

MODELO DE COMPORTAMIENTO EN FATIGA DE POLIAMIDAS REFORZADAS

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

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 artículo se constata la existencia de tres estados en el comportamiento en fatiga de la PA reforzada con fibra corta de vidrio hasta su rotura. En el *estado I* se producen procesos de deformación por fluencia transitoria. En función de que la temperatura, asociada al proceso dinámico, se estabilice o aumente progresivamente, el material es capaz de soportar un número ilimitado de ciclos, o bien, adquiere una deformación para la que se produce la transición al *estado II*. Éste se caracteriza por una velocidad de deformación constante en el material, iniciándose, simultáneamente, una nucleación homogénea de fenómenos de “*crazing*”. La velocidad de disipación de energía por ciclo crece constantemente, y aumenta la temperatura del material. Este proceso conduce a la inestabilidad final, iniciado cuando la deformación del material alcanza el valor para el que sucede una segunda transición al *estado III*, en el que se produce el proceso de inestabilidad local en el material, en el que se produce un crecimiento acelerado de la deformación y, finalmente, conduce a la rotura.

Abstract. This paper shows the existence of three states in the fatigue behaviour of short fiber-glass reinforced polyamide up to the moment of failure. In the state I creep transient deformation processes are produced. If temperature, associated to the dynamic process, stabilises, the material is able to withstand an unlimited number of cycles. On the other hand, if temperature grows continuously the material takes a deformation for which a transition to the state II is reached. This new state shows a constant material's deformation rate and an homogeneous nucleation of crazing phenomena. The hysteresis energy per cycle grows in a constant way and the material's temperature increases. These conditions lead to the final instability that starts when the material's deformation reaches the value for which a second transition to the third state takes place. Under these circumstances local instabilities precede material's final fracture. This is due to the quantity of crazes and their size, which are important enough to origin high concentration of mechanical effects to produce a material's accelerated growth deformation to obtain it's fracture.

1. INTRODUCCION Y OBJETIVO

El deterioro producido en piezas estructurales de alta responsabilidad inyectadas con PA reforzada con fibra de vidrio está causado, principalmente, por la acción de esfuerzos dinámicos de fatiga a los que están sometidas en servicio. Un ejemplo del daño producido por dichas sollicitaciones es el que presentan algunas piezas aislantes empleadas para realizar la sujeción mecánica de los railes de la red ferroviaria por la que circulan vehículos pesados, ya sean de pasajeros o de mercancías [1, 2].

El objeto de este trabajo es establecer el modelo de comportamiento dinámico en fatiga de la PA reforzada que determine las causas que producen el daño inicial y los condicionantes que establecen su evolución hasta la rotura. Para ello, se analizan las superficies de rotura del material por medio de técnicas de microfotografía y microscopía electrónica de barrido (MEB) considerando los diferentes estados tensionales aplicados. Asimismo, se recurre a las técnicas de

determinación de rugosidad superficial para cuantificar el grado de deterioro sufrido por el material durante su fatiga.

2. MATERIAL ENSAYADO

Se ha analizado el comportamiento frente a la fatiga en tracción de la PA reforzada con un 35% en peso de fibra corta de vidrio. Para ello, se utilizaron probetas de tracción normalizadas según la norma UNE 53.280-79 [3] de 4 mm de espesor, producidas mediante la técnica del moldeo por inyección de tal modo que las fibras de vidrio se orientan paralelamente al eje longitudinal de las mismas. El contenido de humedad de las probetas fue del 2.5%. Este polímero termoplástico reforzado es utilizado habitualmente en la inyección de las piezas aislantes de elevada responsabilidad mecánica

3 TÉCNICAS EXPERIMENTALES

Para realizar los ensayos de fatiga se consideró, como referencia de la resistencia mecánica del material, su tensión de rotura (σ_R), obtenida en condiciones dinámicas aplicando un impacto de carga en tracción sobre las probetas, con una velocidad de 13500 mm/min que proporciona la generación de un ciclo de onda cuadrada en control de posición.

Los ensayos de fatiga se realizaron en una máquina servohidráulica universal de ensayos mecánicos, marca INSTRON, modelo 8501, en control de carga con ondas senoidales, a la frecuencia de 5 Hz 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 de $0.90\sigma_R$. 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 soporta 10^6 ciclos sin romper. La variación de tensión más alta que alcanzó dicha secuencia se denominó $\Delta\sigma_6$.

Durante la ejecución de los ensayos se registraron: la variación de tensión aplicada; la temperatura de cada probeta por medio de una resistencia sensitiva ubicada en la superficie de la zona calibrada de la misma; la variación de la longitud en la zona calibrada de la probeta empleando un extensómetro de 12.5 mm de base de medida y el número de ciclos soportado hasta rotura. Las anteriores medidas permitieron determinar una evolución continua de la temperatura y de la deformación de cada probeta durante su ensayo.

