

ULTRASONIC CHARACTERIZATION OF AISI SAE 1045 STEEL SUBJECTED TO SUBCRITICAL SPHEROIDIZATION TREATMENT AT 700°C

A. Cano^a, A. Valoz^{b*}, J. Millán^c, E. Rodríguez^c

^aCoordinación de Ingeniería de Materiales, Universidad Simón Bolívar, Caracas, Venezuela.

^bDepartamento de Mecánica, Universidad Simón Bolívar, Caracas, Venezuela.

^cDepartamento de Ciencias de los Materiales, Universidad Simón Bolívar, Caracas, Venezuela.

*E-mail: andyvaloz@usb.ve, phone: +584242748246, +58 2129064060

ABSTRACT

The aim of this study is to evaluate the microstructural changes, in particular the morphological changes of cementite, in an AISI 1045 steel treated at 700°C by means of optical and scanning electron microscopy and ultrasonic techniques. The ultrasonic evaluation was carried out using the pulse-echo contact technique and 5, 10, and 22 MHz transducers to determine the acoustic parameters such as longitudinal ultrasonic wave velocity and attenuation coefficient. The non-conventional ultrasonic evaluation also included the analysis of signals in frequency. The results obtained from the microstructural evaluation reveal the fracture of the cementite lamellae of the pearlite and an increase in the degree of spheroidization with the increase of the treatment time at subcritical temperature. As for the ultrasonic evaluation, a decrease in the longitudinal wave velocity was observed in the transient state of the change of pearlite morphology. Also, a trend of increasing longitudinal velocity with increasing degree of spheroidization was observed. In contrast, the attenuation coefficient measurements show a tendency to increase with heat treatment time and the microstructural changes of the material caused by the heat treatment. On the other hand, the spectral analysis suggests higher energy losses with longer treatment times, which is due to the phenomena of attenuation and dispersion of the ultrasonic wave as a result of the morphological change that occurs in the pearlitic colonies.

Keywords: 1045 Steel; Ultrasonic Inspection; Longitudinal Velocity; Attenuation Coefficient; Spectral Analysis.

Caracterización ultrasónica de un acero AISI SAE 1045 sometido a un tratamiento subcrítico de esferoidización a 700°C

RESUMEN

El presente estudio tiene como objetivo evaluar los cambios microestructurales, en particular los cambios morfológicos de la cementita en un acero AISI 1045 tratado a 700°C, mediante microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y técnicas ultrasónicas. La evaluación ultrasónica se llevó a cabo utilizando la técnica pulso eco de contacto y transductores de 5, 10 y 22 MHz determinando así parámetros acústicos como la velocidad de la onda ultrasónica longitudinal y el coeficiente de atenuación. Asimismo, la evaluación ultrasónica no convencional contempló el análisis de señales en frecuencia. Los resultados obtenidos de la evaluación microestructural revelan la ruptura de las láminas de cementita de la perlita y un aumento del grado de esferoidización con el incremento del tiempo de tratamiento a la temperatura subcrítica. En cuanto a la evaluación ultrasónica, se observó una disminución de la velocidad longitudinal de la onda en el estado transitorio del cambio de morfología de la perlita. Del mismo modo, se observó una tendencia al aumento de la velocidad longitudinal con el aumento del grado de esferoidización. Por otro lado, las mediciones del coeficiente de atenuación muestran una tendencia al aumento con el tiempo de tratamiento térmico y los cambios microestructurales del material producidos por el tratamiento térmico. Por su parte, el análisis espectral sugiere mayores pérdidas energéticas a mayores tiempos de tratamiento, lo que obedece a los fenómenos de atenuación y dispersión de la onda ultrasónica producto del cambio morfológico que ocurre en las colonias perlíticas.

Palabras claves: Acero 1045, Inspección Ultrasónica, Velocidad longitudinal, Coeficiente de atenuación, Análisis Espectral.

INTRODUCCIÓN

Los aceros de medio contenido de carbono pueden ser usados en las industrias del transporte, maquinaria y construcción siempre y cuando sean tratados térmicamente

de forma adecuada, ya que la aplicación de estos modifica las propiedades mecánicas del acero y de esta forma se incrementa su resistencia al desgaste, tenacidad y resistencia mecánica [1,2,3]. Estas características de uso

general hacen que el acero al carbono sea ampliamente utilizado en la elaboración de piezas en las industrias de la ingeniería y en la fabricación de engranajes, ejes, árboles de levas, pernos, pasadores, abrazaderas, entre otros [3]. En muchos casos, estos componentes son sometidos a procesos de conformado o condiciones de servicio a altas temperaturas (entre 400 °C y 1250 °C) que promueven cambios microestructurales en el acero. Uno de estos es la esferoidización de la cementita presente en la perlita. La esferoidización o globulización en aceros, es un proceso en el que la estructura bifásica de la perlita cambia su morfología de laminar a glóbulos de cementita incrustados en una matriz continua de ferrita [4]. Este cambio de morfología puede ser propiciado de forma controlada por técnicos y expertos para reblandecer el acero y facilitar los procesos de mecanizado, pero también puede darse de forma espontánea comprometiendo la integridad de estructuras y causando pérdidas económicas o humanas. Una forma de monitorear el efecto de la temperatura en los aceros, incluyendo el grado de esferoidización, es la aplicación de técnicas de ensayos no destructivos (END). Las técnicas de END representan una opción apropiada para el estudio de los aceros por su capacidad de detectar y caracterizar defectología bien sea superficial e interna [5]. Entre las técnicas de END de gran aplicación en los aceros destaca el ultrasonido, ya que la misma permite evaluar el daño asociado a diferentes mecanismos de degradación y, por otro lado, caracterizar diferentes aspectos del material como el tamaño de grano, inclusiones, módulo elástico, dureza y resistencia a la fractura [5]. Es por ello que se hace valioso correlacionar el efecto de los cambios microestructurales asociados a la esferoidización de los aceros con los parámetros ultrasónicos, como la velocidad de la onda propagada y las pérdidas de energía. Estudios recientes han considerado el efecto de los tratamientos térmicos para obtener una microestructura esferoidizada, por ejemplo, el recocido. No obstante, el determinar la temperatura a la cual debe realizarse define la cinética de esferoidización. Harisha et al. [6] compararon muestras de

acero AISI 4037 partiendo de una microestructura inicial perlítica, las cuales fueron sometidas a tratamientos térmicos de recocido intercrítico y recocido subcrítico luego de 4 h y 12 h. Sus resultados revelaron por medio de microscopía electrónica de barrido un mayor grado de esferoidización en las muestras sometidas a recocido subcrítico que las sometidas a recocido intercrítico. Este tipo de comportamiento también fue reportado por O'Brien et al. [7], cuyos estudios en aceros AISI 4037 y AISI 1541 mostraron que para ambos materiales el porcentaje de esferoidización se incrementó durante el tratamiento de recocido subcrítico, en comparación con el intercrítico. Otros, por su parte, se han enfocado en correlacionar el efecto de los tratamientos de esferoidización con sus propiedades en especial las mecánicas. Tal es el caso de Soleimani et al. [8] quienes estudiaron una aleación CK45 (equivalente a un acero AISI 1045) con una microestructura inicial perlítica durante un recocido subcrítico a 700 °C por diferentes lapsos de tiempo, indicando un aumento del grado de esferoidización en función del tiempo y un incremento de la ductilidad y de la resistencia a la corrosión a medida que se incrementa el tiempo de tratamiento térmico. Por su parte, Alcántara [9] estudió el efecto de los tratamientos de esferoidización en la maquinabilidad de los aceros AISI 1040 y AISI 1050, resaltando como la esferoidización parcial producto de tratamiento térmicos en dos etapas produce una mejor maquinabilidad y un incremento de la vida útil de una herramienta revelando que las aleaciones estudiadas presentaron un valor óptimo en las propiedades que se buscaban optimizar, ratificando que el conocimiento del grado de esferoidización es de gran importancia para el uso eficiente y seguro de estas aleaciones. Todos estos estudios han involucrado el uso de técnicas destructivas. No obstante, los ensayos no destructivos, en particular el ultrasonido industrial, ofrece la oportunidad de caracterizar el material a fin de establecer patrones de comportamiento, ya que los cambios microestructurales se pueden correlacionar con la cuantificación de parámetros acústicos como la velocidad y

