

Modelación micromecánica de polímeros reforzados con partículas

Micromechanical modeling of particle reinforced polymers

*Edgar Alexander Ossa Henao**

Universidad EAFIT, Grupo de Investigación en Materiales de Ingeniería.
Escuela de Ingeniería, Cra 49 N.º 7 sur 50, Medellín, Colombia

(Recibido el 27 de agosto de 2009. Aceptado el 12 de abril de 2010)

Resumen

Este trabajo presenta un modelo constitutivo de fácil implementación numérica para la predicción del comportamiento mecánico de compuestos particulados de matriz termoplástica a temperaturas superiores a T_g basado en teorías micromecánicas y fenomenológicas. Con este modelo es posible obtener las propiedades del material macro con base en las características de sus componentes (micro). Este modelo exhibe una concordancia razonable con experimentos para diferentes fracciones volumétricas de partículas.

----- *Palabras clave:* Materiales compuestos, modelación constitutiva, comportamiento mecánico, compuestos particulados

Abstract

This work describes an easy to use constitutive model able to predict the mechanical behavior of polymer matrix particulate composites at temperatures above the glass transition temperature T_g . This model was based on both phenomenological and micromechanical theories. With the model proposed it is possible to obtain the properties of the material (macro) using the characteristics of its components (micro). This model exhibits a reasonable agreement with experiments under various volume fractions of particles.

----- *Keywords:* Composite materials, constitutive modeling, mechanical behavior, particulate composites

* Autor de correspondencia: teléfono: + 57 + 4 + 261 95 00, fax: + 57 + 4 + 266 42 84, correo electrónico: eossa@eafit.edu.co (E.A. Ossa)

Introducción

El comportamiento mecánico de materiales compuestos particulados con fracciones volumétricas que van desde valores bajos (en los que no se alcanza a dar una interacción directa entre partículas) hasta valores altos (en los que se da interacción por contacto entre partículas) ha sido un tema altamente estudiado desde los puntos de vista experimentales y teóricos (ver por ejemplo: [1-5]). En estos estudios se ha logrado desarrollar modelos bastante acertados para predecir las características mecánicas de los compuestos en los casos en los que la matriz es rígida elástica, como en el caso de polímeros termoestables. Sin embargo, en los casos en los cuales la matriz presenta un comportamiento viscoelastoplástico, la predicción del comportamiento mecánico se hace más compleja debido a la alta no linealidad presente y su inherente exigencia computacional al momento de realizar implementaciones numéricas. En este trabajo se presenta un modelo basado en observaciones experimentales y en modelos micromecánicos para predecir el comportamiento mecánico de materiales compuestos particulados con base en la información básica de los materiales que lo conforman.

Materiales y métodos

Investigadores como Cheung y Cebon [6], Collop y Khanzada [7], Deshpande [8] y Ossa [5], entre otros han estudiado experimentalmente el comportamiento de mezclas de materiales compuestos particulados de matriz polimérica viscoelastoplástica con diferentes fracciones volumétricas de partículas de refuerzo. En este trabajo se tomarán los resultados del estudio experimental realizado por Ossa y colaboradores [9] a materiales conformados por una matriz polimérica de asfalto, que es un material termoplástico que a temperatura ambiente se encuentra por encima de su temperatura de transición vítrea que para estos materiales está alrededor de -30°C . Las partículas de refuerzo utilizadas fueron arena y rocas de diferentes tamaños y con formas semiesféricas.

En el estudio experimental de Ossa y colaboradores [9] se utilizaron fracciones volumétricas de partículas de refuerzo al 0,40, 0,50, 0,64, 0,75 y 0,85 para estudiar el efecto de un incremento en estas fracciones. Los diferentes especímenes de ensayo fueron compactados para producir muestras cilíndricas que fueron ensayadas bajo condiciones de compresión axisimétrica (para una descripción completa del estudio experimental, el lector es remitido a [5]).