Sobre la superficie de rotura de las probetas se realizó un análisis fractográfico por técnicas de microscopía electrónica de barrido (MEB). Asimismo, se realizó un levantamiento planimétrico de cada una de las superficies de fractura obtenido a partir de fotografías realizadas a 10 aumentos. Se discretizó la morfología de los distintos tipos de fisura observados para su mejor estudio por superficies de áreas equivalentes, según el esquema que se presenta en la figura 1. De cada probeta ensayada se determinó el porcentaje de área de *crazing* en fatiga, previa a su rotura, A_c , con respecto de la superficie total de la sección recta.

Se realizaron ensayos de fluencia sobre el material a diferentes temperaturas y niveles tensionales, necesarios para establecer el grado de acoplamiento de este mecanismo al de la fatiga. Las probetas fueron situadas en una cámara ambiental marca INSTRON, modelo 5880R, y atemperadas durante 45 minutos a 23, 28, 33, 38 y 43°C para homogeneizar sus condiciones. Posteriormente, los ensayos se realizaron

aplicando una tensión de 83.37 MPa ($50\%\sigma_R$). Se realizaron ensayos adicionales a cargas más elevadas ($55\%\sigma_R$) con el objeto de conocer el comportamiento del material en fluencia hasta rotura.

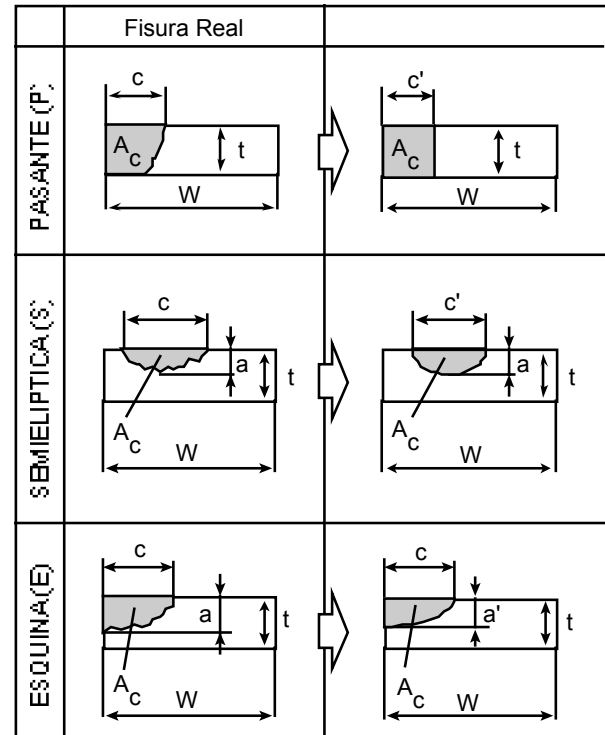


Fig. 1. Tipos de fisura y su discretización.

Para cuantificar el daño superficial generado por los micromecanismos de fatiga y de fluencia en el material, se realizaron medidas de rugosidad en la superficie lateral de las probetas. En el caso de la fatiga se efectuaron mediciones periódicas de rugosidad en una misma probeta, para determinar la evolución de este parámetro, durante el proceso dinámico de carga. Éste se llevó a cabo aplicando un esfuerzo máximo del $50\%\sigma_R$ y uno mínimo del 5% de dicha tensión. También se determinó la rugosidad de las probetas una vez que fueron ensayadas a fluencia.

Los ensayos de rugosidad se realizaron empleando un rugosímetro marca Pherthen, modelo Pherthometer S3P, determinando de cada probeta muestreada el valor de la rugosidad media (RA). El parámetro RA se puede definir como la media aritmética de las áreas de los perfiles de rugosidad medidos a lo largo de la longitud de la muestra evaluada [4], a partir de la expresión:

$$RA = \frac{1}{l_m} \cdot \int_0^{l_m} y(x) \cdot dx \quad (1)$$

siendo:

l_m : longitud de muestreo analizada
 $y(x)$: altura del perfil de rugosidad medido.

4. RESULTADOS

4.1. Fatiga

La Tabla 1 presenta el valor de σ_R del material en estudio bajo condiciones de impacto-tracción, así como el de $\Delta\sigma_6$, representante de su resistencia a fatiga.

Tabla 1. Valores de σ_R y $\Delta\sigma_6$.

σ_R	166.8 MPa
$\Delta\sigma_6$	58.4 MPa

Del registro de la señal obtenida a través del extensómetro en cada uno de los ensayos de fatiga, realizados sobre el material PR35, bajo todos los niveles de esfuerzos aplicados, se determinaron las ondas de deformación experimentadas por el material, en cada ciclo. En el gráfico de la figura 2 se representa en doble eje de ordenadas la evolución de la deformación máxima unitaria experimentada por el material a lo largo de su vida en fatiga, por un lado, y el correspondiente aumento de la temperatura superficial medida con la ayuda del termopar.

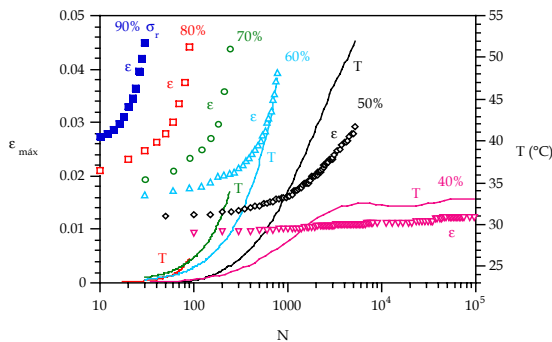


Fig. 2. Evolución de la deformación máxima y de la temperatura con el número de ciclos aplicado.

