

MODELIZACIÓN Y SIMULACIÓN DEL COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE MATERIALES ELASTOMÉRICOS

M. D. Riera* md.riera@upc.es
M. A. Sánchez-Soto** m.Sánchez-soto@upc.es
A. Gordillo** antonio.gordillo@upc.es
J. M. Prado* jm.prado@upc.es

*CENTRE TECNOLÒGIC DE MANRESA <http://www.ctm.upc.es>
Avda. Bases de Manresa, 1. 08242-MANRESA (Barcelona)
Departament de Ciència dels Materials i Enginyeria Metal·lúrgica (UPC)

** CENTRE CATALÀ DEL PLÀSTIC <http://www.upc.es/ccp>
Edifici Vapor Universitari. C/ Colom, 114. 08222-TERRASSA (Barcelona)
Departament de Ciència dels Materials i Enginyeria Metal·lúrgica (UPC)

RESUMEN

La predicción del comportamiento a ciclado de materiales elastoméricos puede llevarse a cabo en *ABAQUS* mediante un modelo hiperelástico, que incorpora el estado de equilibrio del material, y un modelo de histéresis, que tiene en cuenta el efecto del tiempo. En este trabajo se presenta un análisis de la utilización del modelo de histéresis de Bergström y Boyce, disponible en *ABAQUS*. El estudio experimental de un elastómero termoplástico muestra aspectos de la respuesta mecánica no recogidos por dicho modelo, que parece insuficiente cuando el material es muy dependiente de la historia de deformación.

1. INTRODUCCIÓN

La predicción del comportamiento mecánico de los materiales elastoméricos es un importante aspecto tecnológico que parece lejos de estar completamente resuelto. Los elastómeros presentan ciertos aspectos característicos de gran interés. Por ejemplo, es bien sabido que pueden sufrir un importante ablandamiento durante el primer par de ciclos de carga y que, tras ellos, el comportamiento se estabiliza, se hace repetitivo; este fenómeno se conoce como *efecto Mullins* ⁽¹⁾. Además, en una probeta elastomérica sometida a una deformación constante, la tensión se relaja con el tiempo, tendiendo a un estado de equilibrio. Esta observación se interpreta a menudo como una indicación de la existencia de una *función de energía de deformación hiperelástica* para velocidades de carga suficientemente bajas. Otro aspecto a tener en cuenta es el complejo efecto del tiempo y de la temperatura en el comportamiento de estos materiales al ser sometidos a sollicitaciones dinámicas ⁽³⁾.

El diseño de piezas estructurales requiere la capacidad de modelizar el comportamiento mecánico del material en diferentes condiciones de carga y, si bien se han propuesto numerosos modelos constitutivos, la compleja relación entre microestructura, deformación, tiempo y temperatura todavía no está bien definida. Además, la mayoría de los modelos existentes son de aplicación limitada, ya que sólo recogen alguno de los aspectos de la respuesta a deformación de los elastómeros. La razón puede estar en que el complejo comportamiento no lineal, dependiente del tiempo, de la temperatura y de la

historia de deformación, así como el carácter amorfo de la microestructura, hacen muy difícil el desarrollo de un modelo continuo.

Los modelos propuestos pueden clasificarse en dos categorías: los de equilibrio y aquéllos que incorporan la dependencia del tiempo y de la temperatura. La mayor parte de los trabajos iniciales se centraron en el estudio de la respuesta de equilibrio de elastómeros no cargados ⁽⁴⁾; el esfuerzo continuo en este sentido ha llevado a que, en la actualidad, éste sea un campo bien establecido, con modelos bien asentados: *Neo-Hookean* ⁽⁵⁾, *Mooney-Rivlin* ⁽⁶⁾, *Yeoh* ⁽⁷⁾, *Ogden* ⁽⁸⁾, *Arruda-Boyce* ⁽⁹⁾, *Van der Waals* ⁽¹⁰⁾, ... El efecto de la carga del elastómero mediante partículas, está siendo también investigado ^{(11), (12)}, así como el comportamiento de elastómeros altamente compresibles, con grandes deformaciones volumétricas ⁽¹³⁾.

Las predicciones del comportamiento dependiente del tiempo para grandes deformaciones es la otra área de interés, en la que recientemente se está haciendo un gran esfuerzo ^{(14), (15), (3), (16), (17)}. El presente trabajo tiene como objetivo discutir la simulación de materiales elastoméricos sometidos a sollicitaciones cíclicas, mediante el modelo de Bergström y Boyce ⁽¹⁶⁾, y su implementación en el programa de cálculo numérico *ABAQUS*.

2. MATERIAL

El material caracterizado para este trabajo es un copolímero de etileno y propileno al que se ha añadido una pequeña cantidad (3-8%) de un dieno para la reticulación parcial del elastómero. Su densidad es de 0.97 Mg/m³ y la dureza, 55 unidades Shore A.

3. EL MODELO CONSTITUTIVO DE BERGSTRÖM Y BOYCE

No se pretende en este apartado presentar una descripción detallada, sino sólo somera, del modelo constitutivo propuesto por J. S. Bergström y M. C. Boyce⁽³⁾. Se trata de una teoría inspirada en los micromecanismos de deformación que incorpora algunas de las características del comportamiento dependiente del tiempo.

El comportamiento dependiente del tiempo es estudiado por Bergström⁽¹⁶⁾ mediante ensayos experimentales, en los que una probeta del material a caracterizar es sometida a un ciclo de carga y descarga, a velocidad de deformación constante; además, durante el ensayo, se insertan varios períodos en los que se mantiene la deformación constante, dejando que actúe un mecanismo de relajación de tensiones. Un ejemplo de dicho ensayo se muestra en las Figs. 1 y 2.