Las principales características del comportamiento mecánico de los materiales estudiados fueron:

1. El comportamiento monotónico y cíclico continuo en estado estable siguió el Modelo Modificado de Cross [8], exhibiendo comportamiento viscoso lineal y no lineal a bajos y altos esfuerzos, respectivamente.
2. Las mezclas fueron más rígidas y con menores deformaciones para los mismos niveles de esfuerzos aplicados al material de la matriz sin refuerzo.
3. La deformación recuperable fue proporcional a la deformación total previa a la descarga, con una velocidad de recuperación que fue una función única de la deformación recuperable, ϵ^r .
4. Los efectos elásticos jugaron un rol muy importante en la modelación de la deformación de los compuestos, a diferencia de lo sucedido con la respuesta del material de la matriz sin refuerzo.
5. El comportamiento de las mezclas con más de 0,64 de refuerzos se encontró que eran una función de los esfuerzos medios y desviadores.
6. La deformación para alcanzar estado estable e_{ss} se encontró que no era afectada por los esfuerzos de confinamiento y era una función solamente de la fracción volumétrica de partículas rígidas.
7. Los materiales con altas fracciones volumétricas de agregado sufren dilatación bajo

cargas compresivas. La deformación volumétrica varía linealmente con la deformación distorsional tanto bajo condiciones de carga, como de recuperación con la misma pendiente s . El valor de s no se afecta con la aplicación de confinamiento o condiciones de carga (monotónicas o cíclicas).

Teniendo en cuenta las observaciones antes mencionadas, se ensamblará un modelo “micromecánico” para predecir el comportamiento mecánico de materiales compuestos particulados de matriz viscoelastoplástica bajo condiciones de carga compresiva axi-simétrica. En la formulación del modelo se emplearán algunos de los modelos micromecánicos hallados en la literatura y algunas observaciones fenomenológicas emanadas de los resultados experimentales.

Descripción del modelo

El comportamiento mecánico de un material compuesto particulado de matriz viscoelastoplástica bajo condiciones de carga axisimétrica compresiva puede ser modelado teniendo en cuenta que la velocidad de deformación axial del compuesto esta dada por:

$$\dot{\epsilon}_{33} = \dot{\epsilon}_{33}^{el} + \dot{\epsilon}_{33}^v + \dot{\epsilon}_{33}^r, \quad (1)$$

en donde los superíndices el , v y r se refieren a los componentes elástico, viscoso y de recuperación de la velocidad de deformación, respectivamente. Las velocidades de deformación laterales están dadas por:

$$\dot{\epsilon}_{11} = \dot{\epsilon}_{22} = \left(\frac{2s \quad sign(\Sigma) - 3}{2s \quad sign(\Sigma) + 6} \right) \dot{\epsilon}_{33}, \quad (2)$$

En donde Σ es el esfuerzo remoto aplicado al compuesto y s es el gradiente de dilatación del material que depende de la fracción volumétrica de partículas y sus tamaños y que esta dado por [3]:

$$s = \frac{H}{|\epsilon|} = \frac{4(R1 + R2 + R3)^{3/2} (R1R2R3)^{1/2}}{\pi(R1 + R2)(R1 + R3)(R2 + R3)}, \quad (3)$$

En donde, H es la deformación volumétrica, e es la deformación equivalente, y $R1$, $R2$ y $R3$ son los radios medios de las partículas. Para el caso de partículas de un mismo tamaño, $R1 = R2 = R3$.

El componente elástico de la velocidad de deformación en (1) puede escribirse como:

$$\dot{\epsilon}_{33}^{el} = \frac{\dot{\Sigma}}{E_{mix}}, \quad (4)$$

en donde $\dot{\epsilon}$, es la velocidad de aplicación de esfuerzo remoto, y E_{mix} es el módulo de elasticidad del compuesto que puede ser calculado como [10]:

$$E_{mix} = E_{bit} \left\{ 1 + \frac{2,5 * c}{k(1 - c)} \right\}^k, \quad (5)$$

En donde E_{bit} es el módulo de elasticidad de la matriz; c es la fracción volumétrica de partículas, y k es definido como [10],

$$k = 0,83 \log \left\{ \frac{4x10^4}{E_{bit}} \right\}, \quad (6)$$

El componente viscoso de la deformación en (1) puede escribirse como:

$$\dot{\epsilon}_{33}^v = \frac{\Sigma \dot{\epsilon}_0 * (\epsilon_e)}{S \sigma_0} \left\{ \frac{s \quad sign(\Sigma) + 3}{3} \right\} \quad (7)$$

$$\left[1 + \left(\frac{S \dot{\epsilon}_{33}^v}{\dot{\epsilon}_0 (\epsilon_e)} \left\{ \frac{3}{s \quad sign(\Sigma) + 3} \right\} \right) \right]$$

en donde la deformación equivalente esta dada por:

$$\dot{\epsilon}_e = \dot{\epsilon}_{33} \left(\frac{3}{3 + s \quad sign(\Sigma)} \right), \quad (8)$$

