

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. Ultrasonic evaluation exhibited a decrease in the longitudinal wave velocity in the transient state of change of pearlite morphology. Also, an increase in 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 with the microstructural changes of the material caused by the heat treatment. On the other hand, the spectral analysis suggests higher energy loss with longer treatment times due to the phenomena of ultrasonic wave attenuation by scattering, 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 con 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 y un incremento 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 mismo. Por su parte, el análisis espectral sugiere mayores pérdidas energéticas a mayores tiempos de tratamiento, lo que obedece a los fenómenos de atenuación por 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 son usados en las industrias del transporte, maquinaria y de construcción siempre y cuando sean tratados térmicamente de forma adecuada, ya que la aplicación de estos modifica las propiedades mecánicas del acero tales como su resistencia al desgaste, tenacidad y resistencia mecánica [1,2,3]. Estas características hacen que el acero al carbono sea ampliamente utilizado 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 cambios 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 para reblandecer el acero y facilitar los procesos de mecanizado, pero también puede ocurrir de forma espontánea comprometiendo la integridad de estructuras y causando pérdidas económicas o humanas. Estudios recientes han considerado el efecto de los tratamientos térmicos, en particular del recocido en la obtención de una microestructura esferoidizada. La temperatura a la cual

debe realizarse define la cinética de esferoidización. Harisha et al. [5] evaluaron muestras de acero AISI 1040 con una microestructura inicial perlítica, sometidas a tratamientos térmicos de recocido subcrítico e intercrítico luego de 4 h y 12 h de mantenimiento. El análisis por microscopía electrónica de barrido (MEB) reveló que con la aplicación del recocido subcrítico se favorece en mayor grado la esferoidización de la cementita con respecto al tratamiento intercrítico. Este comportamiento concuerda con lo reportado por O'Brien et al. [6], quienes observaron similares resultados en aceros AISI 4037 y AISI 1541. Otros estudios se han enfocado en correlacionar el efecto de estos tratamientos térmicos con las propiedades mecánicas del acero. Tal es el caso de Soleimani et al. [7] quienes analizaron 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. Sus estudios señalaron que el grado de esferoidización aumenta en función del tiempo, incrementando así la ductilidad y la resistencia a la corrosión. Por otra parte, Alcántara [8] analizó la influencia de la esferoidización en la maquinabilidad de aceros AISI 1040 y AISI 1050. En su estudio, destacó que una esferoidización parcial lograda mediante un tratamiento térmico de dos etapas, incrementa la vida útil de la herramienta de corte, confirmando que la caracterización del grado de esferoidización es clave para optimizar la aplicación industrial de estas aleaciones. Todos estos estudios han involucrado el uso de técnicas de caracterización destructivas. La aplicación de técnicas de ensayos no destructivos (END), representa una opción apropiada en la detección y evaluación de defectología bien sea superficial e interna que se generan por diferentes mecanismos de degradación o condiciones de servicio [9]. No obstante, las características microestructurales del material afectan la respuesta ultrasónica y con ello los resultados obtenidos de la evaluación, dificultando la detección exacta de discontinuidades. Por esta razón, la determinación y cuantificación de parámetros ultrasónicos, como lo son la velocidad de la onda y el coeficiente de atenuación, además del análisis espectral de las señales obtenidas en dominio de frecuencia representan una herramienta útil en la evaluación de aceros [10,11,12]. Diversos estudios han considerado el uso de técnicas convencionales y no convencionales ultrasónicas en la evaluación microestructural de aceros. Es así como Trocoli et al. [12], y Rodríguez et al. [13,14], caracterizaron aceros inoxidables dúplex 2205 utilizando técnicas ultrasónicas, 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 los cambios microestructurales y la precipitación de fases intermetálicas, además de un aumento de la velocidad a medida que aumenta el tiempo de envejecimiento, el cual promueve principalmente la precipitación de fases intermetálicas. Por su parte, Hakan y Tuncer [15] 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. Los autores reportaron una menor velocidad en la martensita que en la ferrita-perlita gruesa, fenómeno asociado a la alta distorsión de la red tetragonal y al aumento de la anisotropía elástica del grano. En el caso de la estructura ferrítico-perlítica, el incremento de velocidad se debió al espaciamiento interlamelar y a las dimensiones y proporción de la ferrita. Tales investigaciones respaldan la efectividad del ultrasonido como herramienta de caracterización complementaria y no destructiva en aleaciones ferrosas sometidas a tratamiento térmico.

En el presente trabajo se evaluaron muestras de acero de medio carbono AISI 1045, tratadas térmicamente a 700 °C durante distintos tiempos de mantenimiento para inducir el fenómeno de esferoidización de la cementita, las cuales se analizaron mediante técnicas ultrasónicas convencionales y no convencionales. El objetivo fue correlacionar la microestructura de cada condición con las señales ultrasónicas obtenidas, estableciendo tendencias de comportamiento que permitan inferir el estado microestructural del material. Este enfoque incrementa la confiabilidad de las inspecciones por ultrasonido, elevando la confiabilidad de las evaluaciones para prevenir fallas catastróficas y respaldar los modelos de estimación de vida remanente y monitoreo en servicio [16].

MATERIALES Y MÉTODOS

El material bajo estudio es un acero comercial AISI 1045 en forma de barra cilíndrica maciza de 22 mm de diámetro, del cual se cortaron doce (12) muestras cilíndricas con una altura de 20 mm cada una. La composición química nominal fue suministrada por el proveedor del acero se presenta en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición química del acero AISI 1045 (% en peso).