Del ciclo de histéresis descrito por el material durante su proceso de carga y descarga, se puede establecer una cuantificación de la energía disipada durante dicho ciclo, E_H , integrando el área del bucle cerrado que se define a partir del registro de la fuerza aplicada en función de la deformación sufrida por el material y medida a través del extensómetro adosado a su superficie. De esta forma, en la Figura 3 se han representado los ciclos de histéresis descritos por el material, correspondientes al número de ciclos indicados en los mismos, para uno de los niveles de variación de tensión en que se alcanza la rotura.

En todos los casos se comprueba que, a medida que transcurre el ensayo, el área encerrada por los bucles es más grande, se encuentran más distanciados del origen y su inclinación se hace más acusada. La separación entre los bucles determina la deformación remanente que va siendo acumulada a lo largo de la prueba y la inclinación indica la rigidez en el material para cada bucle, de la que se deduce la amplitud de la onda de deformación en el ciclo de carga correspondiente.

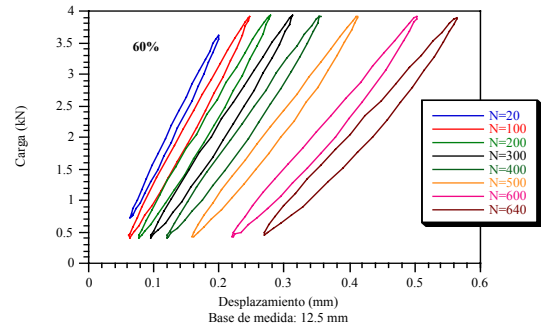


Fig 3.- Evolución de la energía disipada, E_H , para $\sigma_{max} = 60\%\sigma_R$

Si se representa la variación del área encerrada por los bucles, E_H , para cada uno de los niveles tensionales en estudio, se obtiene el gráfico de la Figura 4.

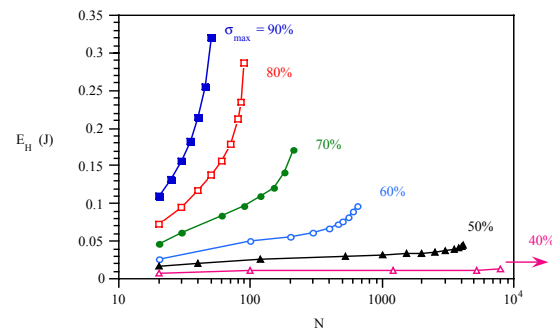


Fig 4.- Evolución de la energía disipada, E_H , para cada condición de carga en fatiga

4.2 Fluencia

En la Figura 5 se representa la evolución de la deformación del material a lo largo del tiempo, inferior al de su rotura, para una tensión aplicada de 83.37 MPa, correspondiente al 50% σ_R , a las diferentes temperaturas.

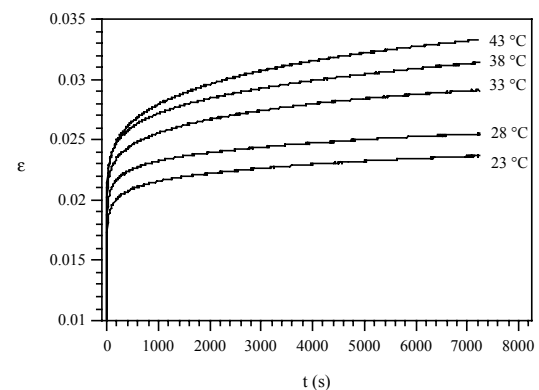


Fig 5.- Comportamiento en fluencia a distintas temperaturas

Por otro lado, en la Figura 6 se representa la evolución de la deformación del material bajo una tensión de 91.71 MPa, correspondiente al 55% σ_R a la temperatura de 26 °C hasta el momento en el que se produce la rotura de la probeta. En el mismo gráfico se presenta la evolución de la velocidad de deformación del material, pudiéndose apreciar las tres etapas de comportamiento

en fluencia cláramente diferenciadas: etapa I de velocidad de deformación decreciente (fluencia transitoria); etapa II que presenta una velocidad de deformación constante (fluencia estacionaria) y la etapa III de velocidad de deformación creciente (fluencia acelerada).

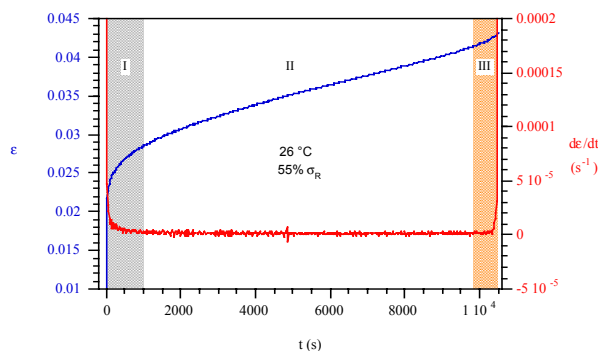


Fig. 6.- Comportamiento en fluencia hasta rotura.