Durante los períodos de relajación, la tensión tiende hacia un estado de equilibrio que sólo depende del estado instantáneo de deformación. Esta observación sugiere que existe una única respuesta de equilibrio que se desarrolla a medida que la velocidad de deformación tiende a cero.

Estos resultados indican que cuando se aplica deformación durante un corto período de tiempo, la red macromolecular experimenta una mayor estiramiento que cuando el tiempo es mayor; con un período de tiempo adicional, la red estirada se relaja, probablemente gracias a un proceso de *reptado* de cadenas que tienen suficiente libertad

para cambiar la configuración, y se observa una relajación del estado de tensiones general.

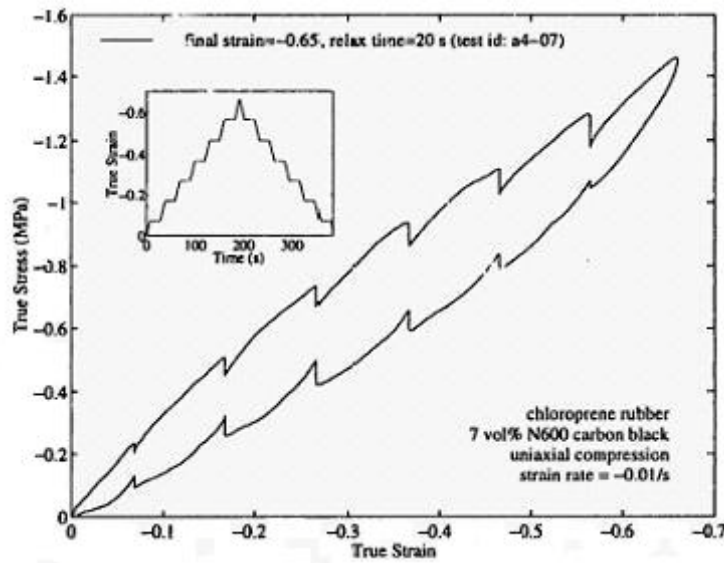


Fig. 1.- Relación tensión-deformación obtenida por J. S. Bergström^(16-pg. 152) a partir de un ensayo de compresión uniaxial aplicado a una probeta elastomérica. Carga y descarga con períodos de mantenimiento de la deformación.

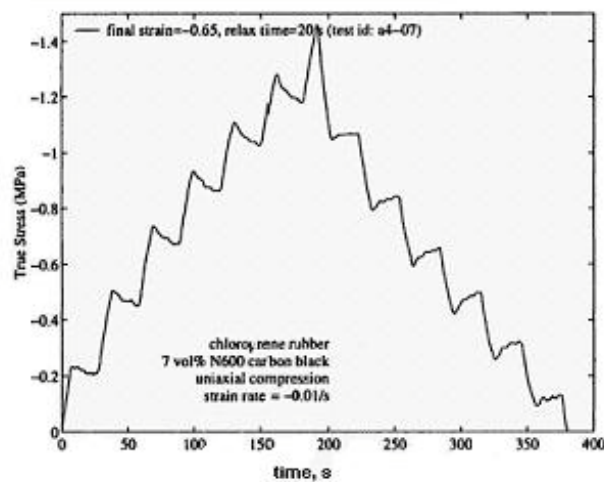


Fig. 2.- Evolución de la tensión con el tiempo para el ensayo de la Fig. 4^(16-pg. 152).

Esto sugiere (y es lo que constituye la base de dicho modelo) que el comportamiento mecánico de los elastómeros puede ser descompuesto en dos partes: *una red de equilibrio, A*, correspondiente a un estado estable, que se determina a partir de ensayos de relajación de tensiones; y una *segunda red, B*, que incorpora la desviación, no lineal y dependiente del tiempo, de dicho estado de equilibrio. Una representación reológica unidimensional del modelo constitutivo de Bergström y Boyce se muestra en la Fig. 3. En ella se observa que en paralelo con una red A perfecta, se considera la red B, que se modeliza como una red perfecta en serie con un elemento dependiente del tiempo que actúa para distender la estructura y recoge el comportamiento observado experimentalmente.

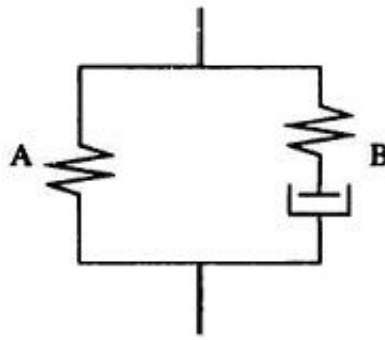


Fig. 3.- Representación unidimensional del modelo constitutivo de Bergström y Boyce ^(16-pg. 159).

Según este esquema, la tensión total que actúa sobre el sistema es igual a la suma de las tensiones correspondientes a las dos redes. Gráficamente, esta situación se representa en las Figs. 4 (a, b) para un ejemplo experimental.

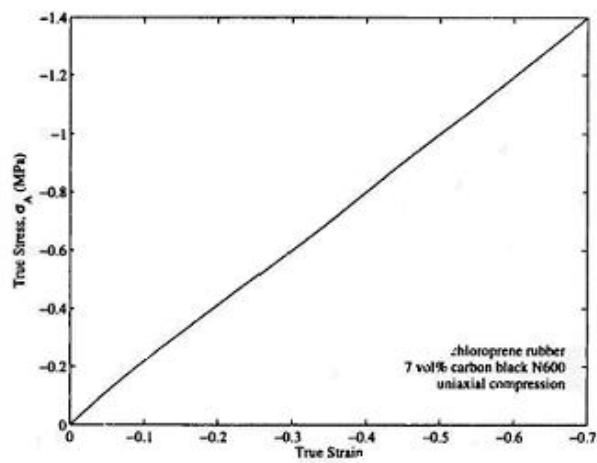


Fig. 4.- (a) Tensión de equilibrio estimada en función de la deformación ^(16-pg. 153).

