

Variación del módulo de Young en el acero C45E (norma EN 10083) tratado térmicamente^(*)

I. Fonseca**, J.A. Benito**, I. Mejía*, J. Jorba** y A. Roca*

Resumen Se han determinado distintas propiedades mecánicas del acero C45E según norma EN 10083 (AISI 1045) recocido, templado y templado y revenido a distintas temperaturas. Las propiedades mecánicas analizadas han sido: dureza, límite elástico convencional, resistencia a la tracción, resiliencia y módulo de Young. Esta última propiedad se determinó por ultrasonidos y a partir de curvas tensión-deformación midiendo ésta mediante extensometría eléctrica. En todos los casos se ha comprobado la bondad del tratamiento aplicado mediante observaciones metalográficas por microscopía electrónica de barrido. Los valores de dureza, límite elástico convencional y resistencia a la tracción presentan las variaciones esperadas después de los distintos tratamientos térmicos aplicados. Sorprendentemente, el módulo de Young se incrementa desde valores de 199-200 GPa para el acero templado hasta 211-212 GPa para el acero templado y revenido a 500 °C durante una hora; el acero en estado de recocido presenta un valor de módulo de 206-207 GPa. Se detectó una muy buena concordancia entre los valores de módulo obtenidos por ultrasonidos y los obtenidos a partir de las curvas tensión-deformación. Se ha correlacionado este comportamiento con la distribución de dislocaciones en el material bajo diferentes estados.

Palabras clave Módulo de Young. Tratamiento térmico. Acero C45E (EN 10083). Técnicas de ultrasonidos. Extensometría eléctrica.

Changes on Young's modulus of steel C45E (EN 10083) by thermal treatment

Abstract The parameters hardness, yield strength, ultimate tensile strength, toughness and Young's modulus of carbon steel C45E, EN 10083 (AISI 1045) annealed, quenched and tempered at various temperatures have been determined. Young's modulus has also been measured from ultrasonic techniques and also from the tension test; elastic deformation has been determined by the electric gauge method. A metallographic study by scanning electron microscopy has also been carried out to confirm the results of the thermal treatment. Hardness, yield strength and ultimate tensile strength increases as it is with the thermal treatment. In addition Young's modulus increases from 199-200 GPa (quenched) state to 211-212 GPa (tempered 500 °C, 1 h.). The annealed steel presents a Young's modulus of 206-207 GPa. A good agreement between Young's modulus values obtained by ultrasonic measurements and by tension test has been observed. This behaviour has been correlated with the distribution of dislocations in the material under the various states.

Keywords Young's modulus. Thermal treatment. Steel C45E (EN 10083). Ultrasonic techniques. Electric gauges

1. INTRODUCCIÓN

Es bien conocido que el módulo de elasticidad o de Young (E) puede variar de manera importante en monocristales, según la dirección cristalográfica en la que es medido. Asimismo, durante el trabajado en frío de metales y aleaciones, el material tiende a desarrollar una orientación cristalográfica pre-

ferente y, con ello, la correspondiente variación del módulo de Young con la dirección de medida. También es conocido que este parámetro disminuye sistemáticamente a medida que aumenta la temperatura. La bibliografía básica sobre materiales indica que E varía poco con el trabajado mecánico en frío o con el tratamiento térmico. Esta variación tiene poca importancia cuando se utiliza E como

(*) Trabajo recibido el día 12 de julio de 2001 y aceptado en su forma final el día 8 de agosto de 2002.

(*) Departament d'Enginyeria Química i Metal·lúrgia, Facultat de Química, Martí i Franquès 1, 08028 Barcelona.

(**) Departament de Ciència dels Materials i Enginyeria Metal·lúrgica, E.U.E.T.I. Barcelona, Comte d'Urgell 187, 08036 Barcelona.

parámetro de selección, pero, aunque pequeña, puede afectar de manera importante los cálculos de simulación de procesos de conformado en frío.

Con el trabajo en frío, el módulo de Young de materiales como el hierro puro, acero, cobre, aluminio y latón disminuye en un 6-11 % para agregados policristalinos^[1-3]. Köster y Rosenthal^[2] detectaron una disminución de E en latón (72Cu-28Zn) con el estirado en frío. Después de recocer, E se recuperó 1/3 antes de la recristalización y el resto hasta los valores originales durante la recristalización. El incremento del tamaño de grano por encima de la temperatura de recristalización incrementó el módulo de Young.