En la Figura 7 se indica la evolución de la deformación del material bajo tensiones que, por su diferente intensidad o por la distinta duración de su aplicación, producen sobre el material efectos diferenciados en atención al distinto nivel de deformación alcanzado por el material en cada caso. En el gráfico se indica el nivel de tensiones aplicado y la temperatura ambiental existente en cada caso.

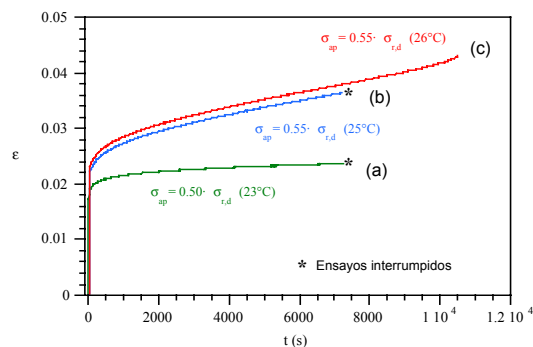


Fig. 7.- Comportamiento en fluencia bajo diferentes estados tensionales.

4.3 Rugosidad superficial

En la Tabla 2 se muestra la evolución de la rugosidad superficial de la probeta ensayada a fatiga, RA, obtenida como la media aritmética de tres determinaciones. Las medidas fueron realizadas en la misma zona de muestreo, tras detener el ensayo, al número de ciclos indicados en cada caso, para realizar las medidas, hasta que se obtuvo la rotura de la probeta. Ésta se produjo previamente a la última medición, a los 7500 ciclos. La rugosidad medida, en ese momento, en la zona inmediatamente adyacente a la zona de rotura fue de 0.590 μm .

Tabla 2. Valores de RA.

N	RA (μm)
0	0.295
100	0.318

200	0.349
500	0.369
1000	0.315
1500	0.342
3000	0.390
4000	0.384
5000	0.425
6000	0.506
7000	0.512
7500	0.477

4.4 Fractografía

Para apreciar el aspecto macroscópico de las superficies de rotura del material ensayado se realizaron fotografías a 10 aumentos de cada probeta ensayada. Siempre se observó la existencia de dos zonas de diferente tonalidad (Figura 8), lo que sugiere la existencia de dos posibles mecanismos de fisuración y rotura diferenciados.

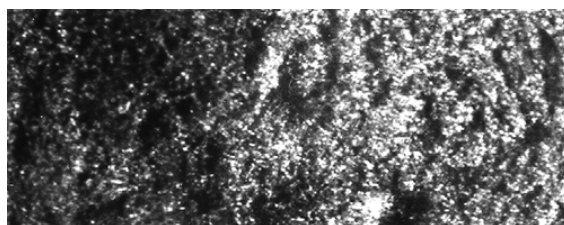


Fig. 8. Superficie de fractura, PA reforzada (x 10)

Para obtener un conocimiento más preciso de estas dos zonas, se procedió a metalizar las superficies de rotura de las probetas y poder observarlas empleando técnicas de microscopía electrónica de barrido. En las Figuras 9 y 10 se puede apreciar un detalle a 350 aumentos de cada zona. Aquélla de tonalidad oscura (Figura 9) se asocia a un mecanismo de rotura tras el cual la matriz se encuentra altamente deformada y, sin embargo, la de tonalidad clara (Figura 10) se identifica con un proceso de rotura frágil de la matriz para el que no se aprecian grandes deformaciones en su seno.

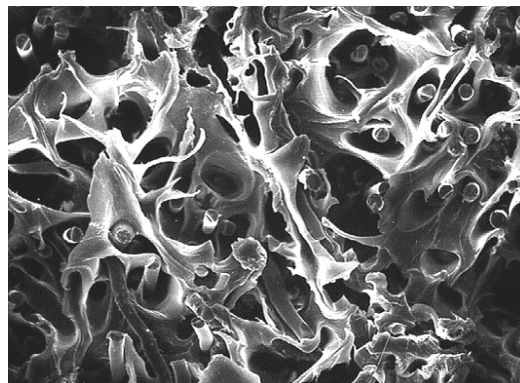


Fig. 9. Zona de fatiga (x 350)

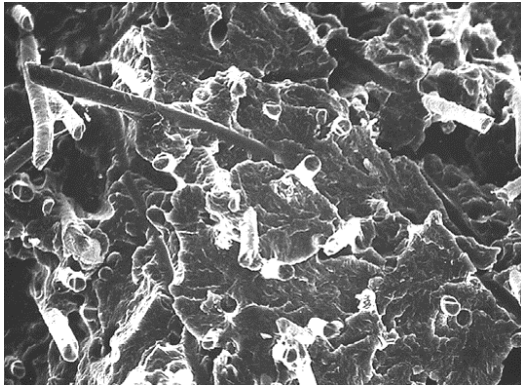


Fig. 10. Zona de rotura (x 350)

5. ANALISIS DE RESULTADOS

5.1. Fatiga

De la evolución de la deformación máxima en fatiga se obtiene la de la velocidad de deformación con el número de ciclos, representada en la Figura 11, para todos los niveles de tensión aplicados.