el coeficiente de atenuación, que se determinan a través de la técnica ultrasónica la cual representa una herramienta útil en la evaluación de la integridad y la vida útil de un determinado componente. Diversos estudios han considerado el uso de técnicas convencionales y no convencionales ultrasónicas. Es así como Rodríguez et al. y Medina et al., caracterizaron aceros inoxidables dúplex 2205 utilizando técnicas ultrasónicas [10,11], especialmente a través del análisis de parámetros como la velocidad de la onda longitudinal y el coeficiente de atenuación, reportando una alta atenuación de las ondas ultrasónicas por efecto de la precipitación de fases intermetálicas y un aumento de la velocidad a medida que aumenta el tiempo de envejecimiento, el cual promueve principalmente la precipitación de la fase sigma. Por otra parte, Hakan y Tuncer [12] estudiaron la variación en la velocidad longitudinal y transversal con diferentes microestructuras de partida (martensita, bainita, perlita-ferrita fina y perlita-ferrita gruesa) en un acero AISI 4140 y AISI 4150. Sus estudios indicaron que la martensita reportó una menor velocidad en comparación con la perlita-ferrita gruesa, señalando que estas diferencias se deben a diferencias en los módulos elásticos de las fases, afectadas a su vez por el grado de distorsión en los granos austeníticos iniciales. En el caso de la martensita, la baja velocidad se asocia a gran distorsión de la red tetragonal y al aumento de la anisotropía elástica del grano de partida. En el caso de la microestructura ferrítico-perlítica, las velocidades más altas se asocian al espaciamiento entre las láminas y la cantidad y tamaño de la ferrita. Estas investigaciones han demostrado el uso de la técnica ultrasónica como herramienta de caracterización de la microestructura, particularmente en los aceros, ya que los cambios microestructurales se pueden correlacionar con la cuantificación de parámetros acústicos como la velocidad y el coeficiente de atenuación y, por otro lado, con el comportamiento de la señal ultrasónica que se determina a través de esta técnica [10,13].

Estudios recientes realizados por Rodríguez et al. [10] en aceros de alta aleación, específicamente en aceros dúplex 2205 tratados térmicamente a 475 °C, han permitido evaluar el comportamiento de las variables acústicas como la velocidad longitudinal y coeficiente de atenuación, indicando un aumento de la velocidad de la onda longitudinal, a medida que se incrementa el tiempo de tratamiento y una variación del coeficiente de atenuación las cuales se relacionan con el efecto de los cambios microestructurales que tienen lugar como consecuencia de los tratamientos térmicos. Por otra parte, Lin et al. [14] caracterizaron un acero 38CrMoAl mediante la determinación de la velocidad de la onda longitudinal, el coeficiente de atenuación y espectroscopía ultrasónica, reportando que los análisis de velocidad, a pesar de ser más sencillos, no permiten diferenciar algunas microestructuras como la martensita y la martensita revenida, por lo que la información obtenida por el análisis de atenuación y el análisis espectral permiten complementar la caracterización.

Por tal razón, en el presente estudio se evalúan muestras de un acero de medio contenido de carbono AISI 1045, tratado térmicamente 700 °C por diferentes lapsos de tiempo, con el fin de generar cambios que promuevan la esferoidización, para luego analizarlas a través de técnicas ultrasónicas convencionales y no convencionales. Dichos estudios pretenden correlacionar la microestructura presente en cada una de las muestras con las respectivas señales ultrasónicas, y por medio de la cuantificación de estos parámetros acústicos, obtener tendencias del comportamiento que permitan inferir el estado microestructural del material y así tener mayor confiabilidad al realizar evaluaciones ultrasónicas durante servicio, además de proporcionar información que permita evitar fallas catastróficas, predecir vida remanente de componentes y optimizar procesos de conformado y fabricación.

MATERIALES Y MÉTODOS

El material bajo estudio es un acero comercial AISI 1045 en forma de barra cilíndrica maciza de 22 mm de diámetro (Figura 3.2). Una de las muestras se conservó en estado de entrega para ser utilizada como patrón. En el estudio las muestras fueron sometidas a un tratamiento térmico de normalizado a 850 °C por 1 h y enfriadas al aire.



Fig. 1. Muestras de acero AISI 1045 en estado de entrega.

Posteriormente, se realizó el tratamiento térmico de esferoidización a diez de las doce muestras, bajo condiciones subcríticas a una temperatura de 700 °C durante diferentes lapsos de tiempo (2 h, 4 h, 8 h, 16 h y 24 h), con el objetivo de promover la esferoidización de la cementita. Todas las muestras estudiadas fueron preparadas metalográficamente de acuerdo con la norma ASTM E3-01 [15]. Para el ataque químico se utilizó una solución de HNO₃ al 2%. El tiempo de ataque varió entre 3.40 y 5.30 segundos, dependiendo de la muestra tratada, tal como indica la norma ASTM E-407 [16]. La caracterización de la microestructura se realizó mediante microscopía óptica (MO) en un microscopio UNION NEOMET acoplado a un sistema de captura de imágenes digital UNION VERSAMET-2 y por microscopía electrónica de barrido (MEB), en un microscopio electrónico marca JEOL modelo JSM-6390, operando a un voltaje de 30 kV. A través de las micrografías obtenidas se calculó un factor de forma que permitió determinar el grado de esferoidización de cada una de las muestras de acero AISI 1045 sometidas al tratamiento térmico. Dicho factor de forma fue calculado utilizando el software de análisis de imágenes ImageJ con los valores obtenidos en la medición de los anchos y largos

de las partículas de cementita. La evaluación ultrasónica por contacto directo se llevó a cabo utilizando un detector de fallas Krautkramer USN-59L y transductores de 0.25” de haz normal y frecuencias de 5, 10 y 22 MHz. El estudio se realizó sobre la cara frontal en condición de pulido, utilizando petrolato sólido como acoplante. La velocidad de propagación de la onda ultrasónica longitudinal se determinó por medio de la diferencia del tiempo de arribo de la señal registrada en el detector ultrasónico, considerando para ello dos ecos sucesivos en la evaluación de cada una de las muestras. El coeficiente de atenuación en cada una de ellas se determinó con base en la comparación de las amplitudes de los ecos de fondo. Para el estudio del comportamiento de las señales, se utilizó un osciloscopio marca Tektronix modelo TDS 1002 de 60 MHz de una frecuencia de muestreo de $2.5 \times 10^8 \text{ s}^{-1}$, con una longitud de registro de 2500 puntos por canal y un período de muestreo de $4 \times 10^{-9} \text{ s}$, se seleccionó la cuarta señal en radiofrecuencia (RF) correspondiente a la pared de fondo, manteniendo fijas las condiciones de voltaje y tiempo en cada frecuencia. Se registraron un promedio de cinco (5) mediciones por muestra empleando los transductores de 5, 10 y 22 MHz. Una vez digitalizadas las señales, se determinó el espectro de frecuencia a través de la Transformada de Fourier (Ec. 1), permitiendo así la representación de la señal en contenidos de frecuencia:

$$X(F) = \int_{-\infty}^{\infty} X(t)e^{-j2\pi Ft} dt \quad \text{Ec.1}$$

donde $X(t)$ es la señal discreta en el dominio del tiempo, $X(F)$ es la señal discreta en el dominio de la frecuencia, F es el índice de frecuencia y j es la unidad imaginaria. El análisis de los espectros de potencia se realizó evaluando el comportamiento de los espectros a través de la pérdida de energía de la onda acústica; cuantificando así la potencia transferida, que representa una relación entre la energía total y la energía disipada en el sistema de interés [17].

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Análisis Microestructural

En la Figura 2 se visualiza la microestructura del acero AISI 1045 luego de ser austenizado a 850 °C por 1 h y enfriado al aire. En la misma se aprecia una microestructura típica de un acero al carbono normalizado constituida por colonias de perlita fina (regiones oscuras) en una matriz de ferrita proeutectoide (regiones claras).

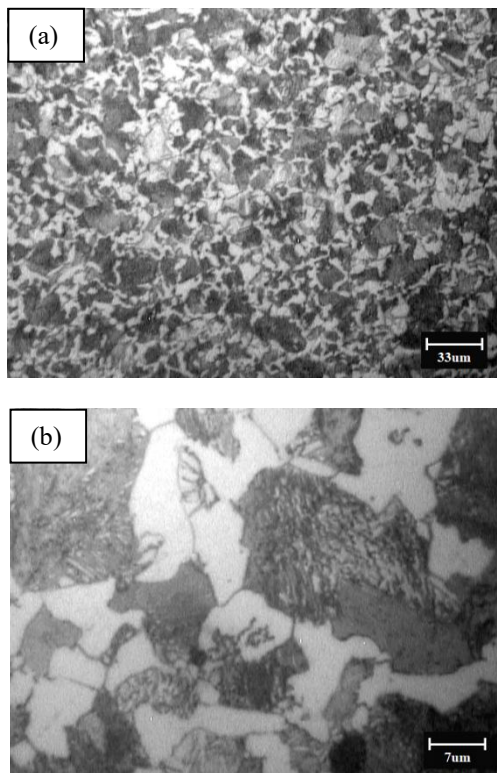


Fig. 2. Micrografías en MO del acero AISI 1045 normalizado, visualizando las colonias de perlita fina en una matriz de ferrita proeutectoide.

Los granos de ferrita proeutectoide se ubican unos al lado de los otros, definiendo lo que eran los antiguos bordes de grano austeníticos. Se observa una amplia distribución de tamaños de grano de esta ferrita proeutectoide con morfología típica de alotriomorfo de borde de grano. La fracción de área determinada mediante metalografía óptica cuantitativa reporta un $37.8 \pm 9\%$ de ferrita proeutectoide y un $62.20 \pm 9\%$. Estos valores se encuentran ligeramente por debajo de lo que se espera en condiciones de equilibrio para un acero AISI 1045.

En la Figura 3 se presentan las micrografías del acero en estado de normalizado obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido (MEB), apreciándose nuevamente la presencia de las fases α proeutectoide y las colonias de perlita.

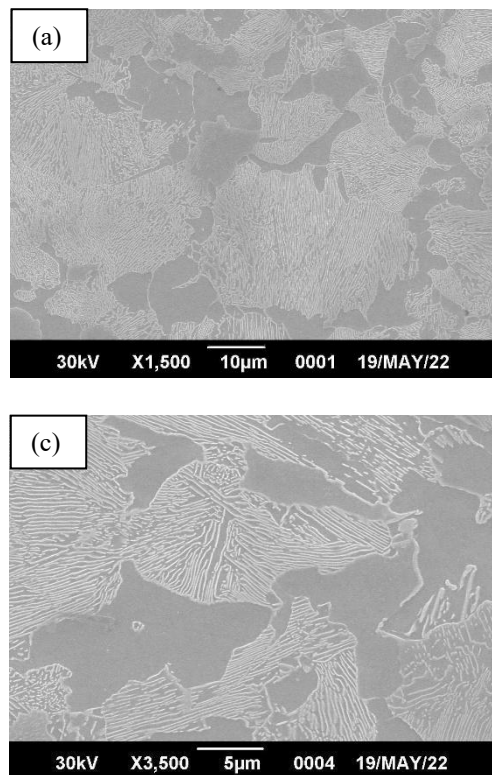


Fig. 3. Micrografías de MEB del acero AISI 1045, visualizando la presencia de las fases α proeutectoide y de las colonias de perlita.

En la Figura 3b se distingue claramente la morfología laminar alternada de las fases ferrita y cementita que forman las colonias perlíticas. En las Figura 4 y 5, se presentan las muestras de acero sometidas al tratamiento subcrítico de esferoidización a 700 °C durante 2 h, 4 h, 8 h, 16 h y 24 h con enfriamiento final en aire. En la misma se observan cambios en la morfología de la ferrita proeutectoide y en la perlita. A su vez, se aprecia como a los tratamientos más cortos (2 h y 4 h) no se observan diferencias microestructurales considerables con respecto a la morfología de las fases y la proporción de las fases.

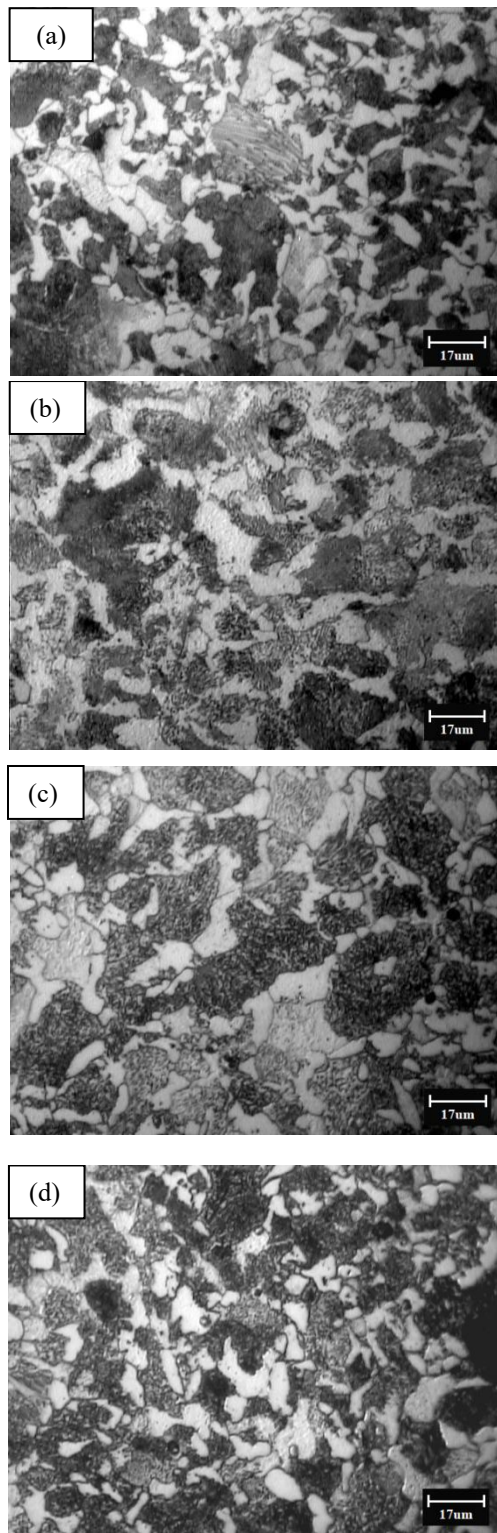


Fig. 4. Micrografías de las muestras tratadas a 700 °C durante (a) Condición inicial (b) 2 h, (c) 4 h, (d) 8 h visualizándose cambios en la morfología de la ferrita proeutectoide y en la perlita normalizada.