Kawai^[4] detectó una disminución del módulo de Young para hierro y acero con el trabajado en frío; sin embargo, para cobre, aluminio y níquel, E disminuía a un valor mínimo y posteriormente se recuperaba con el sucesivo trabajado en frío. Kawai^[4] y Köster^[2] atribuyeron el efecto de la disminución de E al incremento de las tensiones internas que aparecen en el material con el trabajado en frío y el posterior incremento del módulo a la texturización del material. Kawai^[4] investigó, asimismo, la variación de E durante la recristalización de hierro y acero después del trabajado en frío. En este caso, E aumenta de forma rápida con la temperatura de recocido, alcanzándose el valor original después de recocer a 900 °C. Cobre, aluminio y níquel alcanzan el valor máximo de E recristalizando a 300, 200 y 350 °C, respectivamente, disminuyendo hasta su valor original a las temperaturas de 650, 500 y 900 °C, respectivamente.

Nuestro grupo de investigación ha estudiado el comportamiento del hierro puro frente a la laminación, y hierro puro, acero C45E y aluminio puro frente a estirado mediante máquina de tracción; en todos los casos se detecta una disminución de E hasta un valor mínimo y su posterior recuperación a medida que se sigue deformando^[5-8]. Asimismo, el módulo de Young de un acero inoxidable AISI 304 estirado en máquina de tracción, presenta un comportamiento análogo pero, a partir de un alargamiento del 6 %, E disminuye de nuevo y alcanza un valor de 170 GPa para un 30 % de alargamiento. Este segundo descenso puede estar asociado a la transformación inducida por plasticidad de austenita a martensita detectada por difracción de rayos X^[9].

Morestin y Boivin^[10] han estudiado el comportamiento de E frente a estirado en máquina de tracción en muestras de acero y aluminio para estampación. Los autores plantean la determinación

de los cambios en el módulo de Young con la deformación plástica, para poder utilizar los valores obtenidos en los programas de modelización. Para el acero, E disminuye hasta valores de 175 GPa cuando el módulo se mide inmediatamente después de la deformación plástica y se recupera parcialmente al cabo de unas horas. Una vez estabilizado, el valor de E sigue siendo inferior al original. La variación de E para el aluminio no presenta disminución significativa en el rango de deformación plástica estudiado (0-15 % de alargamiento).

Atendiendo a la misma problemática, el trabajo de Yamaguchi *et al.*^[11] recoge los resultados obtenidos en chapas de diferentes materiales que han sido deformados uni- y biaxialmente, y en los que se ha determinado el módulo de Young mediante curvas tensión-deformación. El acero de bajo carbono y el acero inoxidable experimentan un descenso de E a medida que la deformación aumenta, sin posterior recuperación hasta que no se aplica un recocido que devuelve a E a su valor original. El material recocido sometido a nueva deformación vuelve a sufrir un descenso del módulo similar al del material original. También se midieron los valores de coeficiente de Poisson no encontrándose variaciones significativas en ninguno de los materiales.

Shima y Wang^[12] estudiaron el cambio experimentado por el módulo de Young con la deformación plástica en acero laminado en frío y deformado posteriormente a tracción. Detectaron una disminución de E desde 190 GPa hasta 170 GPa para una deformación plástica de $\epsilon = 0,3$. Con el tratamiento térmico posterior se observó una recuperación de E hasta valores superiores a los originales (205 GPa), mientras que el sucesivo trabajo en frío del material recristalizado conducía a una nueva disminución del módulo de Young. Estos autores establecen una correlación entre los valores de E obtenidos y la correspondiente deformación plástica, utilizando las expresiones obtenidas en los procesos de modelización. Finalmente concluyen que deben tomarse en consideración los cambios experimentados por E para obtener una mayor precisión en los citados procesos de simulación.

También se han detectado variaciones de E en aceros con distinto tratamiento térmico. Así, para un acero con 0,75 % C (AISI 1074) en estado de recocido E alcanza 210.0 GPa, mientras que para el acero en estado endurecido E corresponde a 201,4 GPa^[13]. En la tabla I se recogen los valores de E del acero SAE 4150 en distintos estados de tratamiento determinados por ultrasonidos^[14 y 15].

Tabla I. Valores de E para el acero SAE 4150 a distintos estados de tratamiento

Table I. Young's modulus values for SAE 4150 steel at different thermal treatments

Estado de tratamiento	Perlita	Bainita	Martensita	Martensita revenida
E (GPa)	212,6	210,4	205,2	207,9

Papadakis *et al.*^[16] consideran la influencia de dos factores durante el tratamiento térmico. Primero, que en la martensita el carbono se encuentra en solución sólida intersticial mientras que en los materiales revenidos y recocidos se encuentra en forma de carburos formando una segunda fase. En segundo lugar, consideran que E disminuye cuando la densidad de dislocaciones aumenta. Papadakis *et al.* también consideran que con el trabajo en frío E disminuye ligeramente debido al incremento en la densidad de dislocaciones. En general, se señala que cualquier proceso que provoque un aumento de las dislocaciones tiene que conllevar un descenso de las constantes elásticas.