En (7), σ_0 es un esfuerzo de referencia, que es un parámetro del material de la matriz y representa

el esfuerzo en el que el material cambia de un comportamiento viscoso lineal a viscoso no lineal [11]; m es la pendiente de la sección no lineal del material de la matriz [1]; $\dot{\epsilon}_o(\epsilon_e)$ es una velocidad de deformación de referencia que es función de la deformación y es un parámetro que depende del material de la matriz de acuerdo con la ley de mezclas [12]:

$$\epsilon_e = (1 - c)\epsilon, \quad (9)$$

en donde ϵ es la deformación de la matriz. Por otra parte, el parámetro S , es un factor de rigidez que incluye en la formulación el efecto de aumento de resistencia mecánica en el compuesto debido a la adición de partículas de refuerzo, puede ser calculado como [13]:

$$S = 0,55 \left\{ \frac{\left(\frac{1}{2}ks^2 + \frac{3}{2}\mu \right)^{(n+1)/2} [1 - (c + v)]^{(n+1)/2}}{[1 - s\eta]^n} \right\}, \quad (10)$$

en donde $n = 1/(1-m)$, v es la fracción volumétrica de vacíos que puedan existir en el compuesto y η es la relación de esfuerzos, que es la relación entre el esfuerzo medio y el esfuerzo desviador aplicado a un elemento del material. μ es el límite superior del modulo cortante, que puede ser calculado utilizando el modelo de la esfera compuesta de Hashin [14] con la siguiente ecuación [13]:

$$\mu = \frac{2}{3} \left\{ 1 + \frac{c}{\frac{2}{5}(1-c) - \frac{c(1-c^{2/3})^2}{21} - \frac{10}{21} + \frac{v}{\frac{3}{5} + \frac{2}{5}v + \frac{v(1-v^{2/3})^2}{95} - \frac{10}{168}v^{7/3} + \frac{10}{21}}} \right\}, \quad (11)$$

y el módulo volumétrico k está dado por:

$$k = \frac{8}{9} * \frac{1-v}{v} * \frac{1}{1-c}, \quad (12)$$

El componente de recuperación de la deformación en (1), que solo está activo cuando $\Sigma = 0$, puede escribirse como:

$$\dot{\epsilon}_{33}^r = -sign(\epsilon_{33}) \left[1 - sign(|\Sigma|) \right] \frac{\dot{\epsilon}_u(\hat{\epsilon}_{33}^r)}{S}, \quad (13)$$

en donde, $\dot{\epsilon}_u(\hat{\epsilon}_{33}^r)$ es una velocidad de deformación de recuperación que depende del material de la matriz, y en donde [9]:

$$\dot{\epsilon}_{33}^r = \left(\frac{\epsilon_{33}}{\epsilon_{33}^{pl}} - 1 \right) \frac{1 - \psi_{,mix}}{\psi_{,mix}}, \quad (14)$$

el super-índice pl hace referencia al componente de deformación plástica del material de la matriz, y

$$\psi_{,mix} = (1 - c)\psi_{,bit}, \quad (15)$$

Con ψ_{bit} siendo la constante de recuperación del material de la matriz [9].