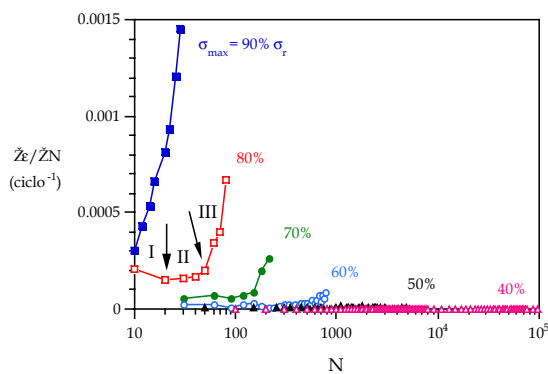
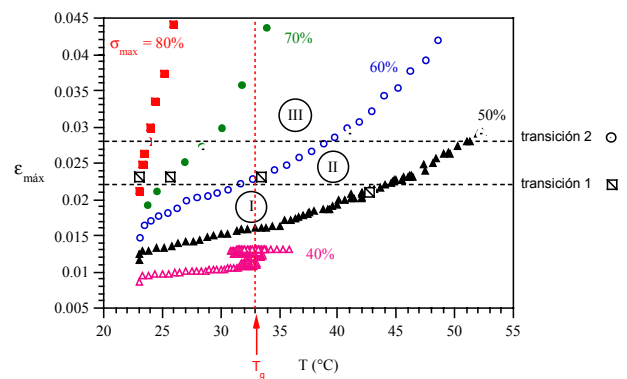


Fig. 11.- Evolución de la velocidad de deformación durante los ensayos.

En el proceso de evolución de la velocidad de deformación durante los ensayos de fatiga es posible establecer dos principales transiciones en el material durante el proceso dinámico para cada nivel tensional. Estas transiciones corresponden a los cambios de pendiente (negativa primero, quasi-constante después y finalmente positiva) observados, que deben tener lugar por la acción de efectos mecánicos, térmicamente condicionados, a determinar. Por lo tanto, se pueden distinguir tres estados de comportamiento, identificados como I, II y III sobre la curva correspondiente a una tensión del 80% de la de rotura, en la Figura anterior.

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

En la Figura 12 se indica la temperatura superficial del material correspondiente a cada valor de deformación máxima unitaria experimentada por el material durante su fatiga, obtenido a partir del diagrama de la Figura 2. Asimismo, se indican sobre la misma Figura 12, en puntos de mayor tamaño, las condiciones (ϵ, T) de las transiciones indicadas en la Figura 11. Para ambas condiciones la conexión de todos los puntos para los que se han registrado las transiciones, bajo todos los niveles de tensión considerados, conlleva a la obtención de dos líneas de deformación prácticamente constante (punteada y continua) correspondientes a los valores de 2.2 ± 0.1 y $2.8 \pm 0.1\%$. La influencia de la temperatura no ha sido observada en estas 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, $T_g = 33^\circ\text{C}$ [5]. Todos los ensayos pasan por todos los estados y las correspondientes transiciones, excepto el de la probeta ensayada al $40\%\sigma_R$ en la que el material soportó la aplicación de un millón de ciclos sin romper, manteniendo siempre su deformación por debajo de la requerida para cambiar a la etapa II.


 Fig. 12.- Diagrama $\epsilon_{\text{máx}}-T$.

Para poder observar el aspecto morfológico del material en el caso de la probeta que no rompió tras la aplicación del millón de ciclos se procedió a realizar su rotura criogénica en tracción. Se pudo observar a través del microscopio electrónico que la morfología de rotura resulta similar a la mostrada en la Figura 10, que se identificó con un proceso de rotura frágil de la matriz para el que no se aprecian grandes deformaciones en su seno. Por tanto, la ausencia de *crazes*, o deformaciones acusadas, en la superficie de fractura justifica la estabilización de los parámetros de deformación, propios de la etapa I, bajo los cuales no existe iniciación de daño en el material. De este modo se puede considerar que la presencia de *crazes* tiene lugar una vez superado el umbral de la transición I-II, ($2.2 \pm 0.1\%$ de deformación).

Asimismo, la tendencia de la variación de E_H con N , establecida por las curvas $\partial E_H/\partial N$, representado en la Figura 13, para la condición $\sigma_{\text{máx}} = 60\%\sigma_R$, es semejante a la evolución de la velocidad de deformación $\partial\epsilon/\partial N$, apareciendo, de nuevo, tres zonas de comportamiento

diferenciable, por su derivada segunda: una decreciente (I), otra constante (II) y una de crecimiento agudo (III). Por lo tanto, de nuevo dos transiciones son observadas en el comportamiento del material, que coinciden en el tiempo con aquéllas definidas para $\partial\epsilon/\partial N$ para todos los estados tensionales estudiados.