En este contexto, el objetivo del presente trabajo se centra en la determinación de propiedades mecánicas del acero C45E (norma EN 10083; acero AISI 1045) en función del tratamiento térmico aplicado, analizando con detalle la variación experimentada por el módulo de Young con los citados tratamientos y comparando los valores obtenidos a través de técnicas de ultrasonidos y a través de curvas tensión-deformación.

2. MATERIALES Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Para el desarrollo del presente trabajo se utilizó pletina del acero C45E de dimensiones 25 × 5 mm. Para las medidas de resiliencia se utilizó barra cuadrada del mismo acero de dimensiones 12 × 12 mm. La composición química de este material, según especificaciones, se da en la tabla II.

Tabla II. Composición química del acero C45E

Table II. Chemical composition of C45E steel

Estado de tratamiento	Perlita	Bainita	Martensita	Martensita revenida
E (GPa)	212,6	210,4	205,2	207,9

2.1. Tratamiento térmico

Todas las probetas utilizadas se sometieron a un tratamiento de austenización a 840 °C durante 30 min y posterior enfriamiento en agua con agitación. Distintas series de probetas se sometieron a tratamientos de revenido a las temperaturas de 350, 500 y 700 °C durante una hora que después se enfriaron al aire. Una última serie de probetas se sometió a recocido total con un tratamiento de austenización a 780 °C durante 30 min, seguido de enfriamiento muy lento, a 0,3 °C/min, hasta 600 °C y, finalmente, enfriamiento en horno.

2.2. Determinación de propiedades mecánicas

Se determinó la dureza a través del ensayo de dureza, la resiliencia mediante ensayo Charpy y el límite elástico convencional del 0,2 %, resistencia a la tracción y módulo de Young mediante ensayo de tracción. Este parámetro se midió adicionalmente por técnicas de ultrasonidos.

El ensayo de dureza se realizó siguiendo el método Rockwell (UNE 7-053-73). Posteriormente, los datos se convirtieron a la escala Vickers para discutir las diferencias en los distintos tratamientos.

La resiliencia se determinó en un péndulo Charpy con capacidad máxima de impacto de 300 J. Las probetas se mecanizaron a las dimensiones Charpy 10 × 10 mm de sección (UNE 36-403-81) con una entalla en forma de V.

El ensayo de tracción, para determinar el límite elástico convencional y la resistencia a la tracción, se realizó siguiendo la norma UNE 7-474-92 (EN 10002-1). El módulo de Young se determinó siguiendo la norma ASTM E-111. Para la medida de las deformaciones se utilizaron galgas extensométricas con un factor de galga de 2,13 ± 1 %.

Las propiedades elásticas básicas se determinaron por medio de cálculos basados en la velocidad de propagación de ondas ultrasónicas utilizando la técnica del impulso-eco. Así, el módulo de Young, E, el módulo de rigidez, G y el coeficiente de Poisson ν se calcularon utilizando las siguientes expresiones^[17-19]:

$$V_t \text{ ó } V_l = T/(1/2t) \quad (1)$$

$$\nu = [1 - 2(V_t/V_l)^2] / [2 - 2(V_t/V_l)^2] \quad (2)$$

$$E = (V_l)^2 \delta (1 + \nu) (1 - 2\nu) / (1 - \nu) \quad (3)$$

$$G = (V_l)^2 \delta \quad (4)$$

donde,

V_l , es la velocidad de propagación de ondas longitudinales

V_t , es la velocidad de propagación de las ondas transversales

T , es el espesor de la muestra

t , es el tiempo de tránsito de las ondas desde su salida del transductor hasta su regreso

δ , es la densidad del material que debe determinarse en cada estado de tratamiento con buena precisión.

Los ensayos por ultrasonidos se llevaron a cabo sobre muestras cortadas de los diferentes materiales tratados y se desbastaron y pulieron para ajustar su espesor a 5 mm. Para la medición de las velocidades de propagación de ondas longitudinales y transversales de ultrasonidos se utilizó un sistema de emisión-recepción con transductor de onda longitudinal y transductor de onda transversal. Las lecturas de tiempos se realizaron, directamente, sobre la pantalla de un osciloscopio. La figura 1 muestra un esquema del sistema utilizado.