C	P	S	Si	Mn
0,43-0,55	≤0,04	≤0,05	0,15-0,40	0,60-0,90

Las doce (12) muestras se sometieron a un tratamiento térmico a 850 °C por 1 h. De este grupo once (11) se enfriaron al aire (normalizado) y una (1) al agua (temple). Posteriormente, a diez (10) de las muestras enfriadas en aire se le realizó un tratamiento térmico de esferoidización, 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. Por cada periodo de tiempo se consideraron dos (2) muestras. La muestra normalizada restante fue empleada para evaluar la microestructura inicial. Todas las muestras estudiadas fueron mecanizadas a fin de garantizar paralelismo entre las dos caras y preparadas metalográficamente de acuerdo con la norma ASTM E3-01 [17], hasta lograr una superficie especular. Para el ataque químico de una de las caras 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 [18]. 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. Por otro lado, utilizando las micrografías obtenidas por MEB a 1500X se calculó un indicador del factor de forma (F) que permitió estimar el grado de esferoidización para cada tiempo de mantenimiento a 700 °C. Dicho factor F fue calculado como una relación longitud/anchura de las partículas, cuyo valor se relaciona con el cambio morfológico de la cementita desde una forma laminar a una esférica. A medida que F se acerca a la unidad, las partículas observadas de cementita presentan una morfología más esférica y el grado de esferoidización se considera mayor [6,8]. El factor F fue calculado utilizando el software de análisis de imágenes ImageJ. En total se hicieron diez (10) mediciones aleatorias para cada una de las micrografías, reportando el promedio de las mediciones. Adicionalmente se realizaron mediciones de microdureza Vickers empleado un equipo Buehler modelo 1104. Se tomaron 5 mediciones aleatorias en cada una de las muestras de acero para luego reportar su respectivo valor promedio.

La evaluación ultrasónica por contacto directo se llevó a cabo de acuerdo con lo descrito en la norma ASTM E114 – 10 [19], utilizando un detector de fallas Krautkramer USN-59L y transductores de 0,25” de haz normal y frecuencias de 5, 10 y 22 MHz. Las mediciones se relacionaron considerando la cara frontal de las muestras en condición de pulido, haciendo incidir el haz ultrasónico en dirección paralela al eje de cada una de ellas. Por otra parte, se diseñó un sistema mecánico a fin de aplicar sobre el palpador una carga constante, para evitar las posibles variaciones en la amplitud de la señal. Con el fin de eliminar la capa de aire que se pudiera formar entre el transductor y la superficie de las muestras de acero, se utilizó petrolato 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 utilizando la función “Autocal” del equipo, 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 ello se calculó el coeficiente de atenuación (α), mediante la ecuación 1, en el cual P_o y P son las presiones acústicas inicial y final, respectivamente correspondientes en este caso a las amplitudes A_o y A_i del primero y segundo pico y L la longitud en mm equivalente a dos veces el espesor de la muestra [20].

$$\alpha \left[\frac{dB}{mm} \right] = \frac{20}{L} \log \frac{P_o}{P} \quad \text{Ec. 1}$$

Los valores reportados son un promedio de cinco (5) mediciones tomadas en diferentes puntos de la superficie de cada muestra, con cada uno de los tres transductores utilizados.

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 periodo 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 A-scan, el acondicionamiento primario consistió en remover la componente de corriente continua (DC), normalizar la amplitud y promediar las repeticiones por muestra para atenuar el ruido aleatorio. El perfil promedio obtenido fue transformado al dominio de la frecuencia mediante la Transformada Rápida de Fourier (FFT), empleando *zero-padding* a la siguiente potencia de dos. Posteriormente, se extrajo el espectro unilateral de densidad de potencia para construir el eje de frecuencias y determinar los picos espectrales dominantes mediante la localización computacional de máximos locales [21]. Utilizando el método de los trapecios, mostrado en la ecuación 2, se pudo cuantificar el área bajo la curva de los espectros, que representa una medida de la energía total.

$$\text{Área} = \frac{b-a}{n} \left[\frac{f(a)+f(b)}{2} + \sum_{k=1}^{n-1} f \left(a + k \left(\frac{b-a}{n} \right) \right) \right] \quad \text{Ec. 2}$$

En la ecuación 2, b y a son los límites de frecuencia final e inicial respectivamente, f es la función que describe al espectro, k es el número de muestra y n es la suma de todas las muestras.

Posteriormente, se realizó un análisis estadístico sobre el espectro de frecuencia obtenido, evaluando el segundo momento central, representado en la ecuación 3, respecto a la frecuencia de resonancia del transductor. Esta métrica, equivalente a la varianza espectral, cuantifica el grado de dispersión o ensanchamiento en frecuencia de la energía ultrasónica respecto al pico de resonancia principal, funcionando como un indicador de la respuesta en ancho de banda y la degradación del pulso por atenuación en el material. Donde σ_f^2 representa el segundo momento central (varianza espectral), f_k es la frecuencia en el índice discreto k , μ_f denota la frecuencia de resonancia del transductor tomada como media estadística, y $S_n(f_k)$ representa la densidad espectral de potencia normalizada.

$$\sigma_f^2 = \sum_k (f_k - \mu_f)^2 \cdot S_n(f_k) \text{ Ec. 3}$$

La Figura 1 visualiza el esquema experimental llevado a cabo en el estudio.

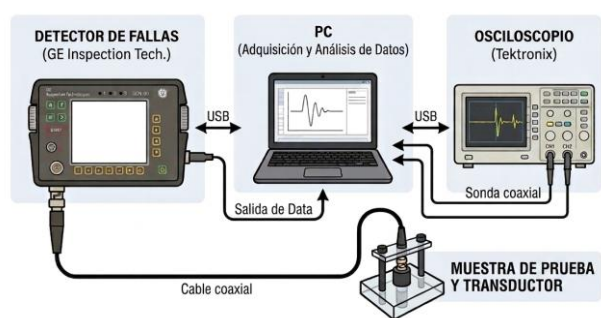


Fig. 1. Esquema experimental durante la evaluación ultrasónica

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Análisis Microestructural

En la Figura 2a 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 observa 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). Los granos de ferrita α 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 estructura laminar de ferrita y cementita dentro de la perlita no se logra resolver aún a magnificaciones de 1000X del microscopio óptico (MO), tal como se aprecia en la Figura 2b, lo que sugiere la presencia de perlita fina en la microestructura del material en condiciones de normalizado. La fracción de área determinada mediante metalografía óptica cuantitativa reporta un $37,8 \pm 9\%$ de ferrita proeutectoide y un $62,20 \pm 9\%$ de perlita. El % de

ferrita proeutectoide bajo esta condición de normalizado se encuentra 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 fina. En la Figura 3b se distingue claramente la morfología laminar alternada de las fases ferrita y cementita que forman las colonias perlíticas.