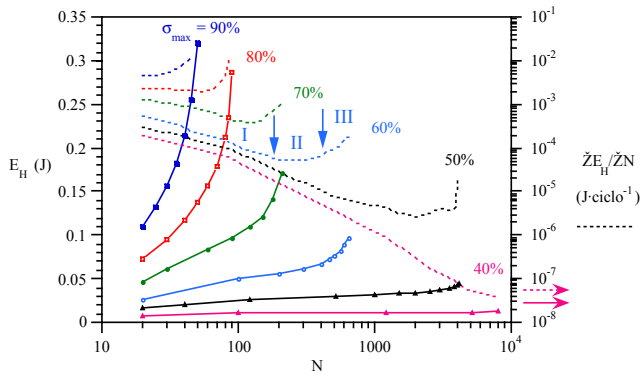


Fig. 13.- Evolución de la velocidad de disipación de energía de histéresis durante la fatiga

5.2. Fluencia

Sobre la Figura 5 se representa la deformación teórica que alcanzaría el material durante el ensayo de fatiga, si dicha deformación pudiera asociarse exclusivamente a un proceso de fluencia, afectado por los diferentes estados térmicos alcanzados durante la fatiga. Para ello se ha verificado que la condición de carga variable con $\sigma_{\max} = 60\%\sigma_R$ produce un efecto de deformación inicial en el material equivalente al de una tensión constante del $50\%\sigma_R$. En la Figura 14 se representa el supuesto teórico planteado en los primeros momentos del ensayo (140s). Representando sobre el gráfico la deformación máxima del material obtenida durante la fatiga, es posible verificar el instante en el que se produce una divergencia, tras un comportamiento en deformación inicial solapado, entre el teórico y el obtenido durante el proceso dinámico. Este instante se indica con una flecha en la Figura y coincide con el momento para el cual la primera transición crítica, (paso del estado I al II), se determinó en el ensayo de fatiga.

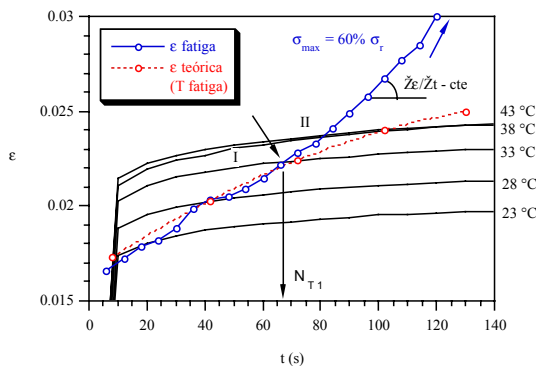


Fig. 14.- Deformación en fatiga.

Por tanto, el comportamiento en la etapa I está asociado a la fluencia del material, dependiente de la carga y de la temperatura. Esto justifica la disminución de la velocidad de deformación observada en esta

etapa, de forma equivalente a como sucede en fluencia. A partir de este instante, el calor producido genera un daño irreversible en el material constituyéndose *crazes* o fisuras cohesivas, que aún transmiten parte de la tensión aplicada, mientras no se alcance la segunda transición (paso al estado III), en la que el desarrollo del *crazing* alcanza las condiciones de inestabilidad final y la rotura.

La observación fractográfica de las superficies de fractura de las probetas rotas por fluencia o en nitrógeno líquido tras el ensayo de estático, cuya evolución se muestra en la Figura 7, revela una microdeformación en la matriz de PA morfológicamente distinta, que establece su evolución en cada una de las etapas I, II y III de su comportamiento. En las fractografías a, b y c de la Figura 15, realizadas a 350 aumentos, se pone de manifiesto esta circunstancia.

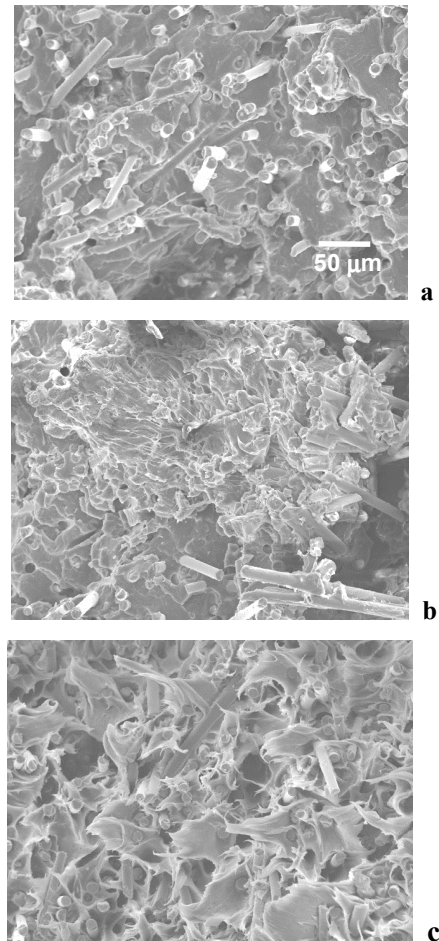


Fig. 15.- Evolución de la superficie de fractura del material durante el ensayo de fluencia.