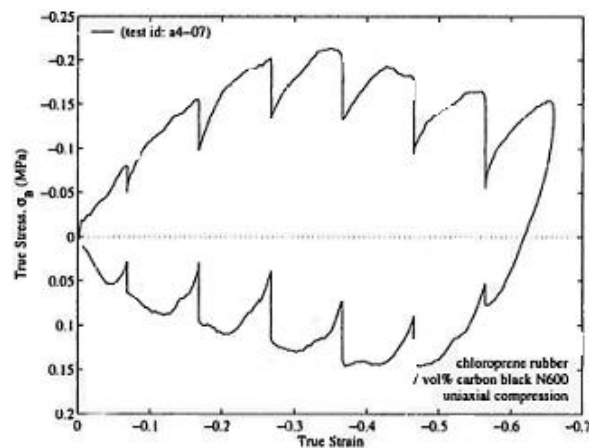


Fig. 4.- (b) Tensión dependiente del tiempo vs. deformación ^(16-pg. 153).

Para modelizar el comportamiento estable, de equilibrio, los autores desarrollan una generalización del modelo de Arruda y Boyce ⁽⁹⁾, obteniendo la siguiente ecuación constitutiva, válida para elastómeros no cargados:

$$\sigma_i^{(A)} = C_R^{(A)} \sqrt{N^{(A)}} \frac{(\lambda_i^{(A)})^2 - (\lambda_{\text{chain}}^{(A)})^2}{\lambda_{\text{chain}}^{(A)}} L^{-1} \left(\frac{\lambda_{\text{chain}}^{(A)}}{\sqrt{N^{(A)}}} \right) + B \ln \left(\sqrt{I_3^{(A)}} \right) \quad (1)$$

en la que: $C_R^{(A)} = \frac{nkT}{3}$

$$\lambda_{\text{chain}}^{(A)} = \frac{1}{\sqrt{3}} \left[(\lambda_1^{(A)})^2 + (\lambda_2^{(A)})^2 + (\lambda_3^{(A)})^2 \right]^{1/2}$$

$$I_3^{(A)} = \left[(\lambda_1^{(A)}) (\lambda_2^{(A)}) (\lambda_3^{(A)}) \right]^2$$

$$L(x) = \coth(x) - \frac{1}{x}$$

Este modelo contiene tres parámetros del material: el módulo inicial, $C_R^{(A)}$, el estiramiento límite, $\sqrt{N^{(A)}}$, y el módulo volumétrico, B.

La contribución de la red A a la tensión total puede escribirse de la forma siguiente:

$$T_A = \sum_{i=1}^3 \sigma_i^{(A)} I_i^{(A)} \otimes I_i^{(A)} \quad (2)$$

La red B puede, a su vez, descomponerse en una parte elástica y otra, viscosa. La tensión de Cauchy que actúa en la red B es del mismo tipo que la de la red A:

$$T_B = \sum_{i=1}^3 \sigma_i^{(Be)} I_i^{(Be)} \otimes I_i^{(Be)} \quad (3)$$

en la que: $\sigma_i^{(Be)} = C_R^{(B)} \sqrt{N^{(B)}} \frac{(\lambda_i^{(Be)})^2 - (\lambda_{\text{chain}}^{(Be)})^2}{\lambda_{\text{chain}}^{(Be)}} L^{-1} \left(\frac{\lambda_{\text{chain}}^{(Be)}}{\sqrt{N^{(B)}}} \right) + B \ln \left(\sqrt{I_3^{(Be)}} \right) \quad (4)$

La velocidad de *creep* efectiva de la red B toma en este modelo la forma siguiente:

$$\dot{\gamma}_B = C_1 \left[\lambda_{\text{chain}}^{Bp} - 1 \right]^{C_2} \left(\frac{\tau_B}{\hat{\tau}} \right)^m \quad (5)$$

en la que C_1 , C_2 , τ y m son constantes del material a determinar experimentalmente.

El término $\left[\lambda_{\text{chain}}^{B_p} - 1 \right]^{C_2}$ refleja la dependencia del estiramiento con la

viscosidad efectiva y es fundamental para representar adecuadamente el comportamiento dependiente de la velocidad de deformación. El término $(\tau)^m$ viene motivado por fenómenos de activación térmica.

Para explicar este modelo desde el punto de vista micromecánico, los autores^(3, 16) consideran el *reptado* de segmentos de cadenas y la deformación adicional proporcionada por el comportamiento de cadenas unidas a la red por sólo uno de sus extremos. Estos mismos investigadores, no obstante, reconocen que estos mecanismos no parecen poder ser responsables por sí solos del gran nivel de relajación de tensiones observado en el comportamiento macroscópico de los materiales elastoméricos y que, en definitiva, debe tenerse en cuenta que en estas redes habrá regiones con cadenas altamente estiradas pero con poca conexión con la parte de la red que soporta la mayor parte de la carga aplicada y que, por lo tanto, tendrán la posibilidad de alcanzar un estado de menor energía si disponen de tiempo suficiente. La relajación de tensiones, en general, viene favorecida por el desplazamiento re-configuracional de las cadenas desde regiones poco estiradas hacia zonas altamente estiradas.

En general, los mecanismos que gobiernan el comportamiento dependiente del tiempo en materiales elastoméricos son diversos, complejos y parecen no estar totalmente identificados y definidos. Un aspecto de especial interés en el trabajo que aquí se presenta es el de la *histéresis*.

Bajo carga cíclica, los elastómeros disipan energía debido a *fenómenos de histéresis*, especialmente intensos en los primeros ciclos de carga; la respuesta en estado estacionario es muy diferente de la respuesta inicial. Un ciclo de carga-descarga en tracción obtenido ensayando el elastómero descrito anteriormente, se muestra en la Fig. 5. Este comportamiento puede considerarse como característico de un material elastomérico. La presencia de partículas de carga altera los valores de los parámetros del modelo constitutivo, pero no su forma general, aunque algunos de los mecanismos asociados a la respuesta mecánica son propios de los elastómeros cargados.

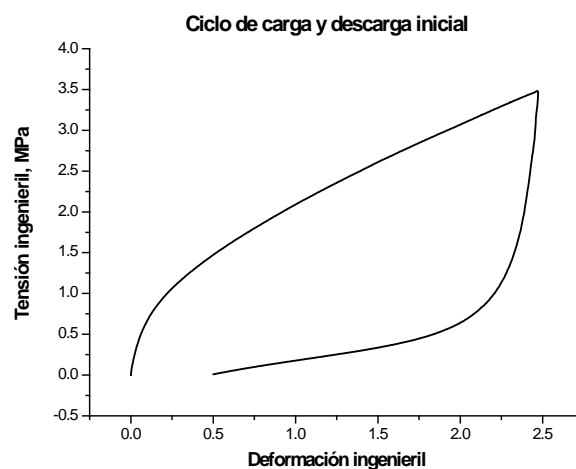


Fig. 5.- Resultado de un ciclo de carga-descarga en tracción obtenido para el elastómero en estudio. Velocidad del ensayo: 50 mm/min.

Los mecanismos responsables de la histéresis de un elastómero son diversos; algunos de ellos se comentan a continuación:

- a) **FRICCIÓN INTERNA** (o, viscosidad interna): resulta, fundamentalmente, del re-arreglo de la estructura molecular que tiene lugar bajo la carga aplicada y el consiguiente deslizamiento de cadenas unas con respecto de las otras. Este fenómeno es muy dependiente de la temperatura.
- b) **CRISTALIZACIÓN INDUCIDA POR DEFORMACIÓN**: Las intensas extensión y retracción del material elastomérico dan lugar a la formación y fusión de regiones cristalizadas que producen efectos de histéresis. Un posible modelo para este mecanismo se presenta esquemáticamente en el Fig. 6 ⁽¹⁸⁾.

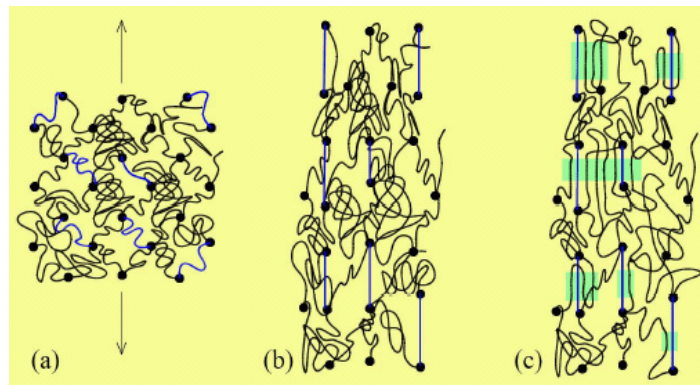


Fig. 6.- Un modelo para la cristalización inducida por deformación, según M. Tosaka et al. ⁽¹⁸⁾, para el caucho natural. Las cadenas cortas se representan en color azul; los círculos llenos son retículas. (a) Estructura antes de la deformación; (b) tras deformación: las cadenas cortas están totalmente estiradas, y (c) se forman regiones cristalinas a partir de las cadenas estiradas (en

color verde en la figura).

Cuando la probeta de elastómero es estirada (Fig. 6-b), algunas cadenas moleculares se alargan intensamente mientras que el resto permanece en un estado de casi enrollado. Tras alargamiento adicional, la temperatura de fusión del material aumenta debido a cambios entrópicos. Cuando la temperatura de fusión supera la temperatura ambiente, el sistema entra en un estado sobreenfriado e, inmediatamente, se forman cristalitas orientadas en las cadenas estiradas (Fig. 6-c). La deformación de la red indica que la porción cristalina puede soportar la tensión y actúa como una partícula de carga de tamaño nanométrico.

- c) **ABLANDAMIENTO**: La modificación y re-formación de estructuras en red en las etapas iniciales de la carga pueden disminuir la rigidez (rigidez dependiente de la historia de deformación del material) y cambiar las características de amortiguamiento. Esta disminución de la tensión inducida por deformación corresponde al denominado *efecto Mullins* ⁽¹⁾. La curva tensión-deformación en carga uniaxial es insensible a deformaciones superiores a las previamente aplicadas; en cambio, experimenta un sustancial ablandamiento por debajo de ellas. Además, cuanto mayor es el nivel de deformación impuesto, más intensa

es la pérdida de rigidez. La Fig. 7 muestra este efecto en el elastómero aquí estudiado para deformaciones máximas aplicadas del 20% y del 250%.

Factores que contribuyen a este comportamiento pueden ser la modificación y re-formación de las estructuras en red del elastómero, dañado microestructural, dañado multi-cadena y formación de micro-cavidades.

Un aspecto a destacar del material objeto de este trabajo, es que, en todos los ensayos realizados, se observa una deformación inelástica no despreciable tras el primer ciclo de carga aplicado; su intensidad depende del nivel de deformación máxima impuesta a la probeta de ensayo.

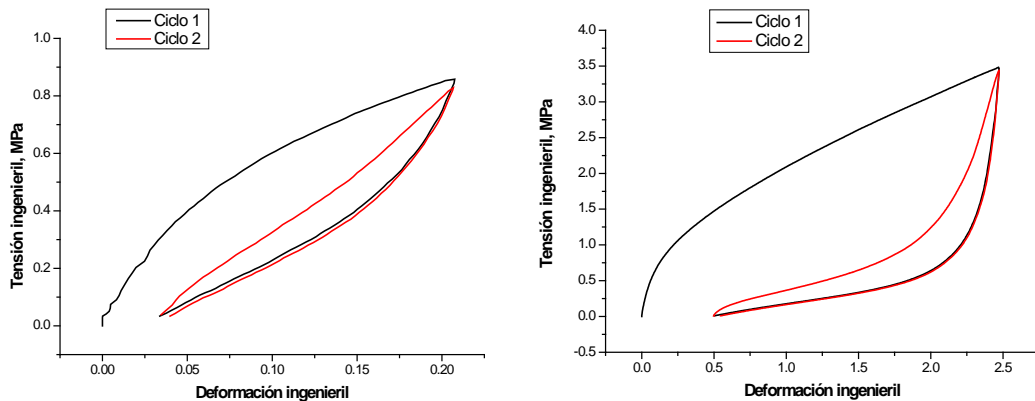


Fig. 7.- Ablandamiento durante el ciclado del elastómero termoplástico en estudio. A la izquierda, resultados para una deformación impuesta máxima del 20%; a la derecha, deformación del 250%. Velocidad de los ensayos: 50 mm/min.

- d) **ROTURA ESTRUCTURAL:** En los elastómeros cargados, las partículas tienden a formar una estructura reticulada suelta debido a interacciones matriz-partícula. La rotura de este agregado incrementa la histéresis.
- e) **DEFORMACIÓN DE DOMINIOS:** En medios viscoelásticos la existencia de una dispersión de inclusiones, o dominios, da lugar a una deformación permanente (debido a la cedencia por cizalladura) y a elevados niveles de histéresis.

4. DETERMINACIÓN DE LOS PARÁMETROS DEL MODELO DE BERGSTRÖM Y BOYCE Y SU IMPLEMENTACIÓN EN LA SIMULACIÓN MEDIANTE ABAQUS

En algunos casos, especialmente cuando se desea predecir el comportamiento elastomérico a muy largos tiempos, basta con representar la respuesta de equilibrio mediante alguno de los modelos hiperelásticos mencionados en el apartado de introducción y que el programa de cálculo *ABAQUS* permite implementar. Entonces, el tipo de resultados experimentales y el nivel de deformación de interés, marcan la elección.

Cuando deben tenerse en consideración tanto la dependencia del tiempo como estados de carga y descarga (sin tener en cuenta el dañado por fatiga), se dispone del ya comentado modelo de Bergström-Boyce para la simulación del comportamiento del material. En este caso, deben incorporarse por separado las dos respuestas: la de equilibrio y la dependiente del tiempo; esta última tras la determinación, harto compleja, de una serie de parámetros, según aconsejan los autores del modelo ⁽¹⁶⁾.

En el presente trabajo se ha modelizado el comportamiento de equilibrio del material mediante la forma *de Marlow*⁽²⁰⁾, recomendada en aquellos casos en los que sólo se dispone de un tipo de resultados experimentales; entonces, se construye un potencial de energía de deformación que reproduce exactamente los datos del ensayo y simulará razonablemente bien el comportamiento del material en otros modos de deformación. Debe tenerse en cuenta, no obstante, que los datos a introducir son los correspondientes al estado estable del material. Para ello, deben llevarse a cabo ensayos de relajación de tensiones a diversos niveles de deformación constante, de manera que se disponga de la información adecuada para predecir una *curva de equilibrio estimada*, imprescindible para simular con el modelo constitutivo de Bergström-Boyce.

Un aspecto importante en la caracterización del material es el del ablandamiento que se produce en los primeros ciclos de carga y descarga, ya comentado anteriormente, y del que se exponen unos resultados en la Fig. 7. Para este trabajo, se han llevado a cabo diversos ensayos de carga y descarga en tracción uniaxial con el fin de observar el comportamiento del elastómero en estudio. En las Figs. 8 y 9 se muestran los resultados de dos de los ensayos realizados. Cabe destacar la gran deformación inelástica resultante del primer ciclo y la no despreciable acumulada en los siguientes hasta conseguir el comportamiento estable a ciclado. El primer ciclo para el que apenas se observa cambio con respecto del precedente, es el que aquí se supone representativo del comportamiento del material.

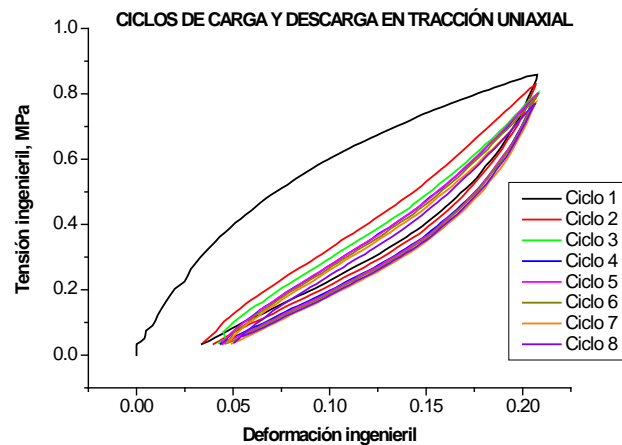


Fig. 8.- Ensayos de carga y descarga en tracción uniaxial. 50 mm/min. Deformación máxima igual a 0.20.