Las medidas de densidad se llevaron a cabo en un picnómetro de desplazamiento de gas (helio) efectuándose tres medidas para cada muestra. En la tabla III se incluyen los valores de densidad para los distintos estados de tratamiento. Se observa que el valor inferior se obtiene para el material templado, incrementándose la densidad con el aumento de la temperatura de tratamiento.

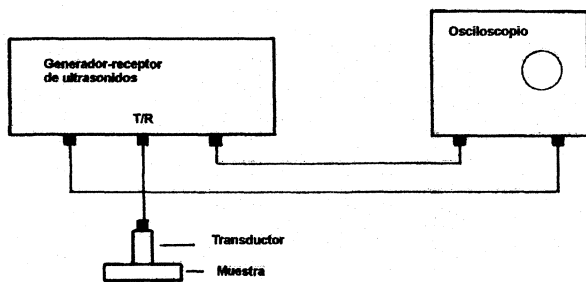


Figura 1. Dispositivo utilizado para medir el módulo de Young por la técnica de ultrasonidos.

Figure 1. Device for the determination of Young's modulus by ultrasonic techniques.

Tabla III. Densidad del acero C45E a distintos tratamientos térmicos

Table III. Density of C45E steel with different thermal treatments

	Temple	Revenido	Revenido	Revenido	Recocido
ρ (Mg m ⁻³)	7,780	7,795	7,812	7,822	7,819

3. RESULTADOS

3.1. Caracterización mediante microscopía electrónica de barrido (MEB)

En la figura 2 se muestra una micrografía obtenida después de temple por microscopía electrónica de barrido (MEB) donde, mayoritariamente, se aprecia una estructura de martensita acicular típica de aceros de 0,4 % C y se perfilan los límites de grano de la austenita precursora. En las figuras 3, 4 y 5 se muestran micrografías MEB tomadas a los mismos aumentos y que corresponden a los tratamientos de revenido a 350, 500 y 700 °C. En ellas se puede apreciar la destrucción paulatina de la martensita y la formación de

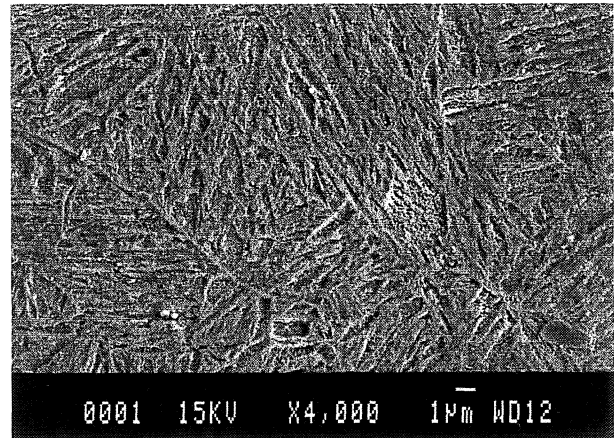


Figura 2. Microestructura del acero C45E templado (MEB, electrones secundarios).

Figure 2. Microstructure of quenched C45E steel (SEM, secondary electrons).

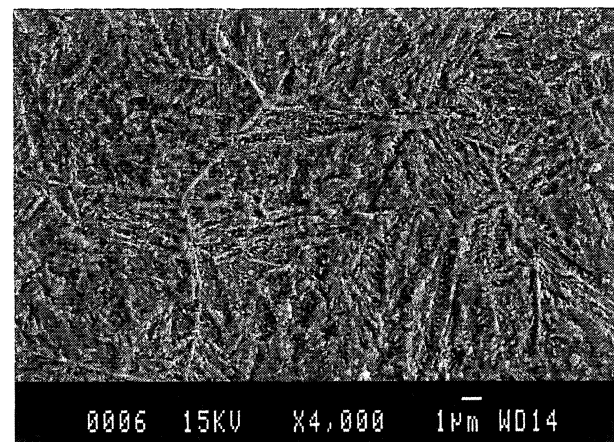


Figura 3. Microestructura del acero C45E templado y revenido a 350 °C (MEB, electrones secundarios).

Figure 3. Microstructure of quenched C45E steel (SEM, secondary electrons).

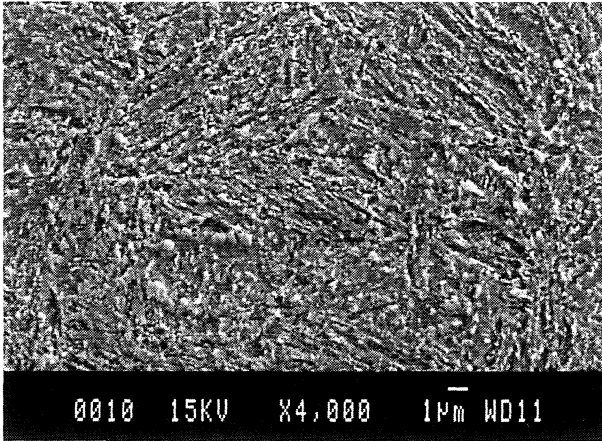


Figura 4. Microestructura del acero C45E templado y revenido a 500 °C (MEB, electrones secundarios).