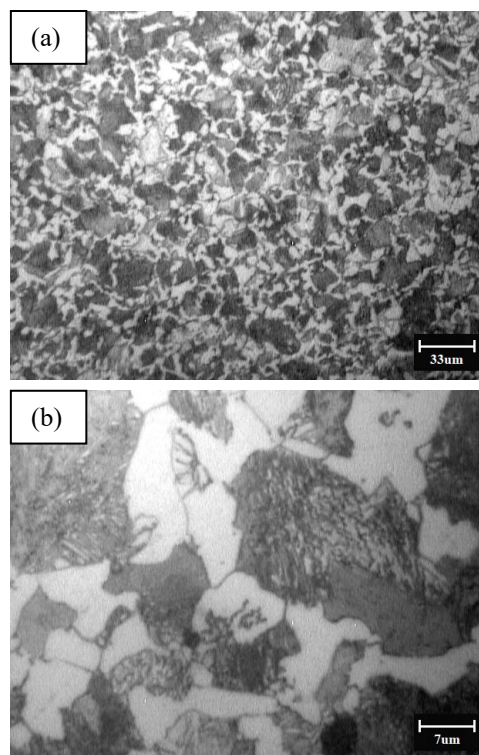


Fig. 2. Micrografías en MO del acero AISI 1045 normalizado, visualizando las colonias de perlita fina en una matriz de ferrita proeutectoide. (a) 200X (b) 1000X

A fin de comprobar la austenización total durante el tratamiento de normalizado, una de las muestras tratadas a 850°C por 1 h se enfrió en agua hasta temperatura ambiente (temple). La microestructura resultó ser totalmente martensítica como se visualiza en la Figura 4. Este resultado permitió confirmar que 850°C se encuentra por encima de la temperatura crítica superior A_3 , ya que se produjo la austenización total del acero previo al temple. Por consiguiente, las diez (10) muestras restantes que fueron enfriadas en aire desde 850°C presentaran una microestructura similar a las mostradas en las Figuras 2 y 3, definiéndose así la microestructura inicial del acero antes de llevar a cabo el tratamiento de esferoidización subsiguiente a 700 °C.

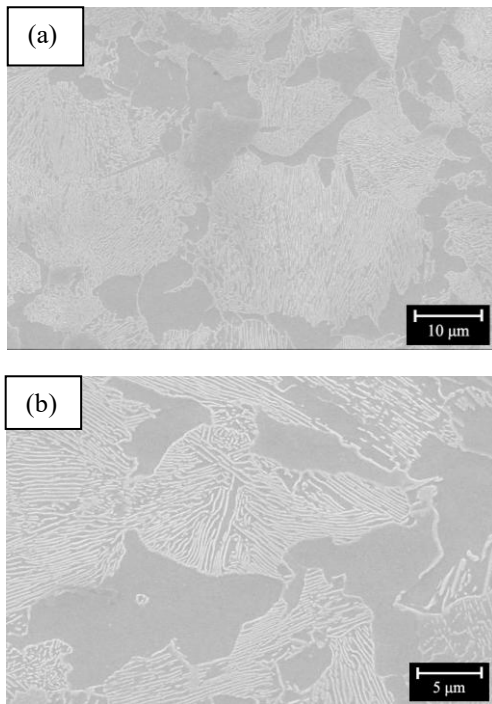


Fig. 3. Micrografías de MEB del acero AISI 1045, visualizando la presencia de las fases α proeutectoide y de las colonias de perlita (a) 1500X (b) 3500X

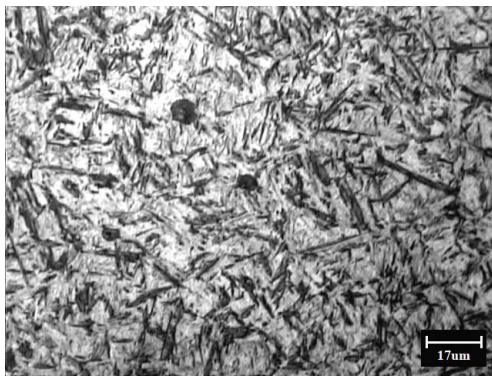


Fig.4. Micrografía en MO del acero AISI 1045 austenizado a 850 °C durante 1 h y templado en agua a temperatura ambiente 400X.

En las Figuras 5 y 6, se presentan los resultados por MO de 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 distinguen diferencias microestructurales considerables con respecto a la morfología y a la proporción de las fases.