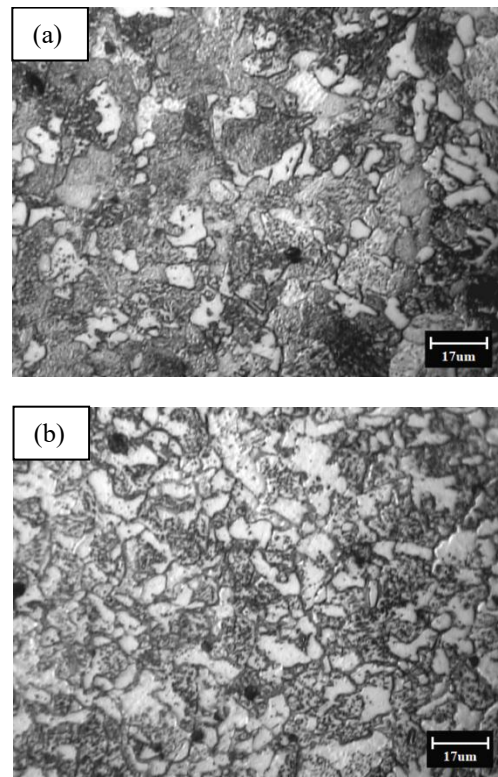


Fig. 5. Micrografías de las muestras tratadas a 700 °C durante (a) 16 h y (b) 24 h, visualizándose cambios en la morfología de la ferrita proeutectoide y en la perlita normalizada.

En la Figura 6 se observan las micrografías obtenidas por MEB de cada una de las muestras tratadas térmicamente a 4 h, 8 h, 16 h y 24 h. A partir de las 4 h de tratamiento térmico se comienzan a observar colonias perlíticas con mayor espaciamiento interlaminar en comparación con la muestra patrón, y cómo las láminas de cementita en la perlita no son completamente continuas y paralelas entre sí. Considerando que la esferoidización de la cementita está gobernada por fractura en las láminas de cementita previo a la coalescencia de las partículas [18], se presume que entre los tratamientos de 4 h y 8 h este microconstituyente se encuentra en un estado transitorio entre una morfología completamente laminar (placas de cementita y ferrita) y una globular (predominantemente ferrítica con glóbulos de cementita).

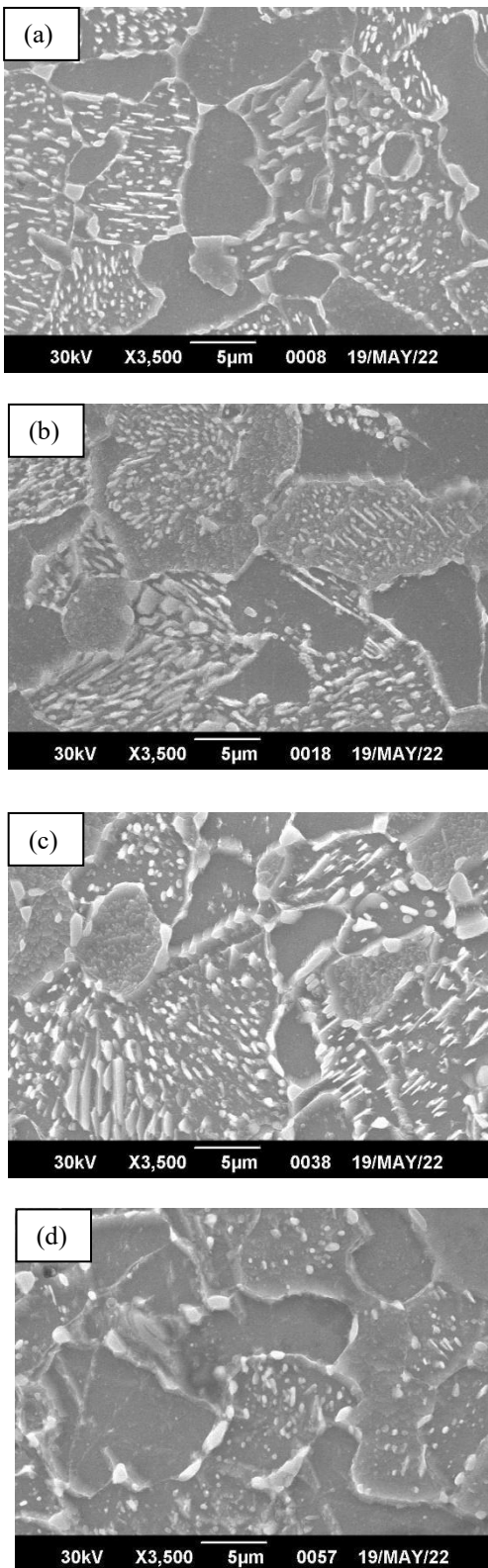


Fig. 6. Micrografías en MEB de las muestras tratadas a 700 °C del acero AISI 1045 durante (a) 4 h, (b) 8 h, (c) 16 h y (d) 24 h.

A 16 h de tratamiento se aprecian las colonias de perlita con láminas fracturadas de cementita y rodeadas en ferrita, y como la microestructura no es uniforme a lo largo del volumen de las muestras.

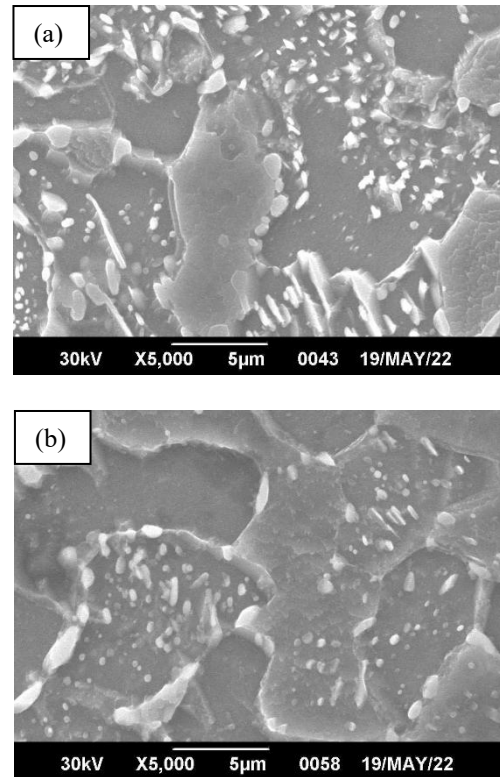


Fig. 7. Micrografías en MEB de las muestras tratadas a 700 °C del acero AISI 1045 durante (a) 16 y (b) 24 h.

