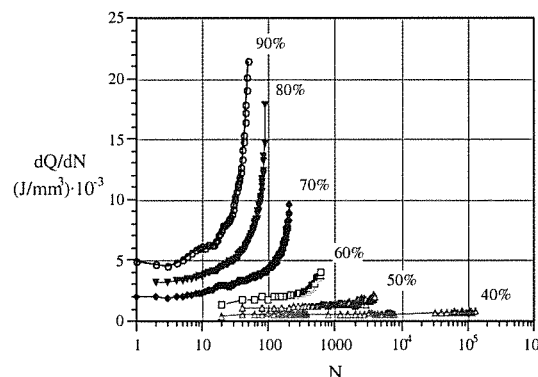


Fig 17. Evolución de dQ/dN para todos los esfuerzos.

5. CONCLUSIONES

A partir del trabajo experimental realizado sobre el material, se pueden extraer las siguientes conclusiones:

- La tensión de rotura y el límite elástico decrecen con el aumento de temperatura, mientras que su deformación en rotura aumenta.

- A partir de los ensayos de fatiga realizados se confirma la existencia de un nivel de deformación crítico, a partir del cual se generan las condiciones de

inestabilidad mecánica. Las condiciones de rotura se desencadenan cuando se obtienen deformaciones ligeramente inferiores al 3%, ya que se alcanza el valor del límite elástico, como se comprobó a través de los ensayos de impacto, independientemente del nivel térmico, transformándose toda la deformación en flujo plástico.

- La rugosidad determinada a partir de la textura superficial ha sido correlacionada adecuadamente con el grado de fisuración producido en el material y con la temperatura alcanzada en el momento de la rotura.

- La evolución del ángulo de desfase, δ , entre tensiones y deformaciones o de los correspondientes factor de pérdida, $\text{tg}\delta$, y calor disipado por ciclo dQ/dN , justifica el incremento de temperatura que adquiere el material, lo que le lleva a un cambio de velocidad de deformación al llegar a ciertas condiciones críticas, de temperatura o deformación, que le conducen a la rotura final.

6. AGRADECIMIENTOS

Los autores del trabajo desean expresar su gratitud a la CICYT (Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología) por la subvención del proyecto MAT 96-0568 "Criterios de selección de polímeros, con y sin refuerzo de fibras, resistentes a fatiga e impacto". Asimismo, se hace extensivo el agradecimiento a las empresas Rhône-Poulenc, RENFE y TIFSA.

En particular, los autores agradecen los valiosos comentarios del profesor D. Andrés Valiente Cancho de la Universidad Politécnica de Madrid.

7. BIBLIOGRAFÍA

- [1] TIFSA: Informe de Instrumentación. Sujeciones de carril P2 y Nabla. Línea de Madrid a Alicante, P. K. 391/330. Madrid. Septiembre, 1992.
- [2] Casado, J., Gutiérrez-Solana, F., Polanco, J. and Kerkhofs, F., "Efecto del tipo de onda en el comportamiento en fatiga de poliamidas reforzadas y de acetales". Actas I Congreso Nal. de Mat. Comp. Sevilla-95.
- [3] Casado, J.A., Polanco, J.A., Gutiérrez-Solana, F., Guerra, R. y Ruiz Ocejo, J. "Efecto de la velocidad de sollicitación en el comportamiento mecánico de poliamidas reforzadas y acetales". Actas I Congreso Nal. de Mat. Comp. Sevilla,-95.
- [4] Casado, J.A., Gutiérrez-Solana, F. and Polanco, J.A. "Waveform and waiting time effects on the fatigue behaviour of reinforced polyamides and acetals". ECF 11. Mechanics of Damage and Failure (1996). Vol III., pp.1809-1814.
- [5] Casado, J.; Polanco, J.; Gutiérrez-Solana, F. and Guerra, R. "The characterization of the resistance to lateral impact of the insulating part of the P2 rial fastening". Third International Conference: "Structures Under Shock and Impact-94". Madrid, Junio 1994. Proceedings of the Third International Conference: 8 págs. 183-190.
- [6] Surface texture analysis. The Handbook. Leigh Mummery B. Eng. Hommelwerke GmbH. West Germany 1992.
- [7] S. Suresh. Fatigue of Materials. Cambridge Solid State Science Series. Cambridge University Press, 1991.