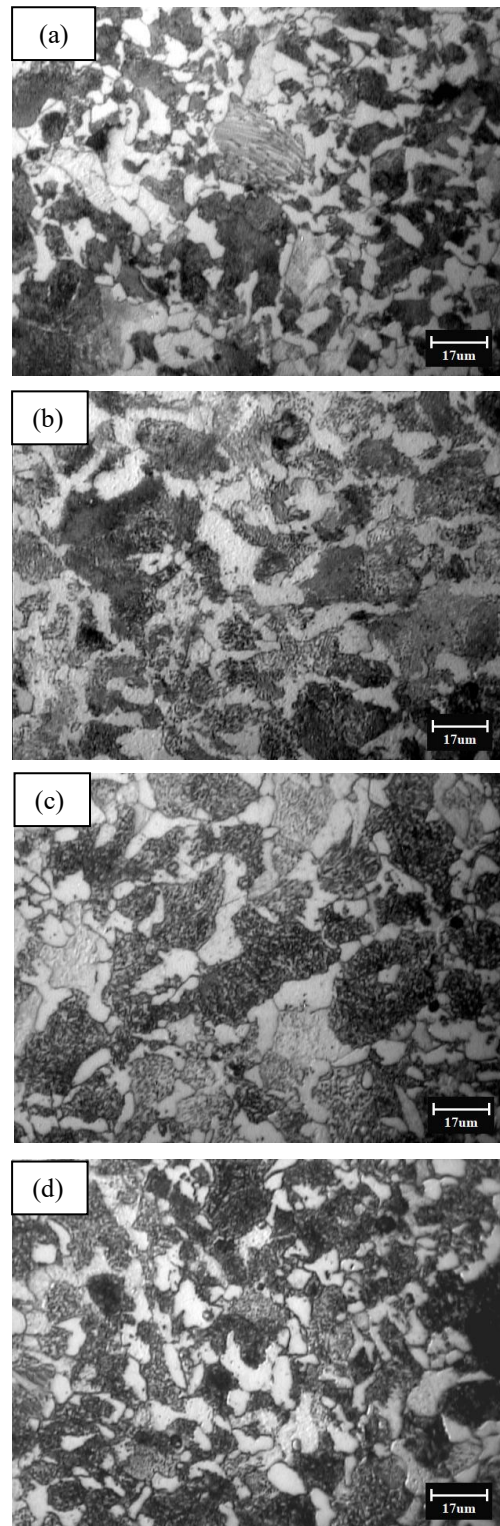


Fig. 5. Micrografías en MO de las muestras en (a) Condición inicial (b) 2 h, (c) 4 h y (d) 8 h visualizándose cambios en la morfología de la ferrita proeutectoide y en la perlita 400X.

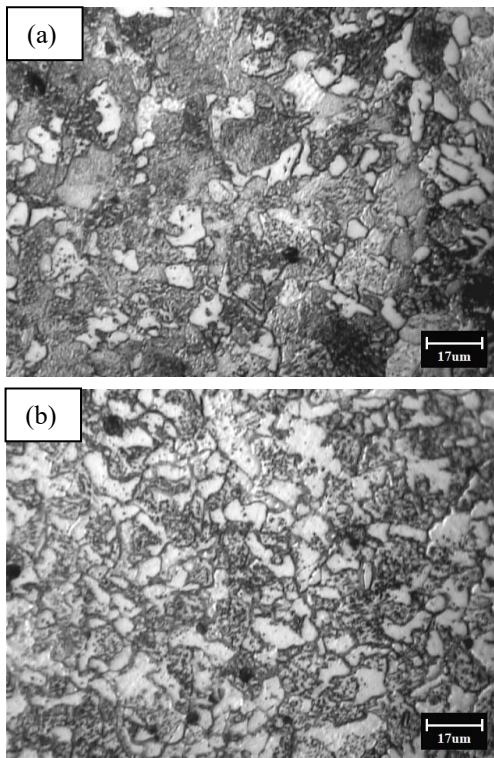


Fig. 6. Micrografías en MO de las muestras tratadas a 700 °C durante (a) 16 h y (b) 24 h, visualizándose cambios en la morfología de la ferrita proeutectoide y en la perlita 400X.

En la Figura 7 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 subcrítico se comienza a observar un mayor espaciamiento interlaminar en las colonias perlíticas en comparación con las observadas en la muestra normalizada (condición inicial). Adicionalmente se evidencia 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 [22], se presume que entre los tratamientos de 4 h y 8 h este microconstituyente perlítico se encuentra en un estado transitorio entre una morfología completamente laminar (placas alternadas de cementita y ferrita) y una globular (predominantemente ferrítica con glóbulos de cementita). A 16 h de tratamiento (Figura 7c) se aprecian las colonias de perlita con láminas fracturadas de cementita y rodeadas en ferrita.

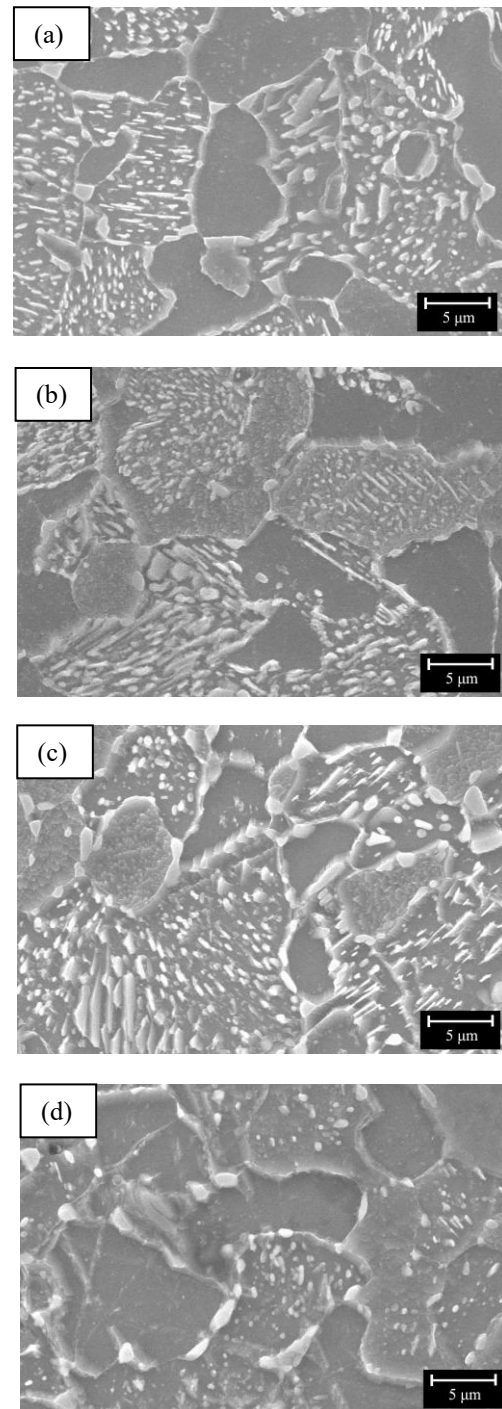


Fig. 7. Micrografías en MEB de las muestras tratadas a 700 °C del acero AISI 1045 durante (a) 4 h, (b) 8 h, (c) 16 h y (d) 24 h. 3500X