Figure 4. Microstructure of C45E steel quenched and tempered at 500 °C (SEM, secondary electrons).

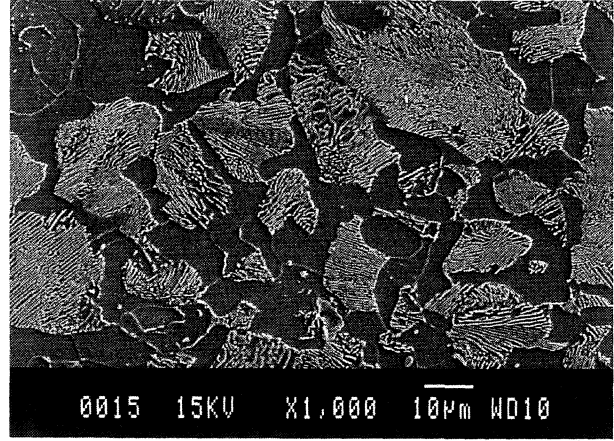


Figura 6. Microestructura del acero C45E en estado de recocido total (MEB, electrones secundarios).

Figure 6. Microstructure of annealed C45E steel (SEM, secondary electrons).

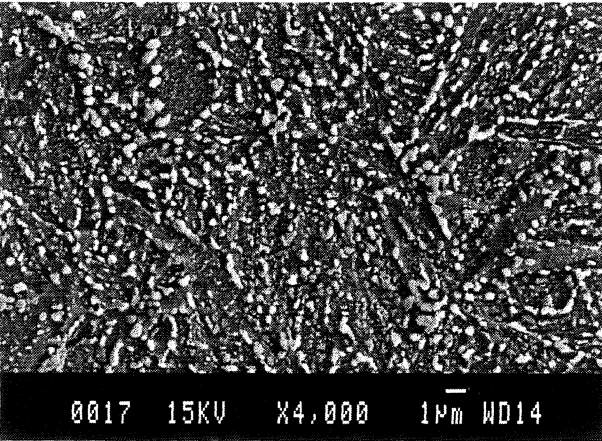


Figura 5. Microestructura del acero C45E templado y revenido a 700 °C (MEB, electrones secundarios).

Figure 5. Microstructure of C45E steel (SEM, secondary electrons).

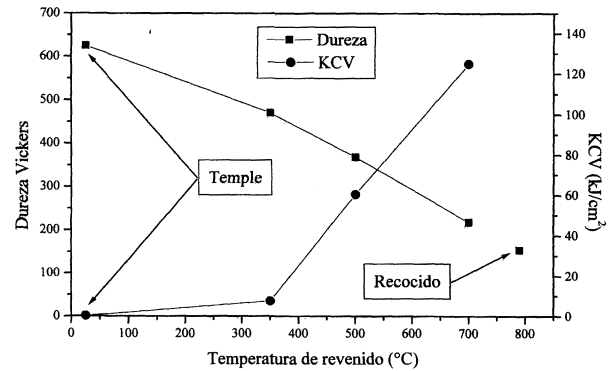


Figura 7. Variación de la dureza y de la resiliencia con el tratamiento térmico.

Figure 7. Changes on hardness and toughness with thermal treatment.

carburos inicialmente formados alrededor de las agujas de martensita que tienen mayor tamaño a mayor temperatura de revenido hasta formar rosarios o pequeñas placas en los antiguos límites de grano austenítico. Finalmente, la figura 6 corresponde a una micrografía obtenida por MEB donde se aprecia una estructura ferrítico-perlítica, típica de un tratamiento de recocido total. Las micrográficas mostradas confirman la bondad del tratamiento térmico aplicado a todos los materiales.

3.2. Caracterización de propiedades mecánicas

En la figura 7 se presentan los resultados de dureza Vickers y de resiliencia y en la figura 8 se representa el límite elástico convencional del 0,2 %

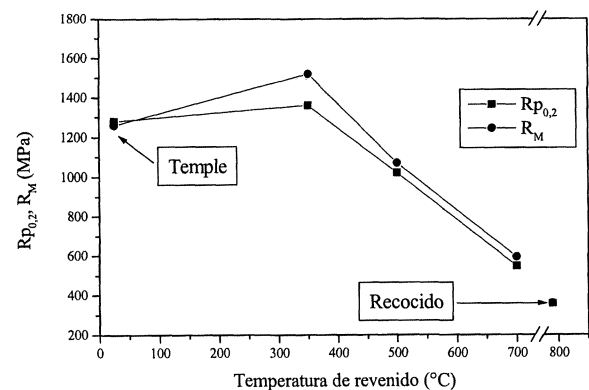


Figura 8. Variación del límite elástico convencional y de la resistencia a la tracción con el tratamiento térmico.

Figure 8. Changes on yield strength and ultimate tensile strength with thermal treatment.

y la resistencia a la tracción para los distintos estados de tratamiento.

De los resultados obtenidos se observa una disminución de los parámetros de resistencia: límite elástico, resistencia a la tracción y dureza en función de la temperatura de revenido y para el recocido, obteniéndose los menores valores para el tratamiento de recocido total. Cabe citar que el límite elástico convencional y la resistencia a la tracción del material templado es algo inferior al valor obtenido en el material revenido a 350 °C. Este hecho puede atribuirse a que en el mecanizado de las probetas de tracción se introdujeron zonas exaltadoras de tensión o pequeñas grietas superficiales que, unidas a la elevada fragilidad del material, provocaron su rotura prematura. La resiliencia se incrementa a medida que aumenta la temperatura del tratamiento térmico. Todas estas variaciones son las esperadas después de los distintos tratamientos térmicos aplicados.

En la figura 9 se representa la variación del módulo de Young con el estado de tratamiento, valores medidos tanto de las curvas tensión-deformación como de la utilización de técnicas ultrasónicas. Se presenta, asimismo, la desviación de módulo respecto al valor correspondiente al estado de recocido (dE/E), para los valores obtenidos de la curva tensión-deformación. Se observa que el módulo de Young para el material martensítico presenta un valor de 199-200 GPa y este parámetro se incrementa a medida que aumenta la temperatura del tratamiento de revenido, alcanzándose el valor máximo de E a 500 °C (211-212 GPa), mientras que para el revenido a 700 °C, E , disminuye hasta 209-210 GPa y, para el recocido to-

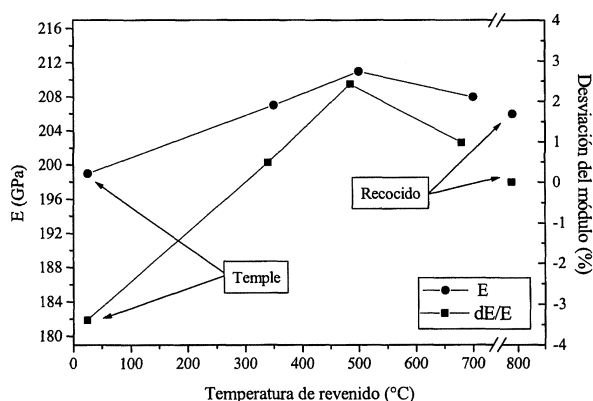


Figura 9. Variación del módulo de Young con el tratamiento térmico (dE/E es la desviación de módulo relativa al valor correspondiente en estado de recocido).

Figure 9. Changes of Young's modulus with the thermal treatment (dE/E is the deviation of modulus relative to corresponding value in the annealed state).

tal, E , desciende hasta valores de 206-207 GPa. En consecuencia, se observa una máxima variación de módulo del 6 % respecto al valor obtenido en el tratamiento de temple. De los resultados obtenidos y reflejados en la figura 9 se desprende una buena concordancia entre las medidas por ultrasonidos y las medidas efectuadas mediante el ensayo mecánico.

3.3. Discusión

Previamente a llevar a cabo una interpretación de los resultados obtenidos en el presente trabajo, deben tomarse en consideración aspectos de enorme interés en relación al efecto de la microestructura y en particular de las dislocaciones en el cambio que experimentan las constantes elásticas de los materiales. Así, Mott^[20-21] indica que el módulo de Young de los materiales puede venir afectado por la presencia de una red de dislocaciones en el material y que dicha variación puede determinarse a través de la expresión:

$$\Delta E/E = -\rho l^2 / 6V \quad (5)$$

donde ρ es la densidad de dislocaciones, l la longitud de las dislocaciones o de los segmentos de dislocación entre puntos de anclaje y V un parámetro relacionado con la citada longitud. Puede deducirse que, a medida que aumenta la densidad de dislocaciones o la longitud de los segmentos de dislocación, se produce una mayor disminución del módulo de Young.