En la Figura 15a, (probeta ensayada a 23 °C con $\sigma = 50\%\sigma_R$ y rota en nitrógeno líquido en estado I), se puede apreciar un área de aspecto global frágil. En la Figura 15b, (probeta ensayada a 25 °C con $\sigma = 55\%\sigma_R$ y rota en nitrógeno líquido en estado II) se observa la presencia de zonas deformadas o *crazes* en proceso de formación. En la Figura 15c (probeta rota por fluencia, estado III) se constatan *crazes* totalmente desarrollados

en un área limitada, cuya extensión representa el 22% de la sección recta total de la probeta.

5.3 Rugosidad superficial

La Figura 16 representa la evolución de la rugosidad en la superficie del material en función del número de ciclos aplicado sobre el mismo, cuyo comportamiento se ajusta a través de dos tramos lineales. El punto de quiebro, indicado sobre con una flecha, establece una transición en la textura superficial del material asociada a un aumento progresivo de la rugosidad en el mismo. Este instante se corresponde al momento asociado con la transición del estado I al II a partir del cual comenzaba la generación homogénea de *crazes* en el material. De esta forma, se puede establecer la evolución de la rugosidad en el material como un índice cualitativo del grado de desarrollo de los *crazes* internos en el material que emergen hacia su superficie.

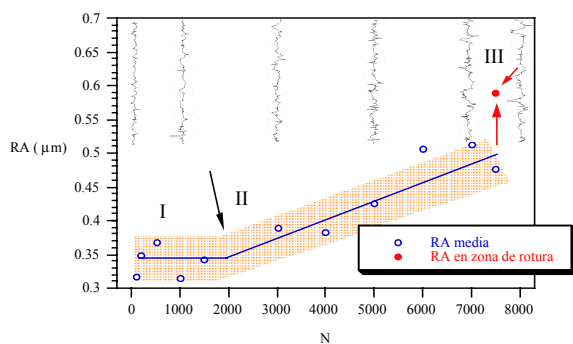


Fig. 16.- Evolución de la rugosidad frente a N .

En el diagrama se han representado los registros de la rugosidad superficial determinados sobre la probeta. Se comprueba cómo a medida que se incrementa el número de ciclos aplicado la rugosidad aumenta. Sobre la figura representa con un punto lleno la rugosidad determinada tras la fractura de la probeta en la zona contigua a la de rotura, pudiéndose apreciar que su valor es más elevado debido al proceso inestable local final, caracterizado anteriormente como la etapa III del proceso de la fatiga.

Por otro lado, a partir de los valores de RA obtenidos en los ensayos de fluencia (0.39, 0.44 y 0.57 μm para las etapas I, II y III, respectivamente), se constata que aumentan conforme progresa el ensayo, siempre que la probeta alcance la etapa II con la correspondiente generación de *crazes*, acusándose notoriamente durante la etapa III. Este hecho concuerda con las observaciones de microscopía realizadas en el apartado 5.2 (Figura 15).

5.4. Condiciones de rotura

Se ha considerado que la rotura se produce al igualar la tensión de pico en la zona no dañada a la tensión última del material a la temperatura de la rotura $\sigma_R(T)$ obtenida en ensayos de tracción [6], teniendo en cuenta la igualdad de mecanismos de rotura de la zona no inestable, bajo la hipótesis de que la zona con

formación de *crazes* es cohesiva. En función del área de inestabilidad observada y de su geometría y de la sollicitación máxima aplicada, se puede determinar la tensión cohesiva de esta zona inestable. La Tabla 3 recoge los valores de σ_C calculados a partir de los resultados obtenidos de los ensayos de fatiga.

Tabla 3.- Valores de σ_C en los ensayos de fatiga

Tipo de zona cohesiva	A_C (%)	T_R ($^{\circ}\text{C}$)	σ_C (MPa)
P	23.51	29.8	52.55
P	27.16	30.8	59.99
S	13.43	24.0	125.14
S	15.69	27.5	87.82
S	24.51	49.2	69.94
E	5.75	24.0	103.57
E	18.39	28.2	105.01
E	13.95	29.3	98.47
E	12.07	35.1	61.71
E	9.88	38.4	52.49
E	13.08	36.9	69.27
E	17.49	46.5	58.24
E	25.98	54.9	52.41

De esta manera, se puede representar el valor de σ_C en función de la temperatura del material en el instante de su rotura como se aprecia en la Figura 17.

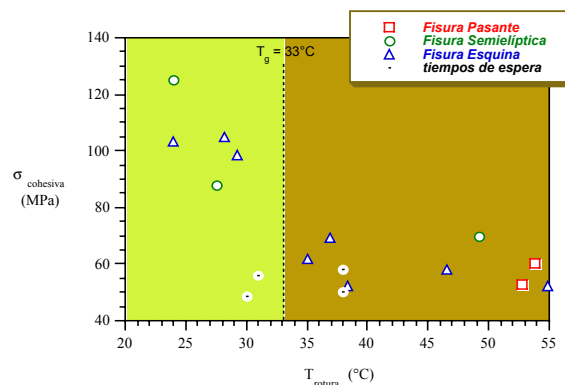


Fig. 17.- Valores de σ_C en función de la temperatura en la rotura

Los resultados de σ_C obtenidos muestran, con independencia de la geometría del área de *crazing*, valores comprendidos entre el correspondiente a la resistencia del material compuesto (~ 165 MPa [6]) y el de la resistencia de la matriz (~ 60 MPa [7]), para temperaturas inferiores a la de la transición vítrea del material con una tendencia lineal a la disminución de σ_C conforme aumenta la temperatura.

Cuando la temperatura del material alcanza y supera la de su transición vítrea, σ_C se mantiene aparentemente constante, con independencia, de nuevo, de la geometría de la zona cohesiva 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, igualmente, por desarrollo de *crazes* [8].

6. CONCLUSIONES

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

<i>Estado I:</i>	ϵ creciente y desacelerada ($\partial\epsilon/\partial N > 0$; $\partial^2\epsilon/\partial N^2 < 0$)
<i>Estado II:</i>	ϵ creciente a velocidad constante ($\partial\epsilon/\partial N > \text{cte.}$; $\partial^2\epsilon/\partial N^2 = 0$)
<i>Estado III:</i>	ϵ creciente y acelerada ($\partial\epsilon/\partial N > 0$; $\partial^2\epsilon/\partial N^2 > 0$)

La tendencia de la variación de E_H con N , establecida por las curvas $\partial E_H/\partial N$, es semejante a la evolución de la velocidad de deformación $\partial\epsilon/\partial N$, apareciendo, otra vez, las tres zonas principales de comportamiento con dos transiciones que coinciden en el tiempo con aquellas definidas para $\partial\epsilon/\partial N$ para todos los estados tensionales estudiados.

En el *estado I* se producen procesos de deformación por fluencia transitoria ($\partial^2\epsilon/\partial N^2 < 0$) con un desfase entre la señales de variación tensional impuesta, $\Delta\sigma$, y variación de deformación resultante en el material, $\Delta\epsilon$. Este desajuste 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, hasta alcanzar un nivel para el que se produce la transición al estado II.

En el *estado II* el material se deforma con una velocidad constante ($\partial^2\epsilon/\partial N^2 = 0$), apareciendo, simultáneamente, en su seno *crazes* homogéneamente distribuidos a lo largo de la probeta, cuya generación y desarrollo se encuentran favorecidos por el incremento térmico existente. El *crazing* se ha detectado visualmente por microscopía electrónica de barrido y se ha cuantificado a través de la medida de la rugosidad superficial de las probetas, establecida a partir del parámetro RA, que establece un índice de daño en el material. Este proceso conduce a la inestabilidad final, iniciado cuando la deformación del material alcanza el valor para el que sucede una segunda transición al *estado III*.

En el *estado III* se produce la inestabilidad local que antecede a la rotura. Ello se debe a que 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, $\partial^2\epsilon/\partial N^2 > 0$, y se obtenga la rotura, en estas condiciones, tras un número

de ciclos bajo. En este estado, de pequeña duración, el valor de E_H también se acelera y con él, de forma drástica, el del crecimiento de la temperatura. 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.

En el momento de la rotura los valores de la tensión cohesiva, σ_C , son independientes de la geometría del área de *crazing* o del tipo de zona cohesiva. Para valores de temperatura inferiores a T_g , σ_C adopta valores comprendidos entre un máximo, correspondiente a la resistencia del material compuesto y uno mínimo, propio de la resistencia de la matriz. Estos valores decrecen conforme la temperatura se aproxima a T_g . El aumento de tensión local producido en la zona no cohesiva al crecer la cohesiva establece las condiciones de rotura frágil observada.

7. REFERENCIAS

- [1] Casado, J.A.; Polanco, J.A.; and Gutiérrez-Solana, F. "The characterization of the resistance to lateral impact of the insulating part of the P2 rail fastening". 3th International Conference: "Structures Under Shock and Impact-94". Madrid, 1994. Procc. of the 3th Int. Conf.: 8 págs. (183-190).
- [2] Casado, J. A.; Polanco J. A.; Carrascal I. and Gutiérrez-Solana, F. "Application of the Locati Method to material selection for reinforced polymeric parts subjected to fatigue". International Conference on Fatigue of Composites. Paris, Junio 1997. Proceedings of the 8th International Spring Meeting: 8 págs. (454-461).
- [3] UNE 53.280-79. Marzo, 1977. "Determinación de las propiedades en tracción".
- [4] Surface texture analysis. The Handbook. Leigh Mummery B. Eng. Hommelwerke GmbH. West Germany 1992.
- [5] n-Nylons: Their Synthesis, Structure and Properties. Shaul M. Aharoni. John Wiley & sons Ltd. 1997.
- [6] Casado, J. A., Polanco, J. A., Gutiérrez-Solana, F., Carrascal I. and Setién, J. *Parámetros críticos del comportamiento en fatiga de la poliamida 6.6 reforzada con fibra de vidrio corta*. Anales de Mecánica de la fractura. Vol. 16. Torremolinos, Abril-1999.
- [7] Technyl® PA. Ficha Técnica: TL/E/0486/002. Technyl A 216. Poliamida 6.6 no reforzada. Rhône-Poulenc. Abril 1986.
- [8] Casado, J. A. "Comportamiento de material y piezas poliméricas ante sollicitaciones dinámicas de fatiga e impacto". Tesis Doctoral a publicar en el año 2001.