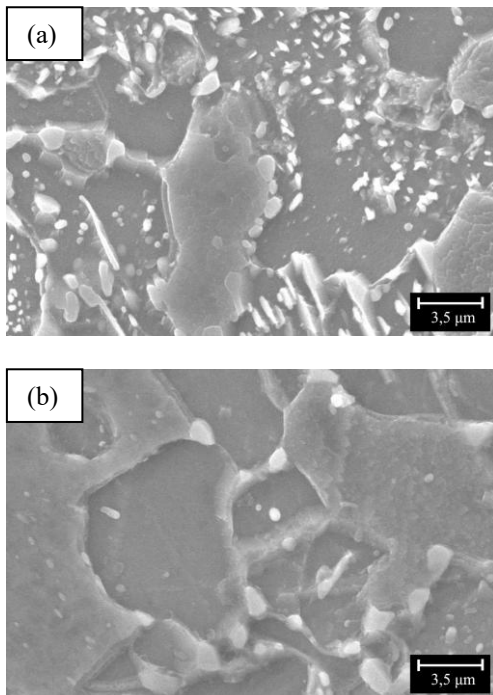


Fig. 8. Micrografías en MEB de las muestras tratadas a 700 °C del acero AISI 1045 durante (a) 16 y (b) 24 h. 5000X

En la muestra tratada a 24 h (Figura 7d), 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 las colonias de perlita. También se aprecia la formación de algunas partículas globulares de cementita de mayor tamaño en los bordes y en las uniones triples de granos de la ferrita. Esto coincide con las observaciones de Caruso y Godet [22], 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 la Figura 8 se visualizan a mayor magnificación para las muestras mantenidas durante 16 h y a 24 h, las partículas de cementita con diferentes morfologías, tamaños y orientaciones, tanto en las previas regiones perlíticas como en los bordes de grano y en la unión triple entre granos de ferrita proeutectoide. La apariencia no homogénea de la perlita fracturada, y por ende de la cementita globulizada, se debe tanto a la textura de los granos, al ataque químico y a los cortes en las probetas de forma oblicua con respecto al arreglo de la microestructura [20]. Tal como se aprecia en las Figuras 7d y 8b, 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 F definido por el cociente entre longitud y ancho de las partículas. Los resultados de dicho análisis se presentan en la Figura 9. En la misma, se aprecia una clara

disminución de la relación longitud/ancho de las partículas de carburo, lo que significa que la morfología se vuelve cada vez más esférica a medida que transcurre el tiempo de tratamiento subcrítico a 700 °C. Es así como a 24 h de tratamiento se observa un grado de esferoidización mayor, ya que dicho factor F tiende a la unidad. Este resultado es coherente con las observaciones a las micrografías registradas tanto por MO como por MEB a lo largo del tratamiento térmico subcrítico.

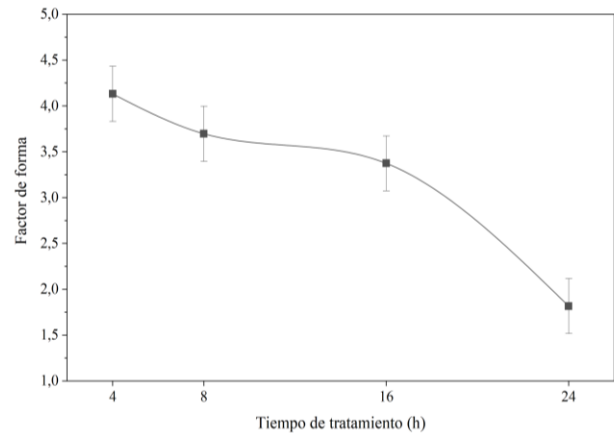


Fig. 9. Evolución del factor de forma de las partículas de cementita en el acero AISI 1045 con respecto al tiempo de tratamiento de esferoidización a 700 °C.

Evaluación Ultrasonica

Mediciones de Velocidad de Onda Longitudinal y Coeficiente de Atenuación

En la Figura 10 se presentan los resultados obtenidos durante el tratamiento de esferoidización a 700°C de la velocidad de onda longitudinal en función del tiempo de tratamiento térmico, para cada una de las frecuencias utilizadas.

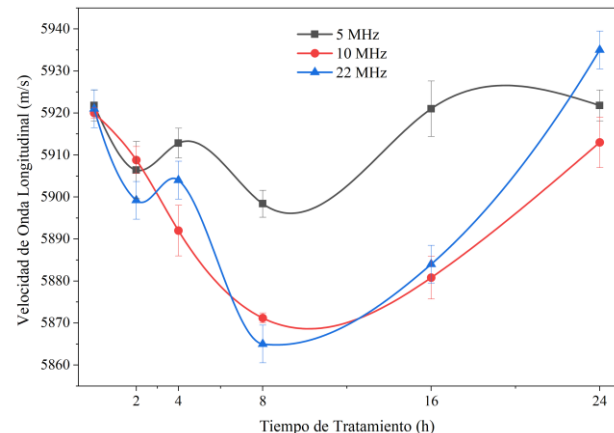


Fig. 10. Velocidad de la onda longitudinal en el acero AISI 1045 en función del tiempo de tratamiento de esferoidización a 700 °C.

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 [23].

Entre 2 h y 4 h de tratamiento, una leve variación es observada con tendencia al incremento, en particular con los transductores de 5 y 22 MHz. Esto podría deberse al 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 a dichas frecuencias. Estos resultados se alinean con los obtenidos por otros estudios entre los que destacan Papadakis [24], Araujo et al. [25] y Gur et al. [26], confirmando así la tendencia de un incremento de la velocidad ultrasónica en una estructura ferrita-perlita, debido a mayor espaciamiento interlaminar en la perlita y a una mayor cantidad de ferrita.