Evolución del material

Numerosos estudios experimentales han demostrado que la evolución de la deformación volumétrica H es directamente proporcional a la deformación equivalente de acuerdo al gradiente de dilatación s , y a su vez es independiente de las velocidades de deformación ([15, 16, 9]), entonces es posible escribir la evolución de la deformación volumétrica como:

$$\dot{H} = s|\dot{\epsilon}_e|, \quad (16)$$

Así, mientras el compuesto se deforma, sufre dilatación y la porosidad también se incrementa. La ley de evolución para la porosidad se asumirá que toma una forma simple para el comportamiento de una matriz incompresible de la forma ([17, 8]):

$$\dot{v} = (1 - v)\dot{H}, \quad (17)$$

mientras que la variación de la fracción volumétrica de partículas se asume que evoluciona

debido al cambio volumétrico total de acuerdo con:

$$\dot{c} = c\dot{H}, \quad (18)$$

Vale notar que solo los efectos de primer orden en la evolución de la porosidad son tenidos en cuenta en esta formulación. Es decir, se considera el cambio en la fracción volumétrica de los poros, pero cualquier cambio anisotrópico debido al cambio de relación de aspecto de los poros es ignorado.

Procedimiento de cálculo

Para lograr la predicción de la evolución de deformación y esfuerzos del material compuesto se deben tener los parámetros básicos del material de la matriz ($\sigma_o, m, \psi_{bit}, E_{bit}, \dot{\epsilon}_o(\epsilon_{bit}), \dot{\epsilon}_u^r(\hat{\epsilon}_{bit})$) y de las partículas de refuerzo ($c, \nu, R1, R2, R3$).

Con esta información de entrada se puede calcular primero el módulo de elasticidad del compuesto mediante utilización de las ecuaciones (5) y (6). Con las fracciones volumétricas de partículas y poros (c y ν) y usando (11) y (12) se pueden calcular los módulos cortantes y volumétricos (μ y k), respectivamente. El factor rigidizante S puede ser calculado entonces usando (10) para un valor dado de relación de esfuerzos η . La velocidad de deformación axial del material puede ser entonces estimada utilizando (1), (4), (7) y (13).

La velocidad de deformación volumétrica puede ser calculada utilizando (16). La deformación distorsional ϵ_e se evalúa entonces asumiendo que ϵ_e permanece constante durante un corto intervalo de tiempo Dt e integrando: $\epsilon_e = \dot{\epsilon}_e \Delta t$. La deformación volumétrica debida a las restricciones cinemáticas puede ser calculada usando (3), mientras que las ecuaciones evolutivas (17) y (18) son finalmente integradas para calcular las nuevas fracciones volumétricas de vacíos ν y de partículas c . El proceso puede ser repetido hasta que se alcance el valor macroscópico de deformación deseado.

Comparación con resultados experimentales

A continuación se realizará una comparación de los resultados experimentales obtenidos por Ossa y col. [18] en compuestos particulados con una fracción volumétrica de partículas de $c=0,85$, mientras que por brevedad se compararán los principales parámetros del modelo con los resultados experimentales medidos en los compuestos para los mismos parámetros. La figura 1 muestra los resultados de una prueba de termofluencia (creep) seguida de un período de recuperación realizado en un compuesto con una fracción inicial de vacíos de $\nu=0,05$, con un esfuerzo aplicado de 0,78 MPa y una relación de esfuerzos de $\eta = 0,6$.

Las líneas punteadas en esta figura son las predicciones del modelo previamente detallado con los límites experimentales de los valores medidos de gradiente de dilatación s , y en líneas discontinuas se presenta la predicción del modelo calculando el gradiente de dilatación por medio de (3). El efecto de s en el modelo es significativo, incrementando la pendiente de la región de carga ($t < 1000s$) con un decremento en el valor de s .

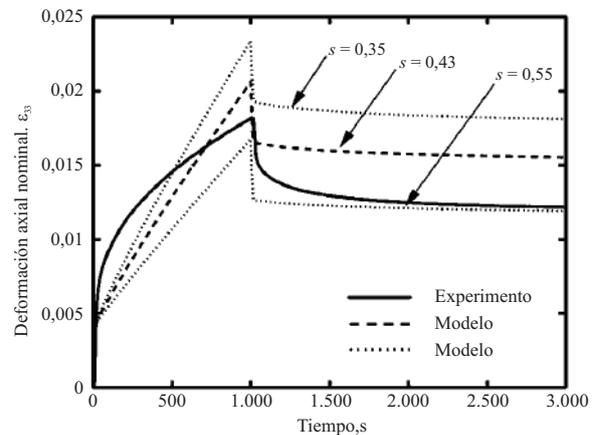


Figura 1 Resultados experimentales y del modelo para un compuesto con $c= 0,85$ a $20^{\circ}C$ con $S = 0,78$ MPa y $\eta = 0,6$

La figura 2 muestra la variación predicha del factor rigidizante S en la región de deformación

de estado estable para compuestos con diferentes fracciones volumétricas de partículas subesféricas desde 0,40 hasta 0,85. También en la misma figura se grafican las barras de error correspondientes a los resultados experimentales para los diferentes compuestos y las diferentes relaciones de esfuerzos también en la región de estado estable.