Granato y Lücke^[22] reafirman la idea de que un material no deformado contiene una red de dislocaciones que pueden presentar dos tipos de puntos de anclaje: 1), anclaje nodal por intersección entre dislocaciones y 2), anclaje causado por defectos de punto. Cuando se aplica un esfuerzo sobre el material, adicionalmente a la deformación elástica, hay una deformación asociada al arqueado de las dislocaciones ancladas según alguno de los dos mecanismos descritos; ello conduce a una disminución de la rigidez macroscópica del material.

En un material templado como el C45 E del presente trabajo, la densidad de dislocaciones es elevada y si se tienen en cuenta los trabajos de Mott y Granato y Lücke, entre otros, existiría una deformación adicional debido al arqueado de líneas de dislocación o segmentos de dichas líneas con la subsiguiente caída del módulo de Young que efectivamente se produce en nuestro trabajo, desde 206-207 GPa (material recocido) hasta 199-200 GPa (material templado).

Con los tratamientos de revenido, disminuye de manera importante la densidad de dislocaciones (ρ) en la matriz martensítica a la vez que se produce la precipitación de cementita cuando la temperatura de revenido es superior a 200 °C. El tamaño de estos carburos es inversamente proporcional a la temperatura de revenido; por tanto, a baja temperatura, se produce una distribución uniforme de pequeñas partículas de cementita, que actúan como puntos de anclaje de las dislocaciones existentes, reduciendo la longitud de los segmentos de dislocación (l). A temperaturas elevadas, se produce una coalescencia de las partículas de carburo que disminuyen en número y crecen en tamaño.

Como consecuencia, derivado de los procesos de revenido, parecen existir dos procesos contrapuestos: uno que implica una disminución de la densidad de dislocaciones y que por tanto conduciría a una recuperación lineal del módulo de Young y otro que implica el aumento de la longitud de los segmentos de dislocación por pérdida de puntos de anclaje que conllevaría una disminución del módulo.

Esta argumentación es consistente con los resultados experimentales obtenidos en el revenido del acero C45E. Así, el módulo de Young aumenta desde 199-200 GPa del material templado hasta 207-209 GPa para el revenido a 350 °C y hasta 211-212 GPa para el revenido a 500 °C. Si siguiera predominando el primer efecto, para una temperatura de 700 °C, el valor del módulo debería situarse alrededor de 215 GPa. Sin embargo, a esta temperatura, se produce una leve disminución del módulo, hasta 208-210 GPa, que sería consistente con el predominio del segundo efecto descrito. Este hecho está en consonancia con la micrografía obtenida por MEB de este material, en la que se observa una clara coalescencia de las partículas de cementita.

En definitiva, del estudio bibliográfico llevado a cabo y de los resultados obtenidos por este grupo de investigación sobre la variación del módulo de Young con el trabajo en frío o con el tratamiento térmico, se deduce que esta variación debe tenerse en cuenta en procesos de modelización o de simulación.