En cuanto al descenso entre 4 h y 8 h para cada uno de los transductores empleados, 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 Araujo et al. y Gür et al. [25,26]. Un aumento en el área de los límites de grano produce una gran dispersión de las ondas ultrasónicas haciendo que dichas ondas recorran una trayectoria más larga para atravesar el espesor del material, reduciendo así la velocidad del sonido [27]. Por otro lado, el incremento observado a partir de las 8 h de tratamiento sugiere que este ocurre principalmente por el incremento de la continuidad de la fase ferrita, corroborando así lo reportado por diversos estudios en aceros constituidos por perlita y ferrita. En estos aceros la velocidad se ve afectada por el espaciado laminar, es así como estudios previos han indicado que la velocidad del sonido en la perlita-ferrita fina es menor que en la perlita-ferrita gruesa, y esto obedece a que el contenido y el tamaño de la ferrita es menor y el espaciado entre láminas es más reducido en la estructura fina en comparación con la gruesa [26,28]. La ferrita no presenta muchas variaciones en la orientación de los granos debido a su estructura más gruesa, facilitando así la propagación del ultrasonido en esta fase e incrementando así la velocidad de la onda ultrasónica [26]. 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. 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. La fracción de área ferrítica determinada mediante metalografía óptica cuantitativa reporta un incremento de la matriz ferrítica de un $55,99 \pm 1,81\%$ a un $58,50 \pm 6,54\%$, al pasar de 8 h a 24 h de tratamiento subcrítico.

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 [9,25]. La Figura 11 presenta los valores obtenidos del coeficiente de atenuación en función del tiempo de tratamiento en las muestras tratadas térmicamente a 700 °C.

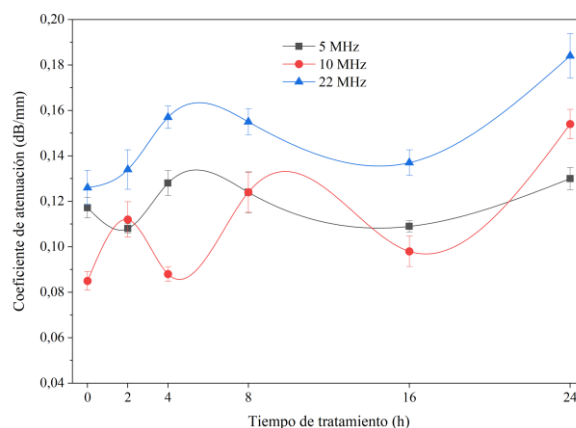


Fig. 11. Coeficiente de atenuación en el acero AISI 1045 en función del tiempo de tratamiento de esferoidización a 700 °C.

La atenuación por dispersión responde a que ningún material es completamente homogéneo y esto se debe a que el material contiene límites en los que la impedancia acústica cambia bruscamente debido a que, en dichas interfaces, entran en contacto dos materiales de distinta densidad o velocidad del sonido. Tales inhomogeneidades pueden tratarse de defectos intrínsecos del material o bien de defectos naturales o intencionados, como la porosidad en materiales sinterizados. No obstante, existen materiales que son inherentemente inhomogéneos, como el hierro fundido, en el que se produce una aglomeración de granos de ferrita y grafito con propiedades elásticas totalmente diferentes [20,24]. Estas pérdidas también dependen de la longitud, frecuencia de onda 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 [9, 29,30].

En los resultados se aprecia en general una variación del coeficiente de atenuación con una tendencia al incremento

con el tiempo de tratamiento, a excepción del transductor de 10 MHz, confirmando así la dependencia con la frecuencia [31]. Es así como los valores del coeficiente de atenuación de las muestras estudiadas oscilan entre 0,085 dB/mm y 0,184 dB/mm. Este incremento observado podría estar relacionado con la disminución de la uniformidad de las láminas de perlita y la esferoidización de la cementita. Los valores decrecientes de microdureza Vickers obtenidos a medida que transcurre el tiempo de mantenimiento en las muestras tratadas térmicamente a 700 °C (Fig.12), son consistentes con el comportamiento esperado en aceros esferoidizados y a los cambios microestructurales observados en esta investigación, tal como lo reportado por Harisha et al. [5]

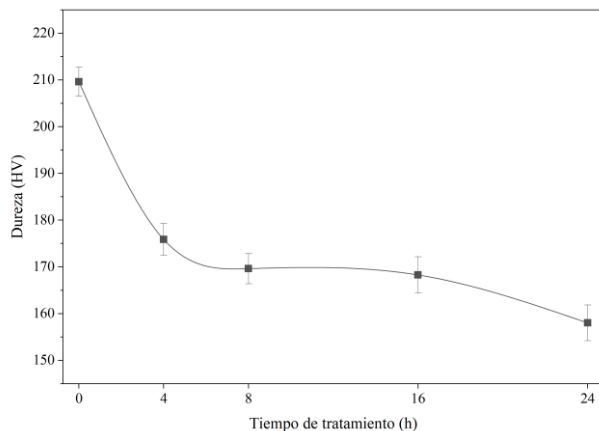


Fig. 12. Microdureza Vickers de cada una de las muestras en función del tiempo de tratamiento de esferoidización a 700 °C

Esto sugiere que la matriz ferrítica obtenida a medida que aumenta el tiempo de tratamiento es capaz de absorber (amortiguar) mayor cantidad de energía acústica por mecanismos de dispersión principalmente originados por 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 [27,31]. En la Figura 13, se visualiza que el coeficiente de atenuación en función del grado de esferoidización (inverso del factor de forma F) por efecto del tratamiento térmico, confirmando así, como la estructura y morfología de las fases constituyen centros de dispersión del haz ultrasónico.

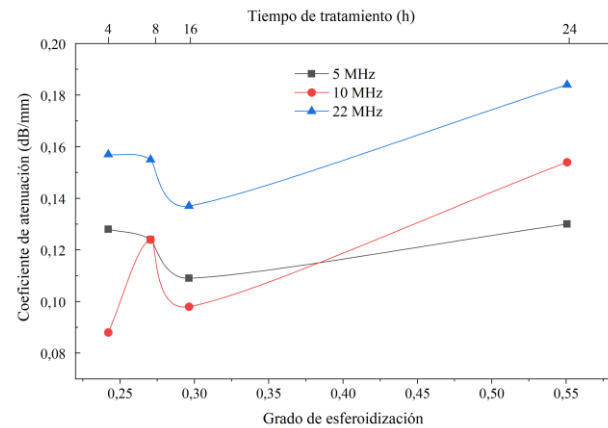


Fig. 13. Coeficiente de atenuación en función del grado de esferoidización para cada una de las muestras tratadas a 700 °C

Espectroscopía Ultrasónica

La Figura 14 visualiza los espectros de densidad de potencia obtenidos con cada uno de los transductores empleados. Cada uno de ellos representa un promedio de cinco (5) mediciones, realizadas con el fin de obtener reproducibilidad en la respuesta en cada una de las muestras tratadas. Estos espectros describen la energía asociada de un pulso particular en términos 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). La máxima potencia transferida puede ser vista como un factor de amplificación que resulta del cociente entre la energía total y la energía disipada y que corresponde a las pérdidas de energía a lo largo del sistema que se evalúa [32].