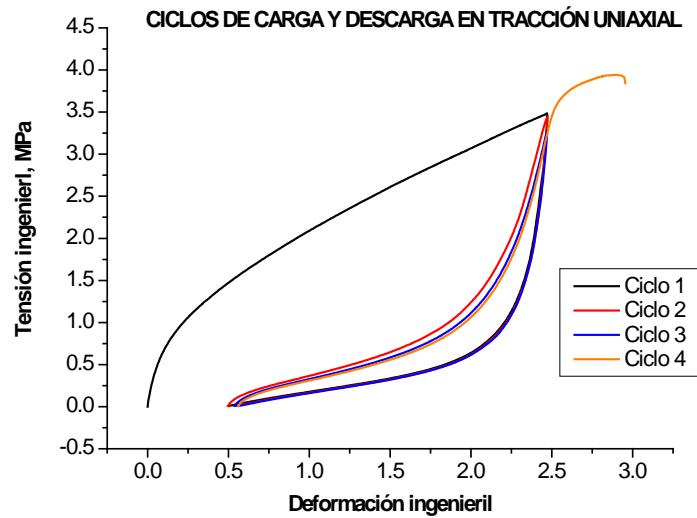


Fig. 9.- Ensayos de carga y descarga en tracción uniaxial. 50 mm/min.
Deformación máxima igual a 2.5.

En la Fig. 10 se presentan los resultados de ensayos de relajación para diversos niveles de deformación constante, tras ciclado previo hasta tensiones bajas (1 MPa). A partir de ellos, debería trazarse la *curva de equilibrio*.

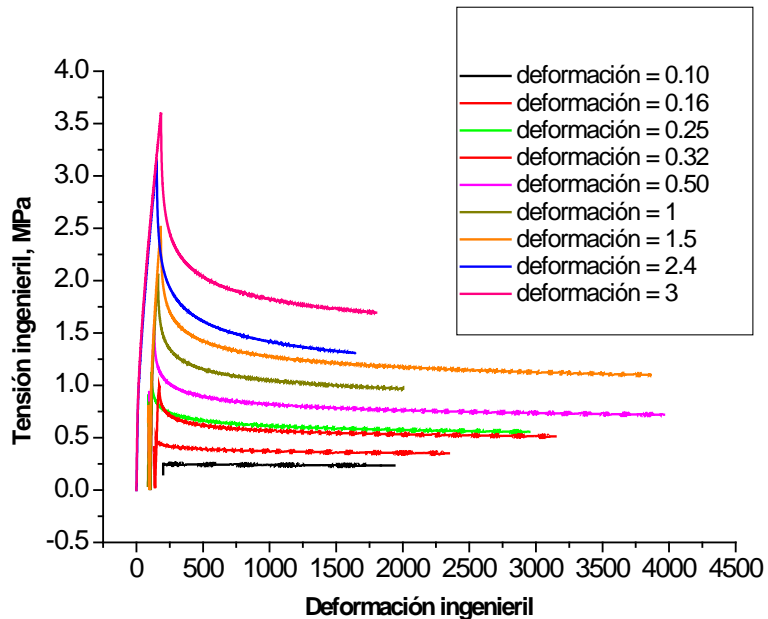


Fig. 10.- Curvas tensión vs. tiempo para los ensayos de relajación aplicados en probetas del elastómero en estudio. Las probetas han sido sometidas a 5 ciclos de carga y descarga (tensión máxima igual a 1 MPa) inmediatamente antes de proceder al mantenimiento de la deformación. Los ensayos a deformaciones 3 y 2.4 no han sufrido ciclado previo, tal como puede deducirse de la observación de la figura. No se ha incluido en esta figura la parte correspondiente a los ciclos iniciales.

Sin embargo, la interpretación de los resultados de las Figs. 8 y 9 indica que el estado de deformación del elastómero es extraordinariamente influyente en su comportamiento mecánico. Este material debe caracterizarse para cada nivel máximo de deformación de interés. Los ensayos de relajación deben aplicarse sobre probetas previamente cicladas hasta la máxima deformación. Sólo de esta manera se recogerá el comportamiento real del elastómero.

A partir de los ensayos presentados en la Fig. 10, la curva de equilibrio que se obtiene es la mostrada en la Fig. 11.

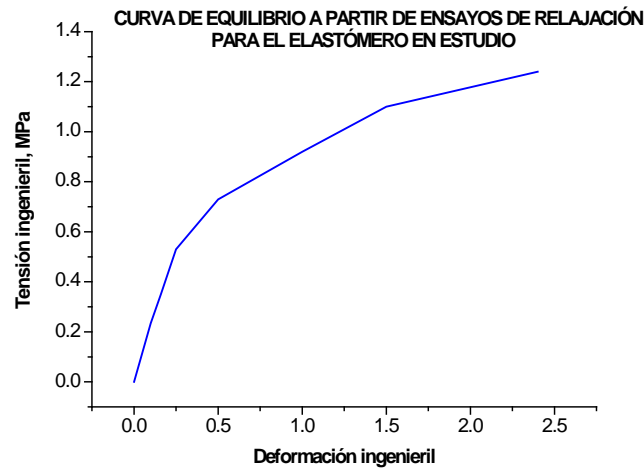


Fig. 11.- Curva de equilibrio experimental para el elastómero caracterizado.

Si se incorpora esta curva de equilibrio al ciclo de carga y descarga estable (Fig. 12), puede observarse que no corresponden al mismo estado del material.

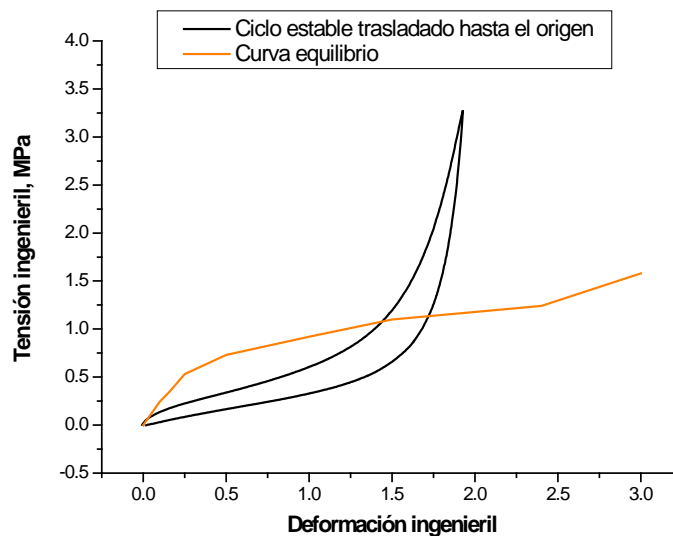


Fig. 12.- Curva de equilibrio experimental en el ciclo de carga y descarga estable.

La situación deseable se representa en la Fig. 13, correspondiente al modelo teórico de Bergström y Boyce ⁽³⁾ que implementa el programa *ABAQUS*.

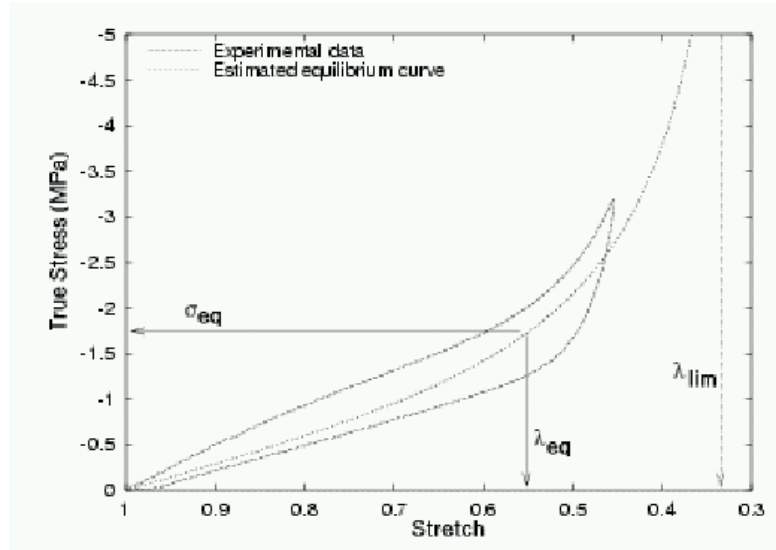


Fig. 13.- Curva de equilibrio estimada y ciclo estable ⁽³⁾. El eje de abscisas corresponde a la variable *estiramiento* (1+ deformación unitaria). En este gráfico aparece el parámetro λ_{lim} , el estiramiento límite; es aquél para el que la tensión comienza a incrementarse sin límite. El parámetro $N^{(A)}$ de la red A es una función de λ_{lim} . El punto (λ_{eq} - σ_{eq}) es un punto cualquiera de la curva de equilibrio necesario para la determinación del parámetro hiperelástico $C_R^{(A)}$ de la red A

Tal como se ha planteado en las ecuaciones (1), (4) y (5), los parámetros del material necesarios para simular mediante el modelo de Bergström y Boyce son: las propiedades hiperelásticas de la red A ($C_R^{(A)}$, $N^{(A)}$ y B); las propiedades hiperelásticas de la red B ($C_R^{(B)}$, $N^{(B)}$ y B), y las propiedades del elemento dependiente del tiempo (C_1 , C_2 y m). Todos ellos a determinar mediante la aplicación a las ecuaciones anteriores de los resultados experimentales.

Algunos parámetros, no obstante, requieren de explicación adicional, que los propios autores aportan: por ejemplo, λ_{lim} , que representa el estiramiento máximo ($\lambda = 1+e = l/l_0$), aquél para el que la tensión comienza a aumentar sin límite. En la Fig. 12 queda bien reflejado el significado del estiramiento límite. A pesar de que los autores aconsejan determinarlo a partir de un ensayo uniaxial, su determinación exacta no parece fácil y de él dependen los valores de $C_R^{(A)}$, $N^{(A)}$, $C_R^{(B)}$ y $N^{(B)}$.

Bergström y Boyce ⁽³⁾ aconsejan suponer que $N^{(A)} = N^{(B)}$. Así mismo, la obtención del valor de $C_R^{(B)}$ es crítica: en la simulación con *ABAQUS*, debe introducirse el valor del parámetro S (*stress scaling factor*), que corresponde a la relación entre la proporción de tensión debida a la red B y la que se debe a la red A, y se calcula como $C_R^{(A)}/C_R^{(B)}$; $C_R^{(B)}$ es función de un módulo tangente, $E_t = d\sigma/d\varepsilon$, que corresponde a la pendiente de la curva de descarga.

El módulo volumétrico, B , según Bergström y Boyce, debe ser suficientemente grande (entre 500 y 1000 veces mayor que $C_R^{(A)}$, en diferentes publicaciones), ya que los

elastómeros son casi incompresibles. Este parámetro, que se introduce en la simulación con *ABAQUS* a través de la relación de Poisson en el modelo hiperelástico, debe también considerarse cuidadosamente. Aunque en los ensayos experimentales de este trabajo, con medida de la deformación lateral, se han obtenido valores distintos del 0.5 teórico correspondiente a un material totalmente incompresible, se ha decidido la suposición de la incompresibilidad, a pesar de los problemas de inestabilidad numérica que pueden producirse. Este aspecto debe tratarse con mayor precisión en aplicaciones en las que el elastómero está altamente confinado. *ABAQUS* puede analizar la estabilidad de los datos constitutivos introducidos para diferentes estados tensionales, según el criterio de estabilidad de Drucker.