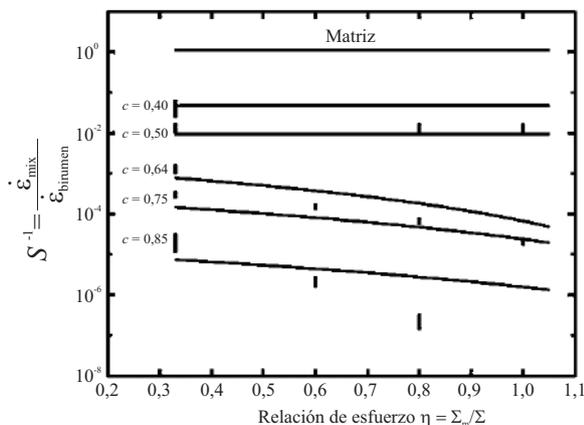


Figura 2 Efecto de la relación de esfuerzos en el comportamiento de compuestos con diferentes fracciones volumétricas de partículas. Los valores de S^{-1} calculado por el modelo son graficados junto con las barras de error de los experimentos

Las predicciones del modelo están cerca de las mediciones experimentales para $c \leq 0,75$. Una diferencia sustancial se puede apreciar cuando $c = 0,85$. Esta diferencia será analizada posteriormente cuando se revisen los resultados de pulsos de carga y descarga en los compuestos.

La figura 3 presenta la predicción del modelo para un compuesto con $c = 0,85$ bajo condiciones de pulsos de carga en donde se aplicaron cargas por tiempos definidos, seguidos de períodos de recuperación específicos sin carga para determinar la evolución de la deformación en el tiempo bajo estos ciclos de carga y descarga. Este tipo de prueba es altamente demandante en términos de precisión debido a la combinación de períodos de carga y recuperación por muchos ciclos.

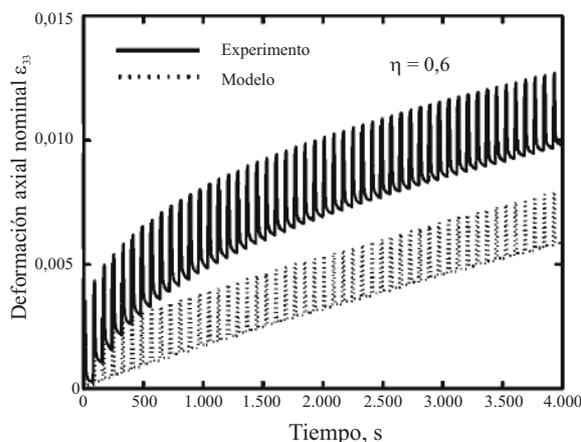


Figura 3 Resultados experimentales y del modelo para un compuesto con $c = 0,85$ a 20°C bajo condiciones de pulsos continuos

El modelo predice razonablemente bien la pendiente de la región de “estado estable” en estas pruebas, sin embargo, el comportamiento transitorio inicial es predicho por debajo, conllevando a un error total en la deformación plástica de alrededor del 40%. Este error es debido a que el modelo asume que la dilatación del material es una relación lineal constante durante todo el proceso de deformación, sin embargo, durante las etapas iniciales de deformación se encuentra experimentalmente que la dilatación decrece debido a compactación adicional del material, y luego continua siendo constante. Incluir este tipo de comportamiento en un modelo como el propuesto no es una tarea simple, ya que depende de las características específicas de compactación de cada muestra. A pesar de este error considerable, el modelo se considera como una buena aproximación teniendo en cuenta su simplicidad y que captura de forma adecuada la pendiente de la región de “estado estable”.

Los estudios experimentales han mostrado que el factor rigidizante de las partículas de refuerzo es aproximadamente constante durante el proceso de deformación del material [5], opuesto a las predicciones del modelo, en donde este factor evoluciona con la deformación del compuesto.

Para estudiar el efecto de la evolución de las variables en la predicción del modelo, este fue corrido ignorando la evolución del material, es decir, manteniendo c y v constantes durante todo el periodo de modelación. Esta suposición implica un valor constante del factor rigidizante, de manera consistente con las observaciones experimentales. La figura 4 muestra la predicción del modelo asumiendo que no hay evolución. Nótese que el error total en la deformación plástica del compuesto se reduce a un 20% aproximadamente. A pesar de la mejoría en el resultado total, la deformación transitoria del material sigue siendo sub-estimada.

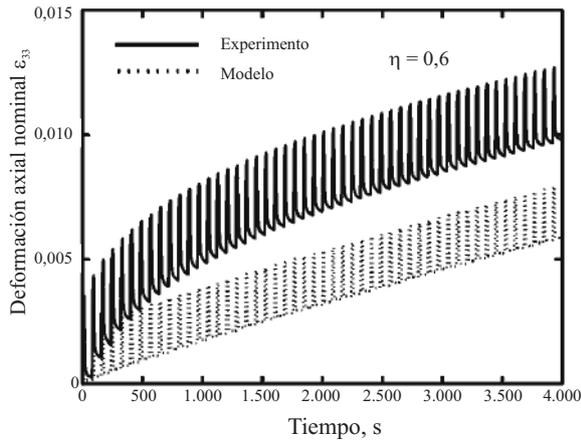


Figura 4 Resultados experimentales y del modelo para un compuesto con $c= 0,85$ a 20°C bajo condiciones de pulsos continuos sin considerar evolución

Discusión y conclusiones

En este trabajo se presenta un modelo constitutivo simple para predecir el comportamiento mecánico de materiales compuestos de matriz termoplástica por encima de la temperatura de transición vítrea. Este modelo usa algunas teorías micromecánicas, así como algunas observaciones fenomenológicas del comportamiento de estos materiales compuestos. Por lo tanto, este modelo no puede ser considerado como un modelo micromecánico *per se*. Sin embargo, como los principales parámetros del modelo son determinados

a partir de modelos micromecánicos rigurosos, el modelo en su forma actual puede ser entendido como un modelo basado en micromecánica. Un conocimiento teórico mas profundo de los parámetros tomados del terreno fenomenológico se requeriría para convertir este en un modelo micromecánico completo.

El modelo propuesto utiliza el modelo propuesto por Deshpande y Cebon como espina dorsal. Ese modelo fue desarrollado bajo la suposición de un comportamiento no lineal de ley de potencia del material de la matriz. Luego de un estudio experimental en este tipo de materiales, Masad y colaboradores [4] concluyeron que la deformación sufrida por el material de la matriz durante la deformación del compuesto se encuentra por encima del rango no lineal, inclusive para pequeñas deformaciones. Esto confirma la suposición de Deshpande y Cebon [14] que argumentaron que las deformaciones en las películas del material de la matriz entre partículas puede ser alta, incluso en los casos en los que la deformación microscópica sea pequeña.

El gradiente de dilatación s , posee un efecto crítico en el comportamiento mecánico del compuesto así como se ve en la figura 1 en donde un incremento en el valor del gradiente de dilatación genera un incremento en la rigidez del compuesto, produciendo consecuentemente una disminución en la velocidad de deformación del material. Además, cuando la relación de esfuerzos alcanza un valor crítico dado por $\eta = 1/s$, el término $[1-s\eta]^n = 0$ en la ecuación (10) y se produce un bloqueo cinemático de las partículas, haciendo imposible una posterior deformación del compuesto [8].

El modelo propuesto en este trabajo es aplicable en principio a cualquier fracción volumétrica de partículas de refuerzo, sin embargo, en este estudio solo se comprobó su validez para fracciones volumétricas de partículas entre 0,4 y 0,85; estudiar la aplicación real del modelo a otras fracciones volumétricas de refuerzo será tema de trabajo posterior. En términos generales, pocos parámetros de entrada y facilidad de

implementación hacen este modelo aplicable para el diseño de compuestos para aplicaciones específicas.