En general, en la Figura 14 se observa la forma y la 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 aprecia 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.

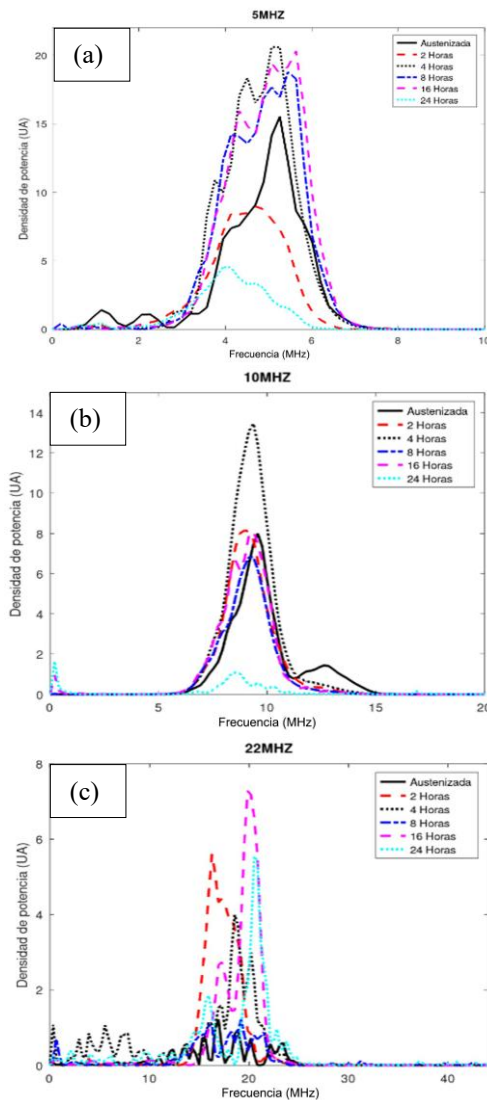


Fig. 14. Espectro de potencia de las muestras de acero AISI 1045 tratadas a 700°C.
a) 5 MHz. b) 10 MHz. c) 22 MHz.

Así mismo, 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 de 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 transductor de 22 MHz. Este aumento de la dispersión con la frecuencia coincide con lo observado por Hsia y Chou, en estudios por medio de técnicas ultrasónicas realizados en aceros de medio carbono templados [33].

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 sugiere que dicho transductor es sensible a detectar el efecto de los cambios microestructurales que ocurren a lo largo del tratamiento. A 2 h de tratamiento se reducen las tensiones internas mediante los procesos de recuperación producto del tratamiento térmico [23] y a 24 h podría asociarse a la ruptura generalizada e irregular de las láminas de cementita de las muestras. Por su parte, utilizando el palpador de 10 MHz la tendencia es a un incremento de las pérdidas por absorción en la muestra tratada por 24 h, así como también en las 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 los resultados obtenidos apuntan al hecho de que las transformaciones e incluso los cambios morfológicos de las fases, 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 todas 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 [35,36].

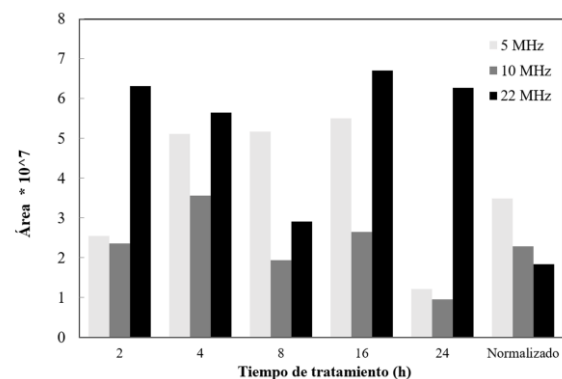


Fig. 15. Área bajo la curva de los espectros de potencia de las muestras tratadas térmicamente a 700 °C en función del tiempo.

Tal como se observa en la Figura 15, 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 inicial de normalizado, 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 la fase ferrita y constituyente perlítico. 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 con tendencia a globulizar, así como también por el aumento de la uniformidad de la fase ferrítica. Esta tendencia al aumento en las pérdidas de energía con el grado de esferoidización, que reporta este transductor difiere del obtenido con los transductores de 5 MHz y 22 MHz, sugiriendo así su mayor sensibilidad a visualizar las pérdidas de energía que se generan en el sistema por efecto del tratamiento térmico de esferoidización.

Por otro lado, en la Figura 16 se presentan los valores de la varianza espectral de las señales para cada una de las muestras tratadas térmicamente. Los resultados indican un comportamiento dispersivo generalizado de todos los valores para cada uno de los palpadores utilizados. A 5 MHz se registran en la muestra normalizada y utilizando los palpadores de 10 MHz y 22 MHz ocurren a las 4 h de tratamiento de esferoidización.

Este incremento de los valores de la varianza espectral a las 4 h de tratamiento térmico sugiere que se deba principalmente a los cambios en la morfología de la perlita, que en este tiempo se aprecian como colonias de perlita con mayor espaciamiento interlaminar, en comparación con la muestra normalizada. Esta condición incrementa las pérdidas de energía por mecanismos de dispersión y se manifiestan por la alta varianza de los valores estadísticos de las señales.

Por otra parte, los valores de la varianza espectral de las señales 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 varianza 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 ocurridos 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.