Por último, las constantes relativas a la parte del modelo dependiente de la velocidad de deformación, C_1 , C_2 y m . Estos parámetros deben determinarse a partir de ensayos de *creep*, tras el ciclado adecuado de las probetas, a diferentes velocidades de deformación. C_1 es una constante, no negativa. C_2 , es el exponente de la componente de la deformación de *creep*; adquiere valores comprendidos entre 0 y -1 . m , es un exponente positivo, normalmente mayor que 1, y que caracteriza la dependencia entre la tensión efectiva de la red B y la tasa de deformación de *creep*. Bergström y Boyce aconsejan ajustar estos parámetros por *trial-and-error*.

5. CONCLUSIONES

1. El elastómero en caracterización para este trabajo, sometido a ciclos de carga y descarga en tracción uniaxial, presenta una intensa histéresis inicial, que disminuye en los sucesivos ciclos hasta llegar a una situación *estable*. Además, se observa una intensa deformación inelástica durante estos ensayos en probeta nueva. El comportamiento mecánico de este material es, en general, muy dependiente de la historia de deformación.
2. Los ensayos experimentales de caracterización mecánica del elastómero en estudio, deben comprender un ciclado previo (4 ó 5 ciclos) al máximo nivel de la deformación deseada, con el fin de estabilizar el material.
3. El modelo de histéresis que adopta *ABAQUS* es el de Bergström y Boyce. Debe definirse el comportamiento de equilibrio mediante uno de los modelos hiperelásticos; el efecto de la velocidad de deformación se incorpora a través de los parámetros del modelo de Bergström y Boyce. Este modelo es complejo y parece insuficiente para reflejar la complejidad del comportamiento de este tipo de materiales; también es difícil la determinación de sus parámetros, que, además, exige algunas suposiciones comprometidas.

6. REFERENCIAS

- (1). L. Mullins and N.R. Tobin. Stress softening in rubber vulcanizates. Part i. Use of a strain amplification factor to describe the elastic behavior of filler reinforced vulcanized rubber. *J. Appl. Polym. Sci.* 9. 1965. Pp. 2993-3009.
- (2). R. D. Ferry. *Viscoelastic properties of polymers*. Ed. John Wiley & Sons, Inc. 1980.

- (3). J.S. Bergström and M.C. Boyce. Constitutive modelling of the large strain time-dependent behavior of elastomers. *J. Mech. Phys. Solids*. 46. 1998.
- (4). L.R. Treloar. Tobin. *The Physics of rubber elasticity*. Oxford University Press. 1975.
- (5). HKS, Inc. *ABAQUS Theory Manual*. Capítulo 4. ABAQUS Inc., 2003.
- (6). HKS, Inc. *ABAQUS Theory Manual*. Capítulo 4. ABAQUS Inc., 2003.
- (7). O.H. Yeoh. Some forms of the strain energy function for rubber. *Rubber Chem. Technol.* 66 (5). 1993. Pp. 754-771.
- (8). R. W. Ogden. *Nonlinear Elastic Deformations*. Ed. Ellis Horwood Ltd. West Sussex. London. 1984.
- (9). E. M. Arruda and M.C. Boyce. A three dimensional constitutive model for the large stretch behavior of rubber elastic materiales. *J. Mech. Phys. Solids*. 41 (2). 1993. Pp. 389-412.
- (10). H. G. Kilian. Equation of State of Real Networks. *Polymer*. 22. 1981. Pp. 209-216.
- (11). S. Govindjee and J.C. Simo. An evaluation of strain amplification concepts via Monte Carlo simulations of an ideal composite. *Rubber Chem. Technol.*, 70. 1997. Pp. 25-37.
- (12). P. Ponte Castañeda. The overall constitutive behaviour of nonlinear elastic composites. *Proc. R. Soc. Lond. A* 422. 1989. Pp. 147-171.
- (13). B. Storakers. On material representation and constitutive branching in finite compressible elasticity. *J. Mech. Phys. Solids*. 34 (2). 1986. Pp. 125-145.
- (14). A. Lion. A constitutive model for carbon black filled rubber: experimental investigation and mathematical representation. *Continuum Mech. Thermodyn.*, 8. 1996. Pp. 153-169.
- (15). Y.F. Dafalias. Constitutive model for large viscoelastic deformations of elastomeric materials. *Mechanics Research Communications*, 18 (1). 1991. Pp. 61-66.
- (16). J. S. Bergström. *Large Strain Time-dependent Behavior of Elastomeric Materials*. PhD. Thesis. Massachusetts Institute of Technology. 1999.
- (17). L. Anand. A constitutive model for elastomeric solids. *Computational Mechanics*, 18. Pp. 336-371. 1996.
- (18). M. Tosaka et al. Orientation and Crystallization of Natural Rubber Network as revealed by WAXD using Synchrotron Radiation. *Macromolecules*, 37 (9). 2004. Pp. 3299-3309.

- (19). M. F. Ashby and D. R. H. Jones. *Engineering Materials 2. An Introduction to Microstructures, Processing and Design*. Ed. Pergamon Press. 1992. Pg. 222.
- (20). HKS, Inc. *ABAQUS Analisis User's Manual*. Capítulo 10. ABAQUS Inc., 2003.