Este modelo no tiene en consideración mecanismos como fractura del material de la matriz o coalescencia y crecimiento de vacíos en el compuesto. Es de esperar que estos mecanismos jueguen un papel importante cuando el compuesto se encuentre sometido a esfuerzos de tensión ([15,19]). Por lo tanto, el modelo aquí presentado puede ser solamente aplicado a materiales sometidos a esfuerzos de compresión.

Referencias

1. V. S. Deshpande, D. Cebon. "Uniaxial experiments on idealised asphalt mixes". *J. of Materials in Civil Engineering*. Vol. 12. 2000. pp. 262-271.
2. C. Y. Cheung. *Mechanical behaviour of bitumens and bituminous mixes*. PhD thesis. Cambridge University Engineering Department. Cambridge. 1995. pp. 253.
3. J. D. Goddard, A. K. Didwania. "Computations of dilatancy and yield surfaces for assemblies of rigid frictional spheres". *Q. J. Mech. Appl. Math.* Vol. 51. 1998. pp. 15-43.
4. E. Masad, N. Somadevan, H. U. Bahia, S. Kose. "Modeling and experimental measurements of strain distribution in asphalt mixes". *Journal of Transportation Eng.* Vol. 127. 2001. pp. 477-485.
5. E. A. Ossa. *Deformation Behaviour of Bitumen and Bituminous Mixes*". PhD thesis. Cambridge University Engineering Department. Cambridge. 2004. pp. 223
6. C. Y. Cheung, D. Cebon, "Thin film deformation behaviour of power-law creeping materials". *J. of Engineering Mechanics*. Vol. 123. 1997. pp. 1138-1152.
7. A. C. Collop, S. Khanzada. "Permanent deformation in idealised "sand asphalt" bituminous mixtures". *Int. Journal of Road Materials and Pavement Design*. Vol. 21. 2001. pp.7-28.
8. V. S. Deshpande. *Steady-state deformation behaviour of bituminous mixes*. PhD thesis. Cambridge University Engineering Department. Cambridge. 1997. pp. 211.
9. E. A. Ossa, V. S. Deshpande, D. Cebon. "Triaxial deformation behaviour of bituminous mixes". *Journal of Materials in Civil Engineering, ASCE*. 2009. Vol. 22. pp. 124-135.
10. W. Heukelom, M. Herrin. "Road design and dynamic loading". *Proceedings of the Association of asphalt paving technologists*. Vol. 33. 1964. pp. 92-125.
11. E. A. Ossa, V. S. Deshpande, D. Cebon. "Phenomenological Model for the Monotonic and Cyclic Behaviour of Pure Bitumen". *Journal of Materials in Civil Engineering, ASCE*. Vol. 17. 2005. pp. 118-197.
12. E. A. Ossa, V. S. Deshpande, D. Cebon. "Triaxial deformation behaviour of bituminous mixes". *Technical report. CUED/C-MICROMECH/TR*. Vol. 96. 2004. pp. 1-32.
13. V. S. Deshpande, D. Cebon. "Models of particle reinforced nonlinearviscous composite". *J. of Engineering Mechanics*. Vol. 125. 1999. pp. 255-262.
14. Z. Hashin. "The elastic moduli of heterogeneous materials". *J. of Applied Mechanics* Vol. 29. 1962. pp. 143-212.
15. V. S. Deshpande, D. Cebon. "Steady-state constitutive relationship for idealised asphalt mixes". *Mechanics of Materials*. Vol. 31. 1999. pp.271-287.
16. E. A. Ossa, A. C. Collop. "Dilation behaviour of asphalt mixtures". *Road Materials and Pavement Design*. Vol. 7. 2006. pp. 93-109.
17. A. L. Gurson. "Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part i - yield criteria and flow rules for ductile porous media". *J. of Eng. Materials and Technology*. Vol. 99. 1977. pp. 2-15.
18. E. A. Ossa, V. S. Deshpande, D. Cebon. "Uniaxial monotonic and cyclic behaviour of bituminous mixes". *Technical report. CUED/C-MICROMECH/TR*. Vol. 95. 2004. pp.1-49.
19. G. M. Genin, D. Cebon. "Fracture mechanisms in asphalt concrete". *Int. J. of Road Materials and Pavement Design*. Vol. 1. 2000. pp. 419-450.