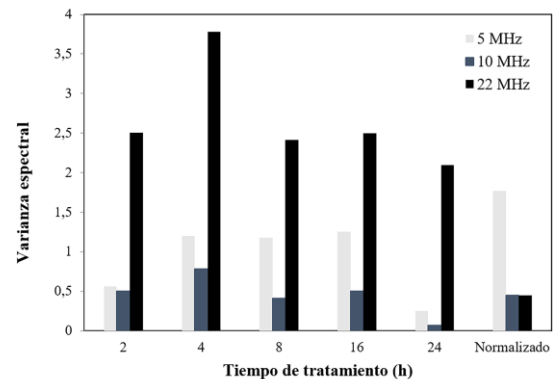


Fig. 16. Varianza espectral de las señales provenientes de cada una de las muestras tratadas térmicamente a 700 °C en función del tiempo.

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 F 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 velocidad de la onda longitudinal a tiempos cortos de tratamiento térmico a 700 °C por efecto del reacomodo 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 más 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 a partir de 8 h de mantenimiento. 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. En general, se confirma el hecho de que los cambios morfológicos incrementan significativamente las pérdidas de energía por mecanismos de 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 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. <https://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., Alfonzo 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] Harisha S.R., Sharma S.S, Kini U.A. (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>
- [6] O'Brien J., Hosford W. (1997) "Spheroidization of medium-carbon steels" *J. Mater. Eng. Perform.*, 6: 69-72. <https://doi.org/10.1007/s11665-997-0034-z>
- [7] 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>
- [8] Alcántara V. (2021) "Spheroidized Heat Treatment and its Effect on Machinability in Medium Carbon Steels" *IOSR J. Mech. Civ.Eng.* 18(2): 01-13. <https://doi.org/10.9790/1684-802040113>
- [9] Raj B., Jayakumar T., Thavasimuthu M. (2007) "Practical Non-Destructive Testing". New Delhi: Narosa Pub. House, pp 93-97, 100-103, 110, 111.
- [10] Papadakis, E.P. (1984). Physical acoustics and microstructure of iron alloys. *International Metals Reviews*, Vol. 29(1), pp.1-23. <https://doi.org/10.1179/imtr.1984.29.1.1>
- [11] 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>
- [12] Trocoli-Montesino, P., Rodríguez-Prato, E., Rosales-Mendoza, A., González-Hermosilla, W. (2019). Ultrasonic evaluation of the formed phases in a duplex stainless steel 2205 heat treated at 750 °C and corrosion behavior. *Rev. Metal.*, 55(1), e135. <https://doi.org/10.3989/revmetalm.135>
- [13] 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>
- [14] 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. <https://acta-microscopica.org/acta/article/view/576>
- [15] Lin L., Li X.M., Tan J.L. (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>
- [16] Salonen, J., Auerkari, P. (1996). "Microstructural degradation in compound tubes". VTT Manufacturing Technology 279. https://www.researchgate.net/publication/266342489_Microstructural_degradation_in_compound_tubes
- [17] ASTM International (2017) "Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens" ASTM E3-01 ASTM International. <https://doi.org/10.1520/E0003-01>
- [18] ASTM International (2016) "Standard Practice for Microetching Metals and Alloys" ASTM E407-07R15 ASTM International. <https://doi.org/10.1520/E0407-07R15>

- [19] ASTM International (2010) “Standard practice for ultrasonic pulse-echo straight-beam contact testing” ASTM E114-10 West Conshohocken, PA.
<https://doi.org/10.1520/E0114-20>
- [20] Ramírez Gómez, F. (1998) “*Introducción a los Ensayos No Destructivos*”, 2da Edición Madrid, Instituto Nacional de Técnica Espacial, pp.365.
- [21] Stella J., Cerezo J., Rodríguez E.A. (2009) “Characterization of the sensitization degree in the AISI 30 stainless steel using analysis and conventional ultrasonic techniques” *NDT. E. Int.*, 42:267-274.
<https://doi.org/10.1016/j.ndteint.2008.11.005>
- [22] Caruso M., Godet S. (2010) “Microstructural Evolution during Spheroidization Annealing of Eutectoid Steel: Effect of Interlamellar Spacing and Cold Working” *Adv. Mater. Res.* 89-91: 79-84.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/amr.89-91.79>
- [23] Ray B.C, Prusty R.K, Nayak D. (2020). “*Phase transformations and heat treatments of steels*” CRC 1st Edition, pp. 106, 147, 152.
<https://doi.org/10.1201/9780429019210>
- [24] Papadakis, E. P. (1964). “*Ultrasonic Attenuation and Velocity in Three Transformation Products in Steel*” *J. Appl. Phys.* 35, pp. 1474–1482.
<https://doi.org/10.1063/1.1713652>
- [25] 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>
- [26] Gür, C. (2004). “Investigating the microstructure-ultrasonic property relationships in steel”. 16th World Conference on NDT - 2004 - Montreal (Canada). (WCNDT 2004).
<https://www.ndt.net/?id=2292>
- [27] 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 (1) :51-59.
[https://doi.org/10.1016/0924-0136\(94\)90074-4](https://doi.org/10.1016/0924-0136(94)90074-4)
- [28] Gur C.H., Tuncer B.O. (2005) “Characterization of microstructural phases of steels by sound velocity measurement” *Mater. Charact.* 55(2):160-166.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2005.05.002>
- [29] 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>
- [30] Nanekar P.P., Shah B.K. (2003) “*Characterization of Material Properties by Ultrasonics*” BARC Newsletter 249:25-38
- [31] 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. <https://doi.org/10.1109/58.842049>
- [32] Cheeke, J.D. (2002) “*Fundamentals and applications of Ultrasonic Waves*” CRC Press LLC, Boca Raton, Florida, pp.15-38.
- [33] Hsia, S., Chou, Y. (2015) “Assessing the Hardness of Quenched Medium Steel Using an Ultrasonic Nondestructive Method” *Adv. Mater. Sci. Eng.* 2015(1):684836.
<https://doi.org/10.1155/2015/684836>
- [34] 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>
- [35] 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>
- [36] Carrillo, D. (2018) “Caracterización de aceros de bajo carbono mediante técnicas ultrasónicas”, Proyecto de Grado. Universidad Simón Bolívar, Coordