

"FRACTURA DE COMPUESTOS POLIPROPILENO-TALCO"

Memoria presentada por José Ignacio Velasco Perero para optar al grado de
Doctor en Ciencias, especialidad Química.



BIBLIOTECA RECTOR GABRIEL FERRAT
Campus Nord

DEPARTAMENT DE CIÈNCIES DELS MATERIALS I ENGINYERIA
METAL·LÚRGICA

E.T.S.E.I.B.

UNIVERSITAT POLITÈCNICA DE CATALUNYA

BARCELONA, MAYO DE 1996

5.5.3.- MICROMECHANISMOS DE DEFORMACIÓN Y FRACTURA. ANÁLISIS FRACTOGRÁFICO

Como complemento a los resultados numéricos obtenidos en los ensayos de fractura, en este apartado final se presentan y analizan las características morfológicas más relevantes que se observaron sobre las superficies de fractura de los compuestos PP-talco, las cuales nos han servido para caracterizar los micromecanismos que intervienen en su deformación y fractura, y para interpretar con mayor rigor los resultados. Para ello, las superficies de fractura de las probetas ensayadas se observaron a través del microscopio electrónico de barrido (SEM).

De particular interés ha resultado la identificación de los micromecanismos que inducen las partículas de talco en la deformación y fractura de la matriz de PP, y que son los responsables de modificar su comportamiento y parámetros de la fractura.

5.5.3.1.- BAJA VELOCIDAD DE DEFORMACIÓN

Es bien conocido que el polipropileno, tanto a tracción como a compresión, se deforma mayoritariamente mediante el mecanismo de cedencia en bandas de cizalladura ("*shear yielding*"). Estas bandas se forman con una inclinación de 45° respecto a la dirección de la tensión principal. Así por ejemplo, cuando el PP se deforma bajo condiciones de tensión plana (ensayo de tracción), este mecanismo se manifiesta macroscópicamente con la formación de un cuello de estricción en la probeta, que puede propagarse, en mayor o menor medida, dependiendo de la velocidad del estiramiento. De esta manera, el PP puede alcanzar deformaciones del orden del 1000%, y formar estructuras fibrosas.

La incorporación de partículas de talco al PP reduce enormemente su porcentaje global de deformación hasta rotura. De un modo general, las partículas de talco inducen unos micromecanismos de deformación plástica en la matriz, que ocasionan una rotura prematura de la probeta.

Sobre superficies de fractura de probetas halterio ensayadas a tracción, se ha podido observar (Figura 5.64) que inicialmente existe una nucleación y posterior crecimiento de microcavidades en la matriz ("*microvoiding*"). La nucleación ocurre en los puntos más débiles y, por tanto, se ve muy favorecida por la presencia de las partículas de talco, ya que la matriz se despega de las partículas ("*debonding*"), debido a la baja

resistencia de la interfase. Entre los microvacíos formados existen estrechas secciones de matriz, que se deforman fácil y progresivamente, por flujo plástico, hasta su rotura. De esta forma, se produce la cavitación o coalescencia de las cavidades ("cavitation"), con lo que la sección transversal efectiva de la matriz es cada vez menor. El proceso finaliza con la rotura global de la probeta. En este sentido, la presencia de partículas de gran tamaño, ocasiona los mayores vacíos y, por tanto, se facilita la rotura.

La funcionalización de las partículas de talco con los silanos conduce a mejorar su unión con la matriz, lo que conlleva una mayor resistencia al despegue de las partículas. Indirectamente, la mayor actividad nucleante de las partículas de talco funcionalizadas, también hace disminuir la deformabilidad de la matriz.

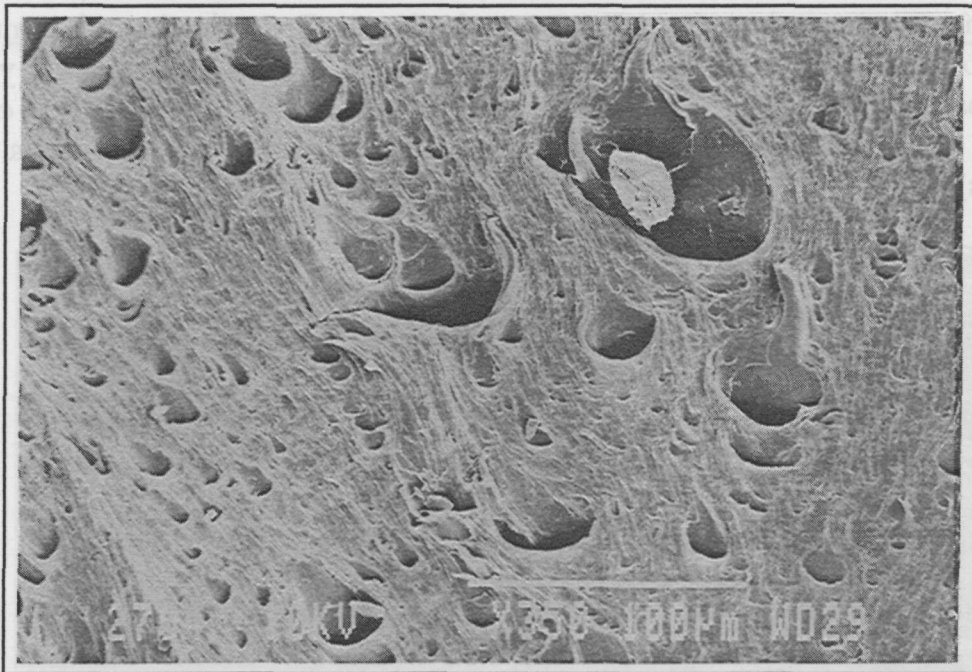


Figura 5.64.- Superficie de fractura por tracción ($v = 10 \text{ mm/min}$) del compuesto PP5-S (zona central), mostrando la presencia de microvacíos.

Sin embargo, se ha podido comprobar que este esquema general se ve muy condicionado por diversos factores, tales como la velocidad de deformación, el contenido de partículas de talco, y la zona (lateral o central) de la probeta.

Así, la génesis y el crecimiento de microvacíos se produce mayoritariamente en la zona central de la sección, donde no existe una orientación preferente de las partículas de talco. Esta configuración desordenada introduce una mayor concentración local de tensiones, facilitándose la nucleación de cavidades cerca de las aristas y vértices de las partículas y favoreciendo su despegue. Por el contrario, en las zonas laterales, las partículas están dispuestas paralelas a la dirección principal de la tensión, actuando a modo de fibra corta, y provocando un efecto reforzante.

En la Figura 5.65 se muestra un detalle de esta zona. De su observación se puede comentar lo siguiente:

La fractura transcurre, en esta zona lateral, con menor deformación plástica que en la zona central, observándose solamente zonas con microdeformación plástica, que bien podrían corresponder a contornos interesferulíticos. Esta zona lateral se muestra, por tanto, más resistente. Se aprecian los microvacíos de menor tamaño, y no se aprecia coalescencia, lo que indica que la fractura se debe iniciar por la zona central, donde sí disminuye la sección efectiva (por el crecimiento y coalescencia de las cavidades).

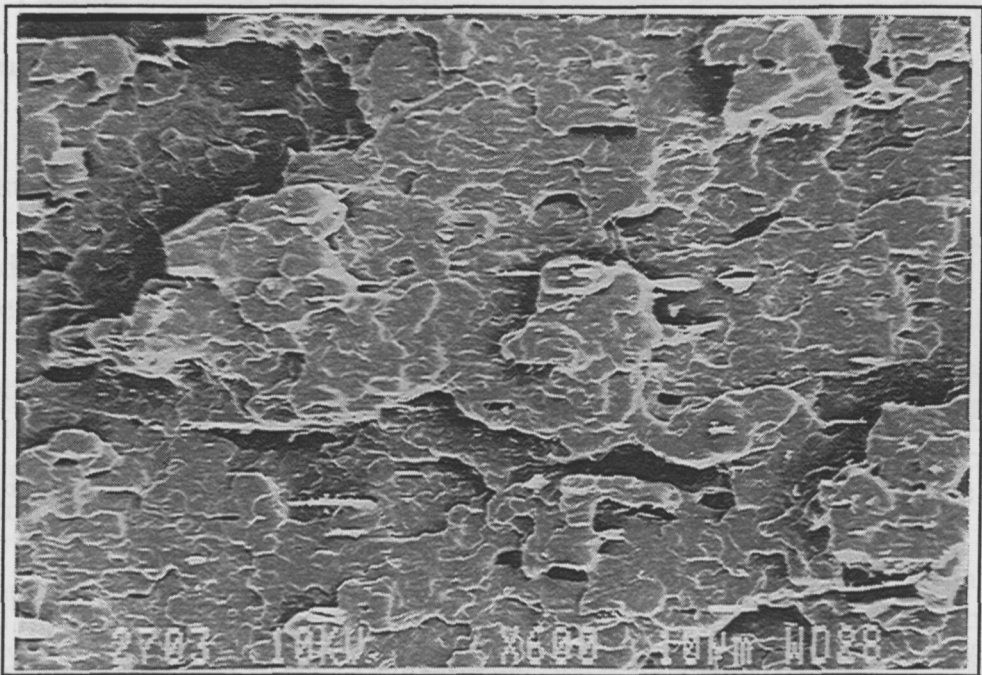


Figura 5.65.- Superficie de fractura por tracción ($v = 10 \text{ mm/min}$) del compuesto PP5-S (zona lateral).

La mayoría de los microvacíos que se aprecian en esta zona corresponden al arrancamiento ("pull-out") de las partículas de talco en el momento de la fractura. También se pueden apreciar partículas rotas que quedan parcialmente pegadas a la matriz. En este sentido, los partículas de talco funcionalizado deben presentar una mayor resistencia al arrancamiento.

Por otra parte, al aumentar la velocidad del estiramiento, disminuye globalmente la deformación plástica de la matriz, pues aumenta su resistencia. El aspecto que se observa por SEM, en la zona central, es ahora similar al de la zona lateral. Se restringe el crecimiento de los microvacíos, apreciándose menor deformación por flujo plástico; por el contrario, se observan zonas con microdeformación plástica y arrancamiento de partículas. En la Figura 5.66 pueden observarse dichas características.

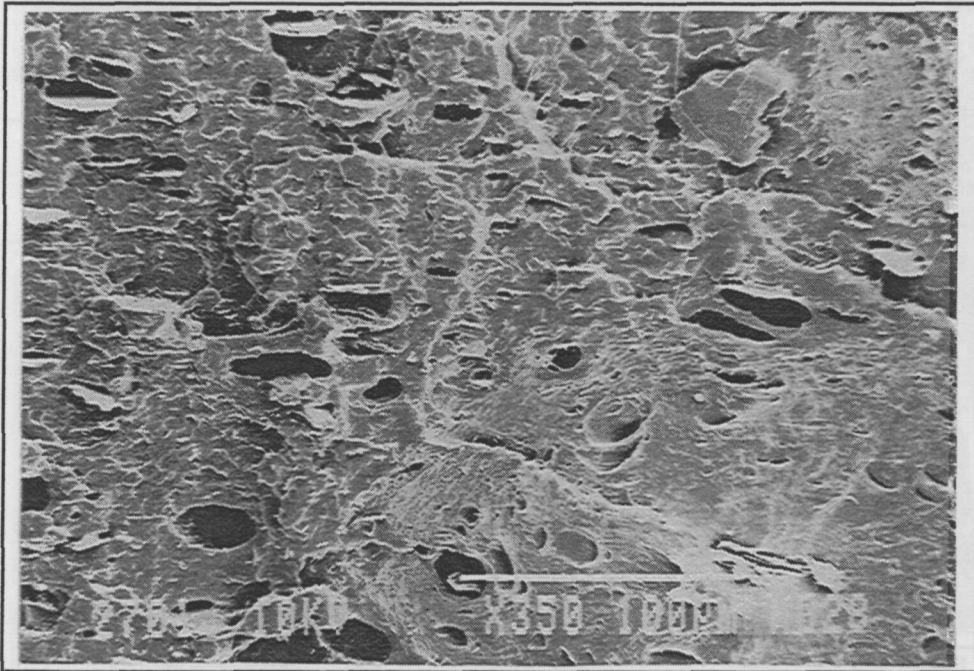


Figura 5.66.- Superficie de fractura por tracción ($v = 500 \text{ mm/min}$) del compuesto PP5-S (zona central). Se observa la intervención simultánea de los diversos micromecanismos.

En los compuestos muy cargados deben intervenir los mismos micromecanismos, pero la acumulación de partículas dificulta su identificación sobre las superficies de fractura. Globalmente, la fractura transcurre con menor deformación plástica.

La observación de las superficies de fractura de las probetas SENB, utilizadas en los ensayos de fractura a baja velocidad de deformación, nos ha permitido identificar los micromecanismos que intervienen en la propagación de las grietas. Asimismo, hemos podido correlacionar los aspectos fractográficos con las tendencias de los resultados obtenidos en los ensayos de fractura.

Por lo que respecta a la "inestabilidad dúctil" evidenciada por el PP sin talco a baja velocidad de deformación, la Figura 5.67 muestra el aspecto general de su superficie de fractura, pudiéndose observar la zona inicial deformada plásticamente y el resto de la superficie por donde se ha propagado la inestabilidad. Incluso se aprecia el lugar donde se ha desencadenado la inestabilidad.

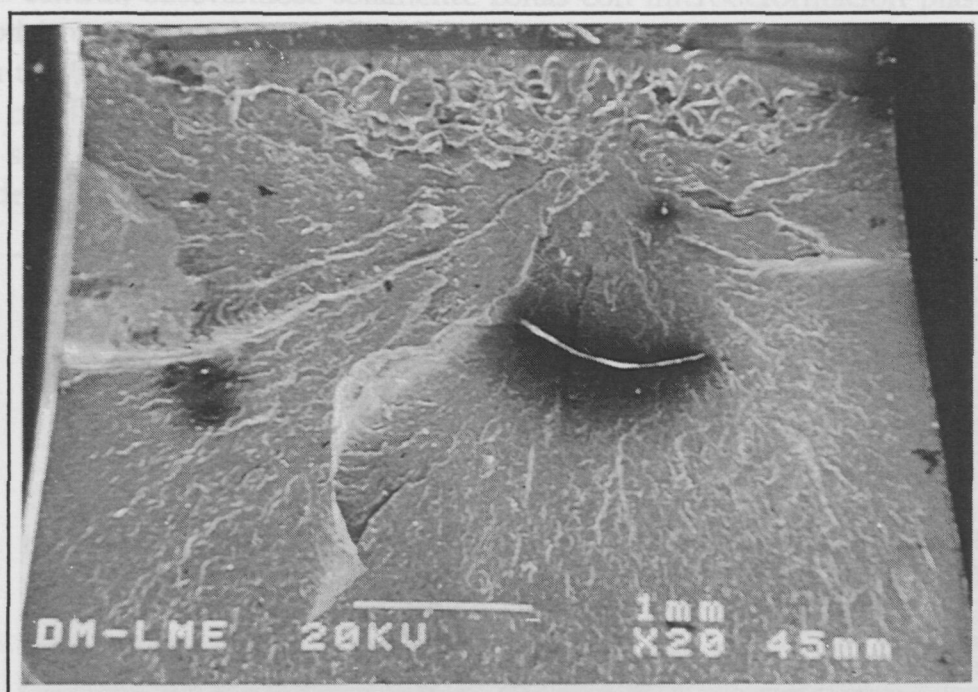


Figura 5.67.- Aspecto general de una superficie de fractura (SENB) del PP ($v = 1 \text{ mm/min}$).

En las Figuras 5.68 y 5.69 se muestran sendos detalles de ambas zonas. La región inicial se ha deformado a través de un flujo plástico extensivo, evidenciado por grandes crestas de material desgarrado. La zona de propagación inestable presenta un patrón de fractura *quasi-fragil*, con sólo microdeformación plástica.

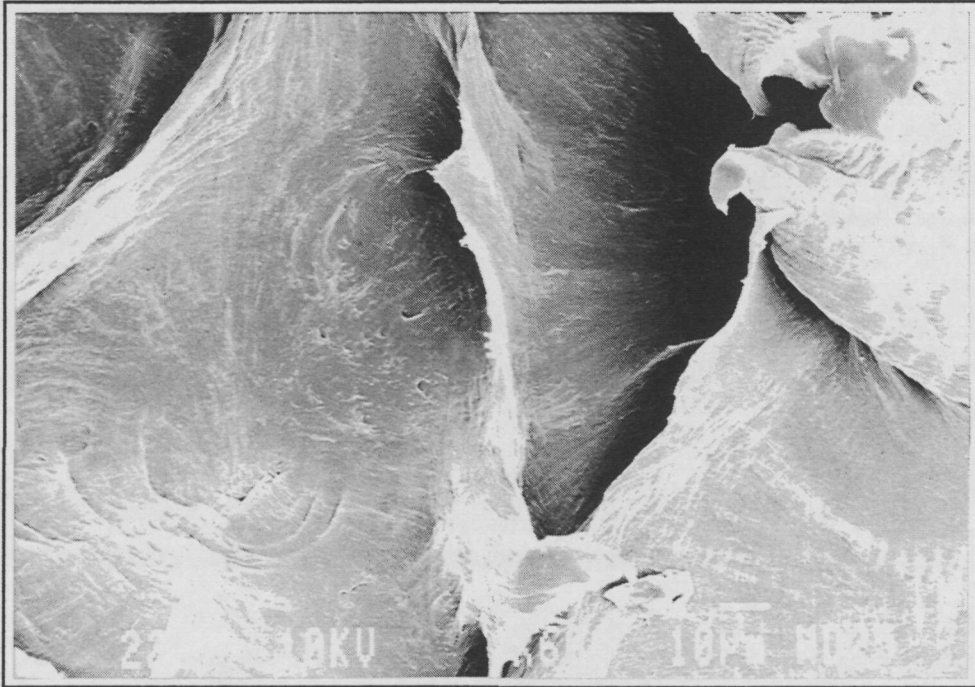


Figura 5.68.- Detalle de la zona de deformación plástica en el PP.

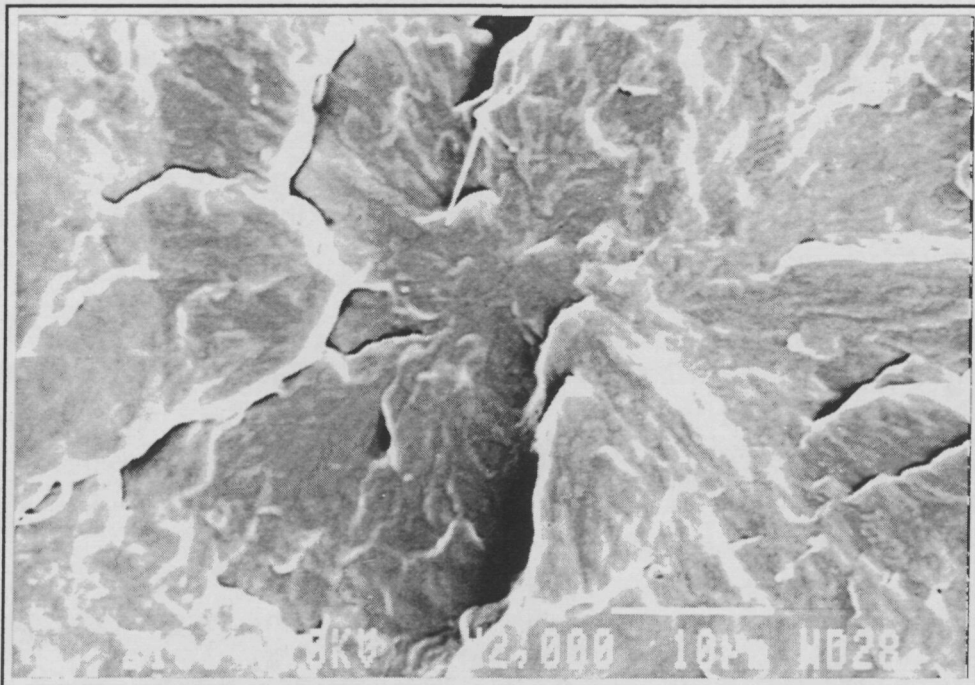


Figura 5.69.- Detalle de la zona de propagación inestable en el PP.

Al incorporar talco al PP se estabiliza la propagación de la fractura. El proceso comienza con la deformación plástica de la matriz por delante de la grieta inicial. En general, los micromecanismos que intervienen en esta deformación plástica son el inicial despegue de las partículas (formación de cavidades) y el posterior flujo plástico de las zonas de matriz que quedan entre las cavidades. Estas zonas se estriccionan localmente hasta que se rompen por desgarro, formando las crestas que se aprecian en las superficies de fractura.

En las Figuras 5.70 a 5.75 se muestra el aspecto de las superficies de fractura de los compuestos PP2-N, PP2-S, PP10-N, PP10-S, PP40-N y PP40-S. De su observación se infiere lo siguiente:

En general, la deformación plástica de la matriz disminuye con el contenido de talco y con su funcionalización.

Al aumentar la proporción de talco se reduce la sección efectiva de matriz, facilitándose su desgarro. Las crestas que se aprecian sobre las superficies de fractura de los compuestos de la Serie-N (Figuras 5.70, 5.72 y 5.74) son más estrechas cuanto mayor es la proporción de partículas en el compuesto. Globalmente, esto se debe traducir en una reducción de la energía plástica que el compuesto absorbe para propagar la grieta. Particularmente, la disminución de la resistencia al inicio de la propagación de grieta (J_{IC}), que se observó en el compuesto PP40-N, es coherente con estas observaciones.

En los compuestos con el talco funcionalizado (Serie-S), la deformación plástica de la matriz se ve más restringida aún, lo que justifica valores de J_{IC} inferiores a los obtenidos para la Serie-N.

Sobre las superficies de fractura de los compuestos de la Serie-S (Figuras 5.71, 5.73 y 5.75) se aprecia, tanto la disminución del espesor de las crestas, como de su altura, al incrementarse la fracción de talco presente. Esta observación justifica el aumento de la resistencia a la cedencia (σ_c) y la disminución de los valores críticos de la integral J , al incrementar la fracción de talco del compuesto. Una interfase partícula-matriz más resistente parece ser la responsable de este comportamiento.

En particular, a la baja resistencia a la fractura del compuesto PP40-S también contribuye la exfoliación del talco. Al aumentar la resistencia de la interfase, ciertas partículas de talco (en disposición favorable) se rompen por exfoliación, rebajando considerablemente la energía de fractura del compuesto.

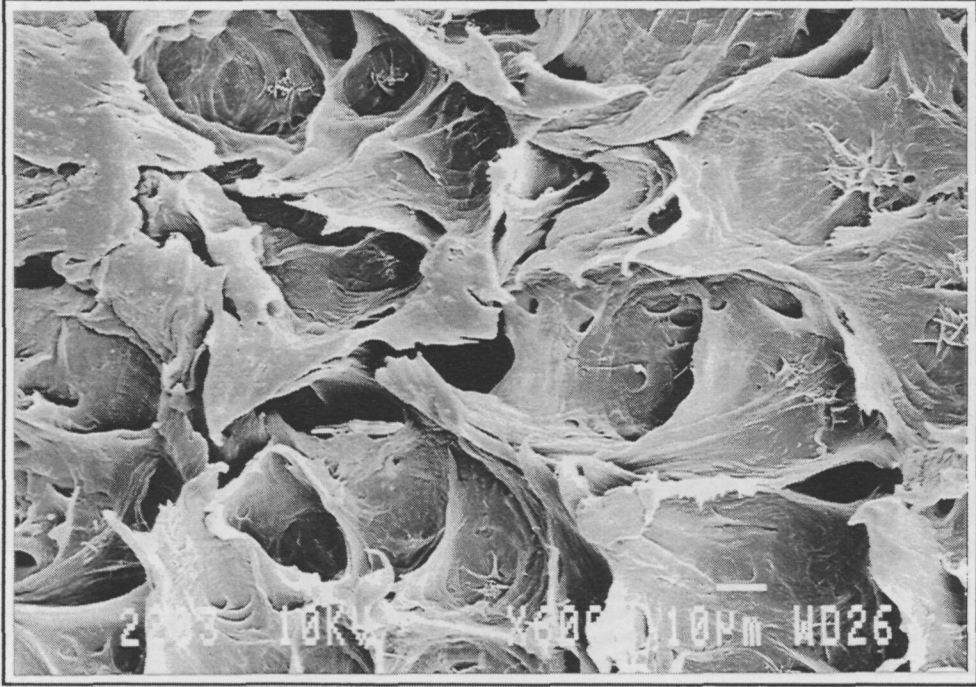


Figura 5.70.- Superficie de fractura (SENB) del compuesto PP2-N. ($v = 1 \text{ mm/min}$).

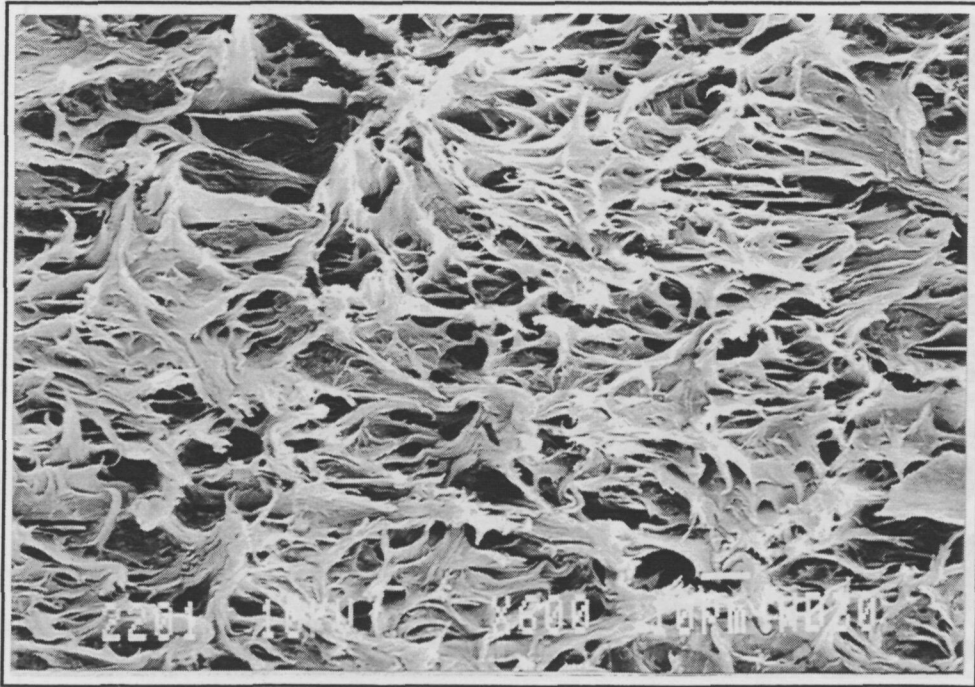


Figura 5.71.- Superficie de fractura (SENB) del compuesto PP2-S. ($v = 1 \text{ mm/min}$).

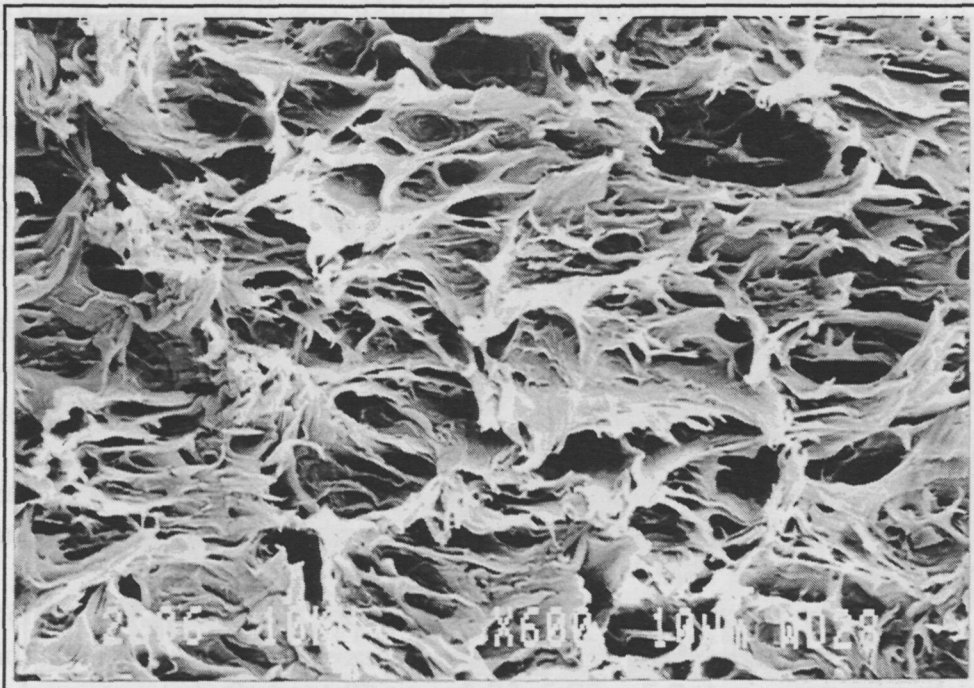


Figura 5.72.- Superficie de fractura (SENB) del compuesto PP10-N. ($v = 1 \text{ mm/min}$).

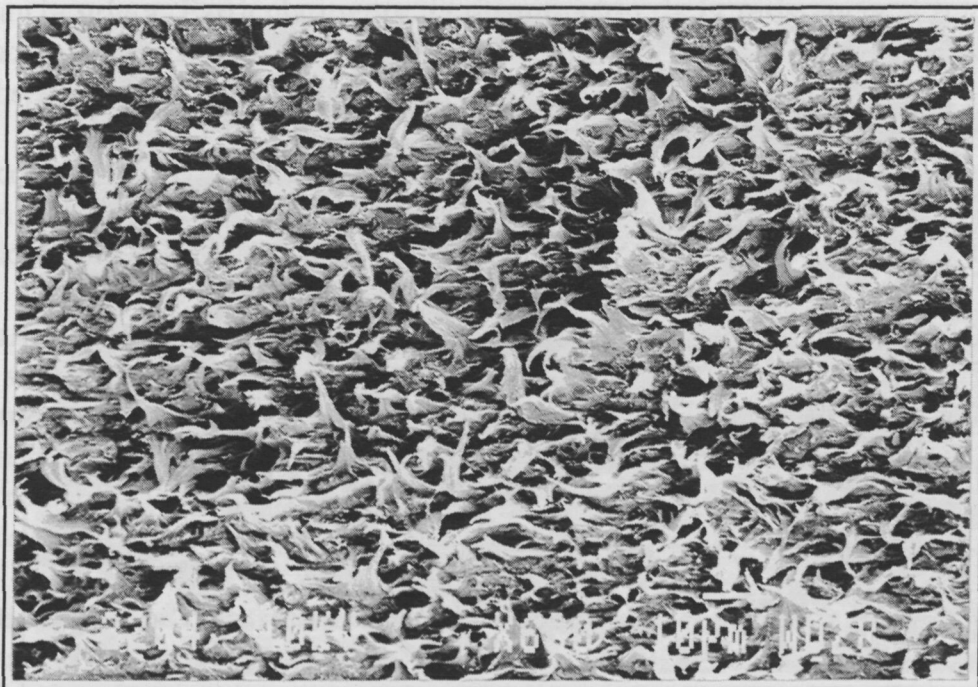


Figura 5.73.- Superficie de fractura (SENB) del compuesto PP10-S. ($v = 1 \text{ mm/min}$).

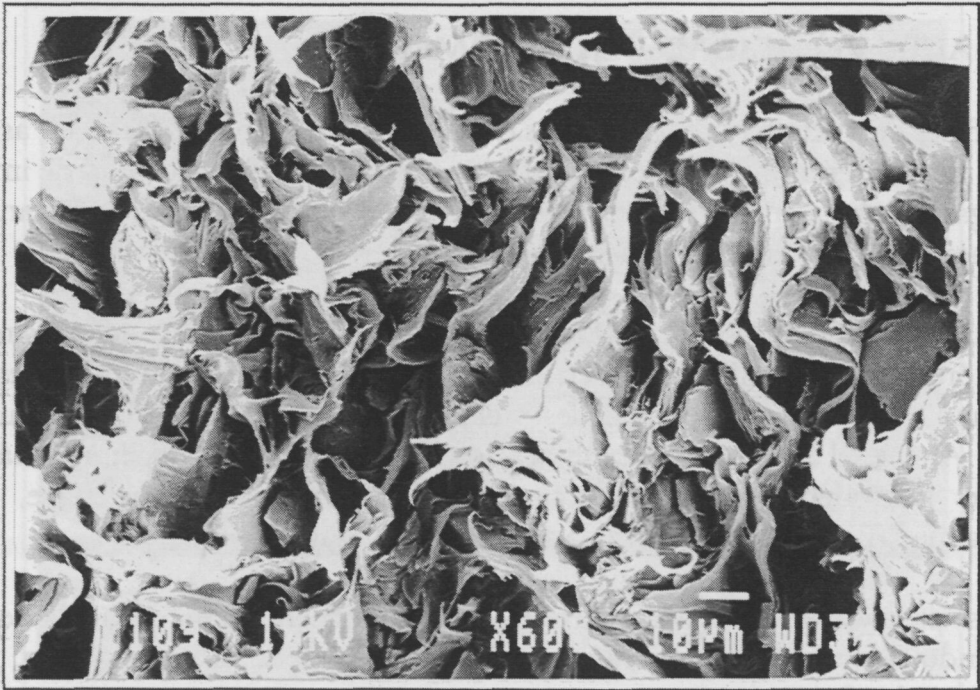


Figura 5.74.- Superficie de fractura (SENB) del compuesto PP40-N. ($v = 1 \text{ mm/min}$).

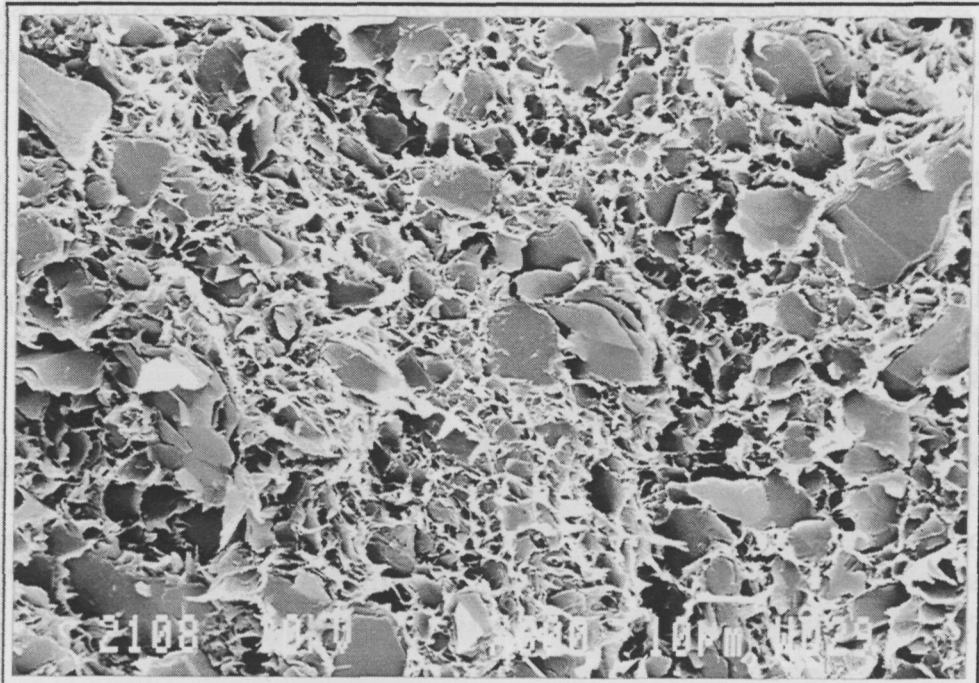


Figura 5.75.- Superficie de fractura (SENB) del compuesto PP40-S. ($v = 1 \text{ mm/min}$).

5.5.3.2.- ALTA VELOCIDAD DE DEFORMACIÓN

Las superficies de fractura obtenidas en los ensayos de impacto presentan un aspecto, por SEM, muy diferente a las obtenidas a baja velocidad. A la velocidad de impacto la propagación de la fractura se mostró inestable en todos los casos, y transcurre prácticamente con ausencia de plasticidad.

En las superficies de fractura no se han identificado los micromecanismos de deformación plástica que intervienen en la fractura a baja velocidad, como el despegue de partículas, el crecimiento de cavidades, y el flujo plástico extensivo hasta rotura por desgarro. Ahora, el aspecto general es el de una fractura *quasi-frágil*, apreciándose solamente microdeformación plástica en ciertas zonas de interfase, tanto intercristalinas (Figura 5.76) como partícula-matriz (Figura 5.77).

La grieta se propaga a través de la matriz. Cuando se encuentra una partícula de talco, dependiendo de su orientación respecto a la dirección de la propagación, puede romperla o rodearla.

En las regiones laterales de la probeta inyectada, la orientación preferente de las partículas provoca un efecto de refuerzo, a través de mecanismos de anclaje o bloqueo de la grieta (Figura 5.78). Este efecto reforzante se ha visto reflejado en los valores de los parámetros de la fractura determinados por impacto.

En el núcleo central de la probeta (Figura 5.79) predomina la ruptura de las partículas, generalmente por exfoliación. La ausencia de una orientación preferente en esta región conduce a una disposición aleatoria de las partículas. Por tanto, esta zona contribuye a disminuir la tenacidad de fractura de los compuestos, pues la fractura transcurre, casi enteramente, a través de los planos de exfoliación de las partículas de talco.

El espesor de la región central (sin orientación preferente de partículas) respecto al espesor de las zonas laterales (con las partículas orientadas), aumenta con el contenido de mineral en el compuesto [Xavier, 1990-a]. Esta parece ser la razón por la cual los compuestos de PP con el máximo contenido de talco (PP40-N y PP40-S) presentan un descenso de su energía de fractura (G_{IC}).

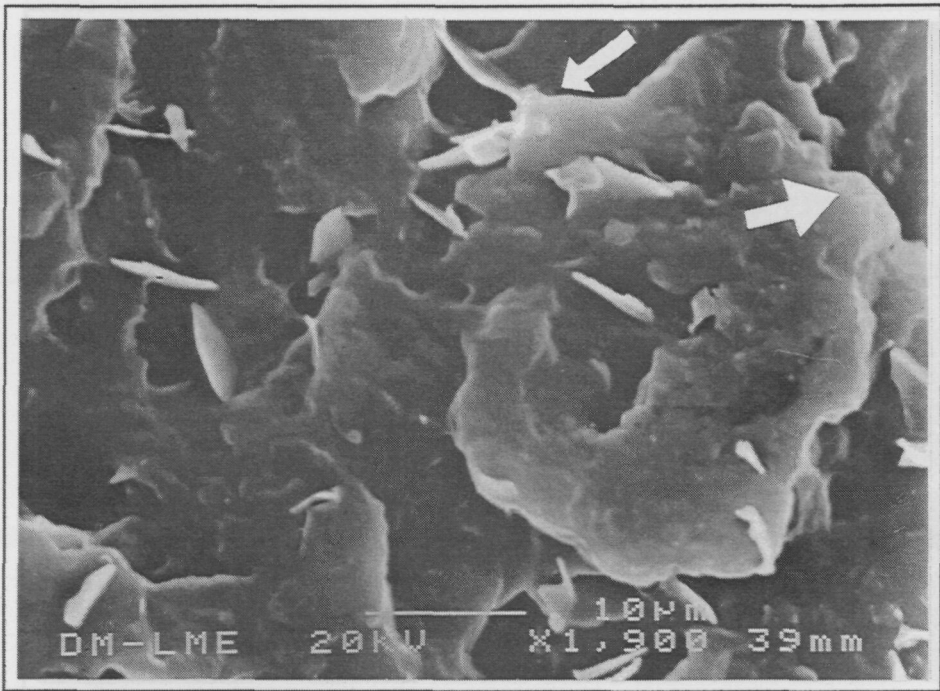


Figura 5.76.- Microdeformación plástica de la matriz en la fractura por impacto.

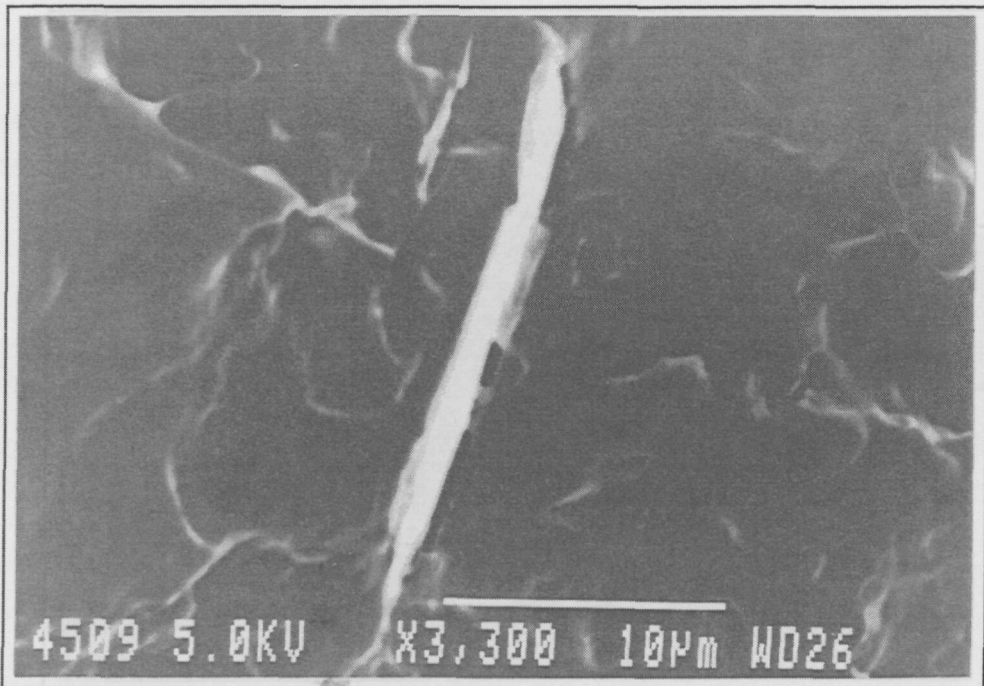


Figura 5.77.- Microdeformación plástica de la matriz en la interfase con las partículas.

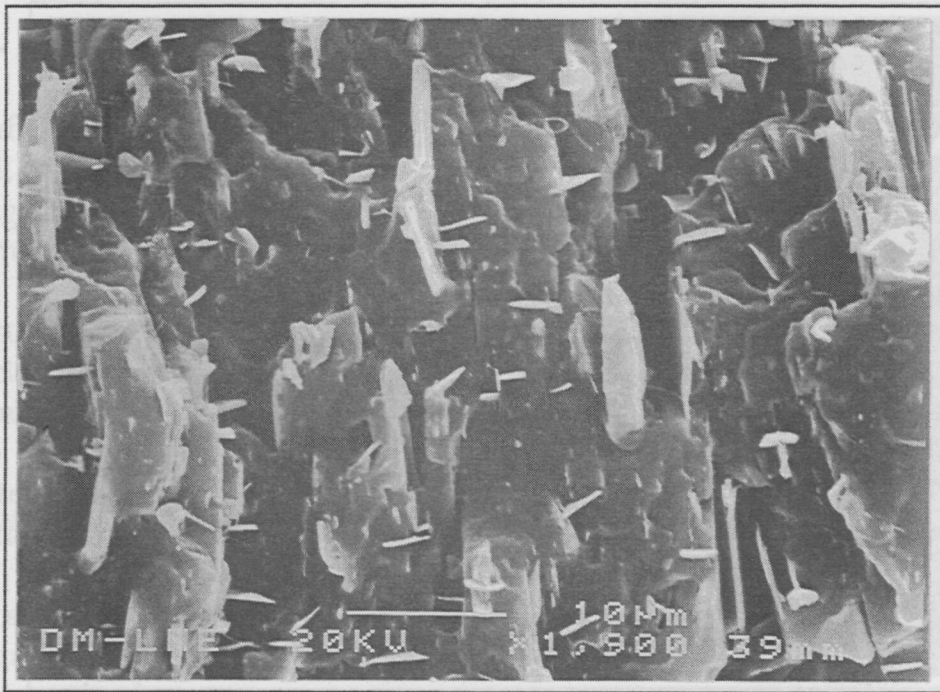


Figura 5.78.- Zona lateral de una superficie de fractura por impacto (compuesto PP40-S).

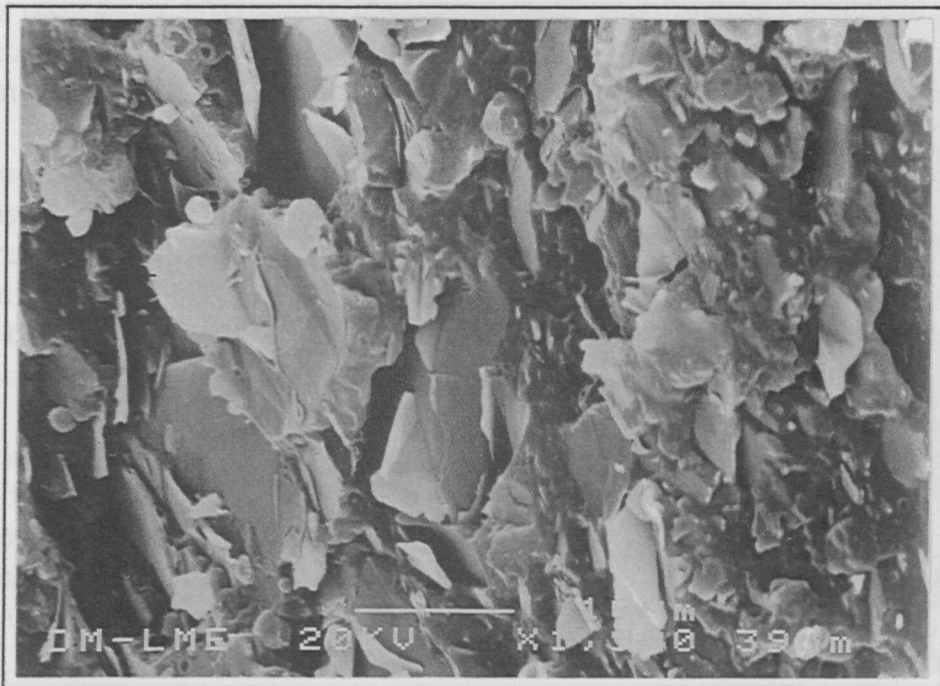


Figura 5.79.- Zona central de una superficie de fractura por impacto (compuesto PP40-S).

Fractura de Compuestos Polipropileno-Talco
DISCUSIÓN GENERAL

6

CAPÍTULO 6

DISCUSIÓN GENERAL

Se ha comprobado que el PP ve sustancialmente modificado su comportamiento de fractura cuando se encuentra cargado con partículas de talco, y se ha observado que este mineral ejerce su influencia a varios niveles.

La presencia de talco modifica la morfología cristalina y las propiedades térmicas del PP, al actuar como un agente nucleante en la cristalización del polímero. Los resultados del análisis térmico revelaron esta característica. Como consecuencia de esta actividad de nucleación se reduce, globalmente, el espesor lamelar y el tamaño esferulítico de la matriz en los compuestos. Las propiedades mecánicas de la matriz, por tanto, también se ven modificadas. En particular, este efecto se puso de manifiesto al observar una importante mejora de la resistencia a la cedencia del PP cargado, tan sólo con un 2% en peso de talco, respecto al PP puro; pues se admite que con tan baja concentración de partículas, sólo domina la matriz.

La capacidad nucleante del talco, sobre el PP, se ha visto incrementada por su tratamiento superficial con agentes de acoplamiento de tipo silano. Este tratamiento ocasionó modificaciones a nivel de la superficie de las partículas, mejorando la relación entre mineral y polímero. A nivel de sus propiedades térmicas, la utilización de este talco en el PP, produce una mayor disminución del grado de subenfriamiento del polímero; y a nivel morfológico, una mayor reducción de los tamaños cristalinos de la matriz. Como resultado, se obtiene una mejora adicional de las propiedades mecánicas de la matriz. En este sentido, la caracterización mecánica reveló mayor rigidez y resistencia a la cedencia en la muestra PP2-S que en la PP2-N.

Concentraciones de talco superiores a un 2% en peso sólo consiguen incrementar la nucleación del polipropileno muy ligeramente, y se considera ésta como una concentración límite o de saturación. Como resultado se observa un ligero descenso del grado de subenfriamiento del PP, y de los tamaños cristalinos de la matriz, al aumentar la concentración de talco hasta el 40%. No obstante, tales variaciones resultan más acentuadas en los compuestos con el talco funcionalizado.

Las propiedades mecánicas del compuesto se mostraron muy dependientes de la composición, tal como se espera de dos componentes con propiedades mecánicas tan distintas.

El módulo elástico del compuesto aumenta linealmente con la concentración de talco, desde el PP2 hasta el PP40, como predicen los principales modelos para compuestos cargados con una segunda fase rígida. La tendencia se mostró ligeramente más acentuada en la serie de compuestos con el talco funcionalizado, posiblemente debido a una interfase partícula-matriz más rígida, o a un ligero aumento de la rigidez de la matriz en estos compuestos.

La resistencia a la cedencia, medida en ensayos de tracción, compresión y flexión, muestra dos tendencias opuestas según se trate de talco funcionalizado o no funcionalizado. La resistencia disminuye a partir de un 2-10% en peso de talco (1-4% en volumen) en la serie no funcionalizada, indicando una deficiente transmisión de esfuerzos entre la matriz y las partículas, lo que conlleva una reducción de la sección efectiva de la probeta. Por el contrario, la resistencia a la cedencia se incrementa con la concentración de partículas de talco funcionalizado, en todo el intervalo estudiado. Un mayor grado de adhesión interfacial, provocado por el agente de acoplamiento, habrá conducido a una interfase más resistente y, por tanto, transmitirá mayores esfuerzos entre ambas fases.

Las dos tendencias coinciden aceptablemente bien con las que predice la teoría para materiales compuestos con fibra corta orientada, como función de su composición, de la relación longitud-diámetro de la fibra (diámetro-espesor en nuestro caso), y de la resistencia de la interfase a la cizalladura. En este sentido, y debido a la morfología laminar de las partículas de talco, los compuestos inyectados PP-talco presentan una elevada densidad de partículas orientadas, pudiéndose asimilar, a efectos de predicción, a los compuestos con fibra corta orientada. No obstante, y de la misma forma que en los compuestos con fibra corta moldeados por inyección, los compuestos PP-talco muestran un elevado grado de anisotropía, debido entre otros, al gradiente de orientación de las partículas que se genera durante el moldeo.

Las propiedades mecánicas de los compuestos se han mostrado dependientes de la velocidad de deformación, tal como se espera de la naturaleza viscoelástica del polipropileno.

Por otra parte, la presencia de partículas de talco provoca importantes cambios en el comportamiento de fractura del PP, bajo condiciones de deformación plana, y especialmente a baja velocidad de deformación.

En la fractura de los compuestos con talco, a baja velocidad de deformación, desaparece la inestabilidad que muestra el PP puro, y la propagación de la fractura transcurre de manera estable en toda su extensión, incluso para los compuestos con el menor contenido de talco (PP2-N y PP2-S). El mecanismo responsable de esta estabilización es, en primer término, el despegue de las partículas, que origina la aparición de un gran número de microcavidades, reduciendo localmente la sección de la matriz. En estas zonas se alcanza el valor de la tensión de cedencia del PP, lo que provoca su flujo plástico. La propagación transcurre con el progresivo desgarramiento de estas microzonas. La textura cristalina de la matriz, más fina en los compuestos con talco que en el PP puro, y aún más en los compuestos con el talco funcionalizado, también puede influir en este comportamiento, facilitando un flujo plástico más homogéneo y uniforme, y ayudando a la propagación estable por desgarramiento. En este sentido, las superficies de fractura de los compuestos con talco funcionalizado presentan una mayor densidad de microzonas (de menor tamaño) deformadas por flujo plástico que los compuestos con talco sin funcionalizar. El PP puro, por su parte, muestra una región inicial con importante flujo plástico, pero la propagación de la fractura no transcurre por desgarramiento dúctil, sino por fallo catastrófico.

A baja velocidad de deformación, los compuestos de la Serie-N no satisfacen el criterio de linealidad de la LEFM, y su tenacidad de fractura se caracterizó mediante la integral J . Por su parte, los compuestos con talco funcionalizado sí parecen cumplirlo, pues son más resistentes a la deformación plástica. En estos compuestos también se aplicó la LEFM, encontrándose una aceptable concordancia entre los valores de G_{IC} y los de J_{IC} . Los resultados han demostrado que la funcionalización del talco hace disminuir, de forma importante, la tenacidad de fractura de los compuestos PP-talco a baja velocidad de deformación, ya que restringe la deformación plástica de la matriz; y tanto más, cuanto mayor sea la concentración de partículas. En este sentido, sobre las superficies de fractura se aprecia una disminución de la magnitud del flujo plástico al aumentar la concentración de talco funcionalizado. Debido a la inestabilidad en la fractura del PP puro, sólo se pudo estimar un valor aproximado de J_{IC} , resultando superior al de cualquier compuesto con talco.

A alta velocidad de deformación, tanto el PP como sus compuestos con talco, muestran un comportamiento de fractura similar. El patrón es el de una fractura que puede considerarse frágil, aunque se aprecia una microdeformación plástica en zonas de interfase. Se determinaron los parámetros de la fractura aplicando la LEFM a todos los materiales, y no se observaron diferencias significativas entre los compuestos de ambas series.

Las partículas de talco dispersas en la matriz ejercen dos tipos de influencia sobre la fractura del PP. Por una parte, las partículas orientadas de las zonas laterales de la probeta inyectada actúan bloqueando o anclando la grieta, lo que contribuye a reforzar la tenacidad de fractura. Por otra parte, las partículas en el núcleo central no presentan una orientación preferente, y la fractura en esta región transcurre a través de los planos de exfoliación de las partículas de talco, lo que contribuye a reducir la tenacidad de fractura. El resultado global es un refuerzo moderado de la tenacidad de fractura del PP. No obstante, el máximo refuerzo se consigue con concentraciones moderadas de talco, pues en los compuestos más cargados aumenta la contribución de la exfoliación del talco.

En general, a alta velocidad de deformación, la tenacidad de fractura de los compuestos PP-talco resultó menor que a baja velocidad de deformación, pues no intervienen los mecanismos de deformación plástica.

Fractura de Compuestos Polipropileno-Talco
CONCLUSIONES

7

CAPÍTULO 7

CONCLUSIONES

- 1.- Se ha demostrado que las partículas de talco ejercen un marcado efecto nucleante en la cristalización del polipropileno, lo que conlleva importantes cambios en su morfología y en sus propiedades térmicas y mecánicas. Al aumentar la concentración de talco aumenta ligeramente la efectividad de la nucleación, pero la máxima eficacia se consigue con pequeñas concentraciones de talco (~2%).
- 2.- Estas mínimas concentraciones de talco (~2%) son suficientes para provocar un considerable aumento de la velocidad de nucleación y una reducción del trabajo termodinámico de nucleación del polipropileno. Como consecuencia, aumenta su temperatura de cristalización, reduciéndose los tamaños cristalinos (radio medio esferulítico y espesor lamelar) y la energía superficial del cristal. También aumenta la temperatura de reblandecimiento Vicat. Concentraciones superiores de talco sólo consiguen acentuar ligeramente estos efectos.
- 3.- A nivel de las propiedades mecánicas, el mayor efecto nucleante se traduce en un incremento de la rigidez y en una considerable mejora de la resistencia a la cedencia del polímero.
- 4.- Los agentes de acoplamiento de tipo silano actúan como un lubricante interno para el polipropileno, lo que contribuye a mejorar el procesado de los compuestos PP-talco.

- 5.- El tratamiento de las partículas de talco con los agentes de acoplamiento de tipo silano produce alteraciones químicas en su superficie. Esta funcionalización conduce a un aumento de la capacidad nucleante de las partículas, y mejora su compatibilidad con el polipropileno. Globalmente, los efectos que ocasiona el talco sobre la morfología y propiedades del polímero, se ven intensificados con este talco funcionalizado.
- 6.- Las propiedades mecánicas de los compuestos PP-talco vienen gobernadas por la naturaleza viscoelástica del polipropileno. El módulo elástico y la resistencia a la cedencia de los compuestos se incrementan con la velocidad de deformación; y las deformaciones se reducen.
- 7.- La rigidez de los compuestos PP-talco aumenta con la concentración de mineral y, en mayor medida, si éste se encuentra funcionalizado. Los valores del módulo elástico siguen la tendencia establecida por los principales modelos teóricos para materiales compuestos con una segunda fase rígida, y particularmente siguen los desarrollados para fibra corta orientada.
- 8.- La resistencia de los compuestos PP-talco a la cedencia se ve muy condicionada por la funcionalización del mineral. La utilización de talco no funcionalizado conduce a un bajo nivel de adhesión interfacial; como resultado disminuye la tensión de cedencia al aumentar la concentración de talco. Por el contrario, la funcionalización promueve un mayor grado de adhesión, lo que mejora la resistencia de la interfase. Esto contribuye a una transmisión más eficaz de esfuerzos entre matriz y partícula, y en consecuencia, la tensión de cedencia de estos compuestos aumenta con la concentración de talco.
- 9.- La tensión de cedencia de los compuestos de polipropileno con talco funcionalizado se puede predecir a partir del modelo teórico para compuestos con fibra corta orientada de longitud inferior a la crítica, en los que sólo actúa el mecanismo de la cizalladura interfacial. Por su parte, la tensión de cedencia de los compuestos con talco no funcionalizado se puede predecir con modelos aún más simplificados, considerando adhesión interfacial nula.
- 10.- Al aumentar la concentración de talco se restringe la deformación plástica de la matriz, lo que globalmente reduce la tenacidad de los compuestos. El efecto es mucho más acusado con el talco funcionalizado.

- 11.- Durante el moldeo por inyección las partículas de talco se orientan siguiendo las líneas de flujo del fundido, debido a su morfología laminar. Como resultado, en el núcleo de las probetas inyectadas con compuestos PP-talco las partículas quedan dispuestas aleatoriamente, sin una orientación preferente; mientras que en el resto quedan orientadas paralelas a la pared. Se forma, por tanto, una estructura superficie-núcleo que ocasiona anisotropía. El espesor relativo del núcleo aumenta con la concentración de talco.
- 12.- A baja velocidad de deformación, el polipropileno y sus compuestos cargados con talco se deforman plásticamente antes de la fractura. Los micromecanismos que intervienen son la nucleación, el crecimiento y la coalescencia de microcavidades, y el posterior flujo plástico de la matriz hasta desgarrar dúctil. La presencia de partículas de talco hace que se genere un mayor número de microcavidades en la matriz, lo que provoca un flujo plástico más homogéneo.
- 13.- A baja velocidad de deformación, la propagación de la fractura en el polipropileno, en condiciones de deformación plana, transcurre de forma inestable. Sin embargo, basta la presencia de una pequeña fracción de partículas de talco (~2%) para eliminar la inestabilidad y conseguir una propagación estable en toda su extensión. En general, al aumentar la concentración de talco en los compuestos, disminuye la resistencia al inicio de la propagación (J_{IC}), y más cuando se trata de talco funcionalizado. Esta disminución se debe relacionar directamente con la mayor capacidad del talco funcionalizado para restringir la deformación plástica de la matriz.
- 14.- A alta velocidad de deformación, el comportamiento del polipropileno y de sus compuestos con talco se puede considerar elástico-lineal. Los materiales sólo sufren microdeformación plástica en ciertas zonas de interfase, y la propagación de la fractura es inestable en todos los casos.
- 15.- A alta velocidad de deformación, la tenacidad de fractura del polipropileno se incrementa con la presencia de talco, independientemente de su funcionalización. La máxima eficacia se consigue con concentraciones moderadas (~8% en volumen) de mineral. El micromecanismo responsable de este refuerzo es el bloqueo o anclaje de la grieta por parte de las partículas orientadas en la dirección perpendicular a la de la propagación de la grieta. Concentraciones de talco elevadas hacen que aumente el espesor del núcleo de la probeta, donde la grieta progresa fácilmente a través de planos de exfoliación de las partículas, y como resultado no se mejora la tenacidad de fractura.

- 16.- Se ha comprobado la utilidad de las técnicas de impacto instrumentado para determinar los parámetros de la fractura en compuestos de polipropileno, seleccionando adecuadamente las condiciones del ensayo.
- 17.- Se ha presentado un amplio esquema de las propiedades mecánicas y de fractura para los compuestos inyectados PP-talco, en función de la composición y del nivel de velocidad de deformación, de manera que pueda optimizarse su formulación de cara a unos determinados requerimientos.