Finalmente, en la muestra tratada a 24 h, la ruptura de las láminas de la perlita es tal que se dificulta diferenciar los granos de ferrita proeutectoide, de las zonas donde existía previamente la perlita. También se aprecia el comienzo de la formación de algunas partículas globulares de carburo en los bordes de granos de la ferrita. Así mismo, se observan no solo los carburos globulares dentro de las regiones de la perlita, sino también el crecimiento de partículas de cementita en los bordes de grano ferríticos y en la unión triple de bordes de grano, incluso en la tratada por 4 h. Esto coincide con las observaciones de Caruso y Godet [18], que explican cómo estos carburos crecen a expensas de las láminas de la perlita y su efecto de ancla que impide el crecimiento de los granos de ferrita.

En las Figuras 6 y 7 se puede observar que en el tratamiento de 24 h todavía existen regiones en la perlita con presencia de láminas de cementita, lo que indica que bajo estas condiciones del tratamiento subcrítico no se obtuvo una esferoidización completa. Sin embargo, es posible cuantificar de forma muy aproximada el grado de esferoidización mediante un factor de forma definido por el cociente entre longitud y ancho de las partículas. Los resultados de dicho análisis se observan en la Figura 8. En la misma, se puede observar una clara disminución de la relación largo/ancho de las partículas de carburo, lo que significa que la morfología se vuelve cada vez más esférica. Asociando el factor de forma con el grado de esferoidización de manera inversamente proporcional, se observa que la esferoidización se promueve con el tiempo de tratamiento térmico. Es así como a 4 h de tratamiento se observa un grado de esferoidización 3.6 mayor que el que ocurre a las 24 h, con un especial aumento a partir de las 16 h de tratamiento. Este resultado es coherente con las observaciones a las micrografías registradas tanto por MO como por MEB a lo largo de los tratamientos térmicos.

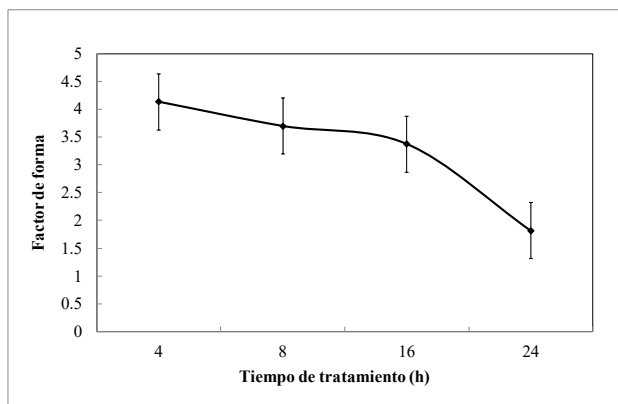


Fig. 8. Evolución del factor de forma de las partículas de cementita en el acero AISI 1045 con respecto al tiempo de tratamiento de esferoidización a 700 °C.

Evaluación Ultrasónica

Mediciones de Velocidad de Onda Longitudinal y Coeficiente de Atenuación

En la Figura 9 se presentan los resultados obtenidos de la velocidad de onda longitudinal en función del tiempo de

tratamiento térmico, para cada una de las frecuencias utilizadas.

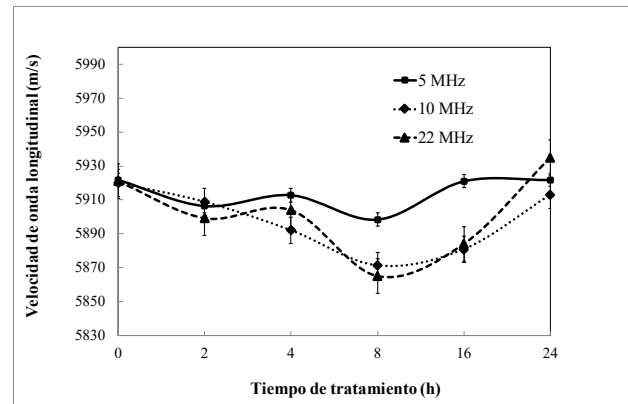


Fig. 9. Velocidad de la onda longitudinal en el acero AISI 1045 en función del tiempo de tratamiento de esferoidización a 700 °C.

Los resultados obtenidos reportan una disminución inicial en la velocidad longitudinal para cada una de las frecuencias hasta 2 h de tratamiento. Este comportamiento podría estar relacionado con la reducción de las tensiones internas mediante los procesos de recuperación que se dan lugar en el material por efecto del tratamiento térmico [19]. Entre 2 h y 4 h de tratamiento, la variación observada con tendencia al incremento obedece el comienzo de la ruptura de las láminas de cementita en las colonias de perlita. Este mayor espaciamiento entre la ferrita y la cementita dentro de las colonias de perlita facilita el paso de la onda a través de los granos de ferrita, y, por lo tanto, genera un aumento significativo de la velocidad en todas las frecuencias.

En cuanto al descenso entre 4 h y 8 h, este podría estar relacionado con el cambio que se genera en la morfología de la perlita en este periodo de tiempo, promoviendo una alta resistencia al paso de la onda ultrasónica, y, por lo tanto, una disminución de la velocidad, tal como ha sido reportado por Freitas et al. y Gür et al. [20,21]. Por otro lado, el incremento que se observa a partir de las 8 h de tratamiento obedece principalmente al incremento de la continuidad de la fase ferrita. Esto corrobora lo reportado por diversos estudios en este tipo de aceros, principalmente los ferríticos [22,23], donde la propagación de las ondas ultrasónicas aumenta a medida que disminuye la dureza del

material [14,21,24]. Es así como el continuo aumento de la extensión de la matriz ferrítica genera un aumento de la velocidad ultrasónica longitudinal debido a que presenta menor resistencia al paso de la onda ultrasónica. Alrededor de las 8 h de tratamiento se evidencia un cambio en el comportamiento de la velocidad. Hasta ese momento, la condición que predomina la propagación de las ondas ultrasónicas es la presencia de perlita y el poco distanciamiento interlaminar de dicho microconstituyente, lo que disminuye la velocidad longitudinal. A tiempos mayores de 8 h de tratamiento térmico, las condiciones que parece predominar es la del aumento de la continuidad de la fase ferrítica en las colonias de perlita y el espaciamiento entre los glóbulos y láminas restantes de cementita, lo que presenta menor resistencia a la propagación de las ondas ultrasónicas.

Por otro lado, el coeficiente de atenuación es un parámetro ultrasónico que permite cuantificar las pérdidas de energía que sufre la señal ultrasónica debido a los mecanismos de dispersión, difracción y absorción en los metales, y se traducen en lecturas distorsionadas o enrarecidas [5,24].

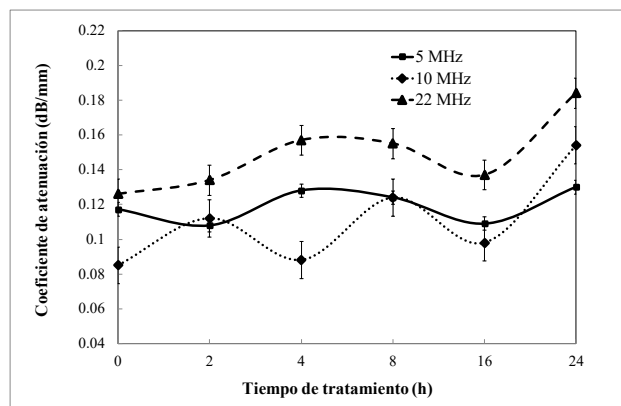


Fig. 10. Coeficiente de atenuación en el acero AISI 1045 en función del tiempo de tratamiento de esferoidización a 700 °C.

La Figura 10 presenta los valores obtenidos del coeficiente de atenuación en función del tiempo de tratamiento en las muestras tratadas térmicamente a 700 °C.

La atenuación se refiere a las pérdidas de energía sufridas por el paso de la onda a través del medio, las principales pérdidas ocurren por dispersión y absorción. La atenuación

por dispersión responde a que ningún material es completamente homogéneo, y depende de la longitud y frecuencia de onda, densidad de dislocaciones y el tamaño del grano. A su vez, las pérdidas por absorción son las asociadas a la conversión de la energía en calor, así que aumenta cuando se presentan fricciones internas, histéresis magnética y elástica o conducción [5,24,25]. En general se aprecia una tendencia al incremento con el tiempo de tratamiento. Los valores del coeficiente de atenuación de las muestras estudiadas oscilan entre 0.085 dB/mm y 0.184 dB/mm. Inicialmente, se aprecia una menor atenuación de la señal en la martensita en comparación a la perlita (0.125 ± 0.007 dB/mm). Esto obedece a que la transformación a martensita genera una elevada distorsión reticular y una alta densidad de dislocaciones; y, por lo tanto, un aumento en la isotropía elástica del material, generando así muchas más pérdidas por absorción y menos por dispersión por lo que decrece el coeficiente de atenuación. Esto corrobora lo reportado por Gur et al. [21]. Por su parte, el incremento observado en todas las frecuencias podría estar relacionado con el aumento de la ductilidad en el material, y que en este acero se debe principalmente a la disminución de la uniformidad en las láminas de la perlita y a la esferoidización de la cementita. Esta ductilidad aumenta la capacidad de atenuación por cuanto el material es capaz de absorber mayor energía por efecto de la dispersión de la señal, tal y como fue evidenciado por Prasad et al. [23].

De esta forma, los resultados obtenidos confirman que la atenuación aumenta a medida que aumenta la distorsión en la morfología de la perlita, ya que la dispersión generada por las colonias de perlita en un acero eutectoide es mucho mayor que la generada por la presencia de ferrita, tal y como ha sido reportado por Ahn et al. [26].

Espectroscopía Ultrasónica

La Figura 11 visualiza los espectros de densidad de potencia obtenidos con cada uno de los palpadores. Estos espectros describen la energía asociada de un pulso

particular en contenidos de frecuencia y la forma de estos se asocia a los fenómenos de atenuación por absorción (altura) y a los de dispersión por efecto del tipo de microestructura (ancho de banda) [27].

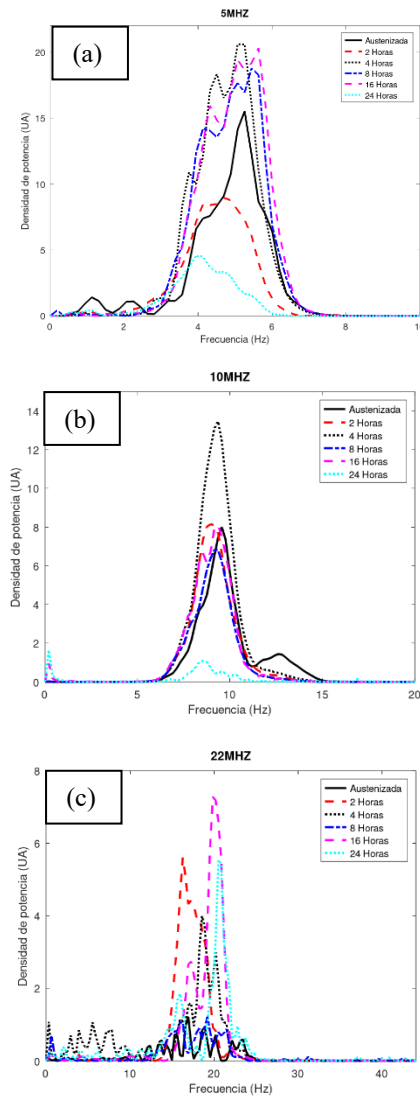


Fig. 11. Espectro de potencia de las muestras de acero AISI 1045 tratadas a 700°C.

a) 5 MHz. b) 10 MHz. c) 22 MHz.

En general, en la figura se observa la forma y distribución de los espectros de potencia, apreciándose espectros con una forma regular que se mantiene a medida que se aumenta el tiempo de tratamiento. Por otro lado, se observa en cada uno de ellos un aumento de las pérdidas por absorción a medida que aumenta el tiempo de tratamiento térmico, y a su vez con el grado de esferoidización. En

general, utilizando los transductores de 5 MHz y 10 MHz, los espectros se visualizan con una simetría que se mantiene a medida que aumenta el tiempo de tratamiento. No obstante, con el palpador de 22 MHz los espectros presentan formas muy irregulares, cuyo ancho de banda varía de manera significativa, dependiendo del tipo microestructura en el material. Asimismo, se observan desdoblamientos a bajas frecuencias en las muestras de 2 h y 4 h de tratamiento, ampliando la distribución de máximos y formas en las curvas. Este tipo de comportamiento sugiere un incremento de las pérdidas por mecanismos de dispersión cuando se utiliza esta frecuencia, debido posiblemente a la alta sensibilidad del mismo. Este aumento de la dispersión con la frecuencia del transductor confirma también lo observado por Hsia y Chou, en estudios realizados en aceros de medio carbono templado por medio de técnicas ultrasónicas [28]. A medida que aumenta la atenuación de los espectros se considera que existen mayores pérdidas energéticas en la transmisión de onda. Es así como las señales provenientes de las muestras tratadas por 16 y 24 h son las que reportan mayores pérdidas, que puede asociarse a la ruptura generalizada e irregular de las láminas de perlita de las muestras. Por otro lado, los resultados obtenidos con el palpador de 5 MHz revelan un aumento de las pérdidas por absorción, principalmente a 2 h y 24 h. Esta tendencia corrobora el efecto de los cambios microestructurales en el comportamiento de cada uno de los espectros. A 2 h de tratamiento se reducen las tensiones internas mediante los procesos de recuperación producto del tratamiento térmico [29], y a 24 h podría asociarse a la ruptura generalizada e irregular de las láminas de perlita de las muestras. Por su parte, utilizando el palpador de 10 MHz se confirma un incremento de las pérdidas por absorción en la muestra tratada por 24 h, así como también en las austenizadas y tratadas por 2 h, 4 h y 8 h, posiblemente debido a la mayor sensibilidad de este palpador en la detección de los cambios microestructurales que se dan por efecto del tratamiento térmico. Es así como en el presente estudio se confirma el

hecho de que las transformaciones de fase incrementan significativamente el efecto de pérdidas por absorción, superando así los efectos por dispersión.

Con el propósito de obtener información cuantitativa sobre el comportamiento de los espectros ultrasónicos, se calculó el área bajo la curva de los espectros de potencia obtenidos con cada transductor. El área representa una aproximación de la energía total transmitida en un rango de frecuencias, y considera las contribuciones de las pérdidas de energía por efecto de los fenómenos de atenuación de las ondas ultrasónicas. Una menor área indica un incremento de las pérdidas energéticas por dispersión y absorción [30,31,32].