REFERENCIAS

- [1] K. HONDA y R. YAMADA, *Sci. Repts. Tohoku Imp. Univ.* 17 (1928) 723-741.
- [2] W. KÖSTER y K. ROSENTHAL, *Zisch. Metallkunde* 30 (1938) 345-348.
- [3] H.M. LEDBETTER y S.A. KIM, *Mat. Sci. Eng. A* 101 (1988) 87-92.
- [4] T. KAWAI, *Sci. Repts. Tohoku Imp. Univ.* 19 (1930) 209-234.
- [5] J.A. BENITO, J. CALLE, A. ROCA y J. JORBA, *V Congreso Nacional de Propiedades Mecánicas de Sólidos*, E.T.S.I.I. Barcelona, UPC, 1996, pp. 320-325.
- [6] J. CALLE, J.A. BENITO, A. ROCA y J. JORBA, *V Congreso Nacional de Propiedades Mecánicas de Sólidos*, E.T.S.I.I. Barcelona, UPC, 1996, pp. 314-319.
- [7] J. CALLE, J.A. BENITO, A. ROCA y J. JORBA, *I Trobada Transfronterera sobre la Mecànica i la Física dels Materials Bifàsics*, E.T.S.I.I. Barcelona, UPC, 1997, pp. 193-198.
- [8] M. LUCENA, J.A. BENITO, J. JORBA y A. ROCA, *Rev. Metal. Madrid* 34 (1998) 310-313.
- [9] J. JORBA, R. PONS, J.A. BENITO y A. ROCA, *J. Mater. Poces. Tech.* 117 13, número especial Thermec'2000, version CD ROM, 2001.
- [10] F. MORESTIN y M. BOVIN, *Nucl. Eng. Des.* 162 (1996) 107-116.
- [11] K. YAMAGUCHI, H. ADACHI y N. TAKAKURA, *Metals Mater.* 4 3 (1998) 420-425.
- [12] S. SHIMA y M. YANG, *J. Soc. Mat. Sci. Japan* 44 500 (1995) 578-583.
- [13] *Smithells Metals Reference Book*, 7th Ed., E.A. Brandes, G.B. Brook (editors), 1992, pp. 15.2-15.3.
- [14] G.R. SPEICH, A.J. SCHWOEBLE y W.C. LESLIE, *Metall. Trans.* 3 (1972) 2.031-2.037.
- [15] E.P. PAPADAKIS, *J. Appl. Phys.* 35 (1964) 1.474-1.482.
- [16] E.P. PAPADAKIS, C.A. STICKELS y R.C. INNES, *SAE Trans.-JNL Mats. Manufac.* 104 (1995) 830-837.
- [17] *NDT Applications*, (2), Panametrics Co., USA, Octubre 1996, pp. 1-7.
- [18] E.P. PAPADAKIS, *I. Metals Rev.* 29 (1986) 1-24.
- [19] J. ORS, *Aplicación de métodos de ultrasonidos en los ensayos de materiales metálicos*, CENIM-CSIC, Madrid, 1986, pp. 147-190.
- [20] N.F. MOTT, *Phil. Mag.* 43 (1952) 1.151-1.178.
- [21] Y.I. RAGOZIN, Y.Y. ANTONOV y V.N. ANZIFEROV, *Proc. Euromat 2000*, (1), 2000, pp. 419-424.
- [22] H.F. POLLARD, *Sound Waves in Solids*, Pion Ltd., London, 1977, pp. 247-260.

FE DE ERRATAS

Rev. Metal. Madrid **38** (2002) 241-312, Julio-Agosto

- En la **pág. 249**, en el **Resumen**, **línea 9**, donde dice: "Sorprendentemente, el módulo de Young se incrementa...", debe decir: "El módulo de Young se incrementa...".
- En la **pág. 249**, en el **Resumen**, **última línea**, donde dice: "materiale", debe decir: "material".
- En la **pág. 249**, en el **Abstract**, **líneas 7-9**, donde dice "as it is with the thermal treatment. In addition Young=s modulus increases from 199-200 Gpa (quenched) state to 211-212 Gpa...", debe decir: "as it is recognized with the thermal treatment. In addition Young's modulus increases from 199-200 Gpa (quenched state) to 211-212 Gpa...".
- En la **pág. 249**, en el **pie de página**, **línea 2**, donde dice: "Metal'lúrgia", debe decir: "Metal-lúrgia".
- En la **pág. 249**, en el **pie de página**, **línea 2**, donde dice: "Barceona", debe decir: "Barcelona".
- En la **pág. 249**, en el **pie de página**, **línea 3**, donde dice: "Metal'lúrgica", debe decir: "Metal-lúrgica".
- En la **pág. 251**, la **Tabla II** debe sustituirse por:

Tabla II. Composición química del acero C45E
Table II. Chemical composition of C45E steel

Elemento	C	Mn	Si	P	S
%	0,42-0,50	0,50-0,80	0,15-0,40	0,035max	0,035max

- En la **pág. 252**, en el **pie de la figura 1 en inglés**, **línea 2**, donde dice: "techniques" debe decir: "technique".
- En la **pág. 252**, la **Tabla III** debe sustituirse por:

Tabla III. Densidad del acero C45E a distintos tratamientos térmicos
Table III. Density of C45E steel with different thermal treatments

	Temple	Revenido			Recocido
		350 °C	500 °C	700 °C	
ρ (Mg m ⁻³)	7,780	7,795	7,812	7,822	7,819

- En la **pág. 252**, el **pie de la figura 3**, **en inglés**, debe sustituirse por:
"Figure 3. Microstructure of C45E steel quenched and tempered at 350 °C (SEM secondary electrons)."
- En la **pág. 253**, el **pie de la figura 5**, **en inglés**, debe sustituirse por:
"Figure 5. Microstructure of C45E steel quenched and tempered at 700 °C (SEM secondary electrons)."
- En la **pág. 253**, en el **pie de la figura 7**, **en inglés**, **línea 1**, donde dice: "sith", debe decir: "with".
- En la **pág. 254**, en la **ecuación (5)** y en la **línea 3 posterior a la ecuación**, el símbolo " ∇ " debe sustituirse por " α ".
- En la **pág. 255**, **col. izquierda**, **línea 6**, donde dice: "Inversamente", debe decir: "directamente".