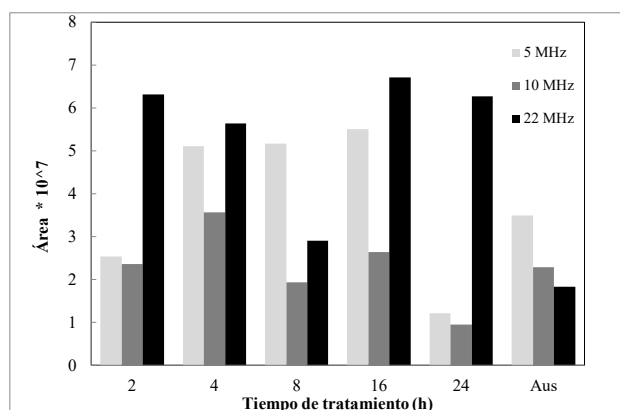


Fig. 12. Área bajo la curva de los espectros de potencia de las muestras tratadas térmicamente a 700 °C en función del tiempo.

Tal como se observa en la Figura 12, utilizando los transductores de 5 MHz y 10 MHz, las mayores pérdidas energéticas se registran a 24 h de tratamiento térmico. Esto puede asociarse a la menor uniformidad en la microestructura a ese tiempo de tratamiento por efecto del alto grado de esferoidización, lo que coincide con el incremento observado por el coeficiente de atenuación. También se observa como a 2 h de tratamiento hay una pérdida importante de energía en comparación con la muestra en estado de entrega, posiblemente asociada a los fenómenos de recuperación en el material por efecto del tratamiento térmico, así como también a la alta dispersión que se genera por la presencia de las fases ferrita y perlita. Por su parte, el transductor de 10 MHz no solo revela las mayores pérdidas a 2 h y 24 h, sino también a las 8 h de

tratamiento. Este incremento, que se visualiza a través de este palpador, podría deberse a los cambios microestructurales que se dan lugar debido al estado transitorio de la morfología de la cementita en la perlita, de un estado laminar a uno globulizado, así como también por el aumento de la uniformidad de la fase ferrítica. Esta frecuencia de inspección ofrece una tendencia al aumento en las pérdidas de energía con el grado de esferoidización, comportamiento que no se aprecia a 5 MHz y 22 MHz. En el caso del transductor de 22 MHz, la mayor pérdida de energía es la observada para la muestra templada en agua a temperatura ambiente, asociada a la alta atenuación en la transmisión de ondas causada por la microestructura martensítica debido a mecanismos de absorción. En general, la tendencia de datos a esta frecuencia es prácticamente la opuesta a la observada en los otros transductores, lo que afirma la idea de que la dispersión es mucho mayor al usar este transductor en la caracterización de acero AISI 1045 esferoidizado.

Por otro lado, en la Figura 13 se presentan los valores del coeficiente de dispersión para cada una de las muestras tratadas térmicamente. Los resultados obtenidos reportan un comportamiento dispersivo generalizado para cada uno de los palpadores utilizados. A 5 MHz se registran mayores pérdidas por dispersión en la muestra normalizada y utilizando los palpadores de 10 MHz y 22 MHz las mayores pérdidas ocurren a las 4 h de tratamiento de esferoidización. Este incremento de las pérdidas por dispersión a las 4 h de tratamiento térmico se debe principalmente a los cambios en la morfología de la perlita, apreciándose colonias de perlita con mayor espaciamiento interlaminar en comparación con la muestra normalizada, lo que incrementa las pérdidas por este tipo de mecanismo

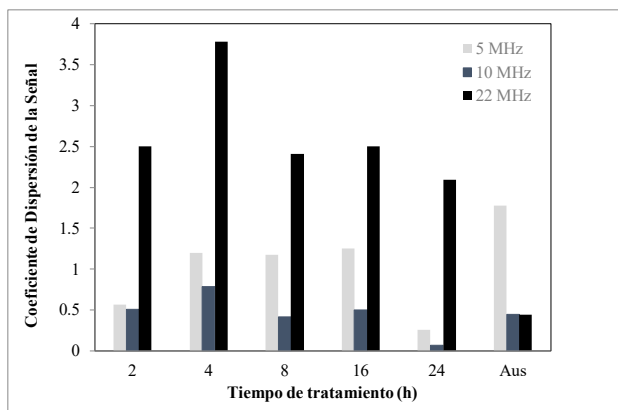


Fig. 13. Dispersión estadística de las señales provenientes de cada una de las muestras tratadas térmicamente a 700 °C en función del tiempo.

Por otra parte, los datos de dispersión obtenidos utilizando el palpador de 10 MHz tienen la misma tendencia a los asociados por pérdida de energía, lo que hace que el uso de este transductor parezca ser el que registra más apropiadamente la condición microestructural del acero AISI 1045. La amplia distribución en la dispersión de datos es un indicativo de que el mecanismo de atenuación por dispersión, es el que predomina en el estudio de este acero. Esto se debe a los cambios microestructurales sufridos en cada una de las muestras por efecto del tratamiento térmico de esferoidización, corroborando así las observaciones obtenidas a través del análisis metalográfico y por ultrasonido convencional.

CONCLUSIONES

Los estudios realizados en el acero AISI 1045 revelan que durante el tratamiento de 24 h a 700 °C todavía existen regiones en la perlita con presencia de láminas de cementita, lo que indica que bajo estas condiciones del tratamiento subcrítico no se obtuvo una esferoidización completa. Sin embargo, fue posible cuantificar de forma muy aproximada el grado de esferoidización mediante un factor de forma definido por el cociente entre longitud y ancho de las partículas. En lo que respecta a la evaluación ultrasónica, los resultados revelaron una tendencia a la disminución de la onda longitudinal a tiempos cortos de tratamiento térmico a 700 °C por efecto del movimiento de dislocaciones y efectos de recuperación microestructural. Así mismo, se apreció una disminución de la velocidad

longitudinal durante el estado transitorio entre una cementita de morfología laminar a una globulizada, y una tendencia al aumento de la velocidad de onda longitudinal a medida que la fase ferrita se vuelve más continua en las colonias de perlita por efecto del tratamiento térmico a 700 °C. Por otro lado, el incremento observado en el coeficiente de atenuación en todas las frecuencias utilizadas podría estar relacionado con la disminución de la uniformidad en las láminas de la perlita como consecuencia de las primeras etapas de esferoidización de la cementita. En cuanto a los resultados por ultrasonido no convencional, los espectros de potencia obtenidos en cada una de las muestras revelan una distribución compleja, sin presentar una tendencia clara en las pérdidas de energía. No obstante, se confirma el hecho de que los cambios morfológicos de las fases incrementan significativamente el efecto de pérdidas por absorción, superando así los efectos por dispersión. Es así como se aprecia que la muestra sometida al tratamiento térmico de esferoidización por 24 h, registra la mayor pérdida de energía a todas las frecuencias de inspección, posiblemente por los altos niveles de absorción de la ferrita y a la dispersión ocasionada por el choque del haz ultrasónico con los glóbulos de cementita. No obstante, todas las muestras exponen un comportamiento dispersivo generalizado, producto principalmente por la morfología de la cementita en la perlita.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen al Laboratorio E de la Universidad Simón Bolívar y en especial al personal adscrito a los Laboratorios de Microscopía Electrónica, Materiales y Procesos Metalmeccánicos.

REFERENCIAS

- [1] Daramola O., Adewuyi B., Oladele I. (2010) "Effects of Heat Treatment on the Mechanical Properties of Rolled Medium Carbon Steel" *JMMCE* 9(8): 693-708.
<http://dx.doi.org/10.4236/jmmce.2010.98050>.

- [2] Electric Power Research Institute. (2007). “*Carbon Steel Handbook*” Final Report. pp 18. https://www.uobabylon.edu.iq/eprints/publication_12_18692_70.pdf
- [3] Bolaños F., Caicedo J., Alfonso C. Santeliz A. Porrello A. (2018) “Evaluación del comportamiento mecánico de un acero AISI1045 sometido a tratamientos térmicos” *Revista Ingeniería UC* 25(1): 99-107. <https://www.redalyc.org/articulo.oa?id=70757668013>
- [4] Chojnowski E., Tegart W. (1968) “Accelerated Spheroidization of Pearlite”. *Met. Sci. J.*, 2(1):14-18. <https://doi.org/10.1179/030634568790443585>
- [5] Raj B., Jayakumar T., Thavasimuthu M. (2007) “*Practical Non-Destructive Testing*” Narosa Publishing House, pp 93-97, 100-103, 110, 111.
- [6] Harisha S., Sharma S., & Kini U. (2017) “Spheroidize Annealing and Mechanical Property Evaluation of AISI 1040 Steel” *MSF* 909: 3-8. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.909.3>
- [7] O’Brien J., Hosford W. (1997) “Spheroidization of medium-carbon steels” *J. Mater. Eng. Preform*, 6(1): 69-72. <https://doi.org/10.1007/s11665-997-0034-z>
- [8] Soleimani M., Mirzadeh H., Dehghanian C. (2021) “Effects of spheroidization heat treatment and intercritical annealing on mechanical properties and corrosion resistance of medium carbon dual phase steel” *Mater. Chem. Phys.* 257: 123721. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2020.123721>
- [9] Alcántara V. (2021) “Spheroidized Heat Treatment and its Effect on Machinability in Medium Carbon Steels” *IOSR IOSR J. Mech.Civ.Eng.* 26(6): 52-70.
- [10] Rodríguez E., Rivas A., Suárez M., González W. (2021) “Caracterización de un acero inoxidable dúplex SAF 2205 tratado térmicamente a 475 °C utilizando técnicas ultrasónicas y electroquímicas” *Acta Microsc* 30(2): 92-103.
- [11] Medina N., Rodríguez E., Stella J. (2011) “Caracterización microestructural de la precipitación y disolución de la Fase Sigma en el acero SAF 2507” *Rev. Fac. de Ing.* 26(4):45–53.
- [12] Hakan C., Orkun T., (2005) “Characterization of microstructural phases of steels by sound velocity measurement” *Materials Charact.* 55:160-166. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2005.05.002>
- [13] El Rayes M., El-Danaf E., Almajid A. (2015) “Ultrasonic characterization of heat-treatment effects on SAE-1040 and 4340 steels”. *J. Mater. Process. Technol.* 216:188-198. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.09.005>
- [14] Lin L., Li X., Tan J. (2004) “Comparison among Ultrasonic Velocity, Attenuation and Power Spectra of Different Heat Treatment Transformation Products in 38CrMoAl Steel” *Key Eng. Mater.* 270-273:346-352. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/kem.270-273.346>
- [15] ASTM E3-01 (2017) "Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens", Vol. 03.01, U.S.A.
- [16] E407-07 (2016) "Standard Practice for Microetching Metals and Alloys", Vol. 03.01, U.S.A.
- [17] Rodríguez E., Stella J., Ruiz A., Fargas G., & Mateo, A. (2011) “Characterization of Microstructural Changes in a Duplex Stainless Steel Using Spectral Analysis and Conventional Ultrasonic Techniques” *Mater.Test.*, 53(9):564-571. <https://doi.org/10.3139/120.110264>
- [18] Caruso M., Godet S. (2010) “Microstructural Evolution during Spheroidization Annealing of Eutectoid Steel: Effect of Interlamellar Spacing and Cold Working” *Adv. Mater. Res.* 89: 79-84. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/amr.89-91.79>
- [19] Ray B., Prusty R., & Nayak D. (2020). “*Phase transformations and heat treatments of steels*” Taylor & Francis Group, LLC, pp. 106, 147, 152.
- [20] Araujo V., Albuquerque H., Macedo E., Almeida A., Tavares J. (2010) “Nondestructive characterization of microstructures and determination of elastic properties in

plain carbon steel using ultrasonic measurements”, *Mater. Sci. Eng. A* 527(16–17): 4431-4437. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.03.090>

[21] Gür, C. (2004). “Investigating the microstructure-ultrasonic property relationships in steel”. 16th World Conference on NDT - 2004 - Montreal (Canada). <https://www.ndt.net/?id=2292>

[22] Rajkumar K.V., Kumar A., Vaidyanathan S., Jayakumar T., Raj B., Ray K. (2004). “Nondestructive characterization of thermal ageing behavior at 753 K in M250 Maraging Steel”. International Symposium of Research Students on Materials Science and Engineering, Chennai India, 20-22.

[23] Prasad R., Kumar S. (1994) “Study of the influence of deformation and thermal treatment on the ultrasonic behavior of steel” *J. Mater. Process. Technol.* 42:51-59. [https://doi.org/10.1016/0924-0136\(94\)90074-4](https://doi.org/10.1016/0924-0136(94)90074-4).

[24] Gür C., Keleş Y. (2003) “Ultrasonic characterization of hot-rolled and heat-treated plain carbon steels” *Insight: Non-Destr. Test. Cond.* 45(9):615-620. <https://doi.org/10.1784/insi.45.9.615.52936>

[25] Nanekar P., Shah B. (2003) “Characterization of Material Properties by Ultrasonics” *BARC Newsletter* 249:25-38

[26] Ahn B., Lee S. (2000) “Effect of microstructure of low carbon steels on ultrasonic attenuation” *IEEE Trans Ultrason Ferroelectr Freq Control* 47(3):620-629.

[27] Cheeke, J.D. (2002) “*Fundamentals and applications of Ultrasonic Waves*” CRC Press LLC, Boca Raton, Florida, pp.15-38.

[28] Hsia, S., Chou, Y. (2015) “Assessing the Hardness of Quenched Medium Steel Using an Ultrasonic Nondestructive Method” *Adv. Mater. Sci. Eng.* 1-8.

[29] Ray B., Prusty R., Nayak D. (2020) “Phase transformations and heat treatments of steels” Taylor & Francis Group, LLC, pp. 106, 147, 152.

[30] Kumar A., Jayakumar T., Raj B. (2000) “Ultrasonic spectral analysis for microstructural characterization of

austenitic and ferritic steels” *Philos. Mag. A* 80(11): 2469-2487. <https://doi.org/10.1080/01418610008216486>

[31] Padzi M., Abdullah S., Nuawi M., Beden S., & Nopiah Z. (2014). “Evaluating ultrasound signals of carbon steel fatigue testing using signal analysis approaches” *J. Cent. South Univ.*, 21(1): 232-241.

<https://doi.org/10.1007/s11771-014-1934-3>

[32] Carrillo, D. (2018) “Caracterización de aceros de bajo carbono mediante técnicas ultrasónicas”, Universidad Simón Bolívar, Coordinación de Ingeniería de Materiales, Decanato de Estudios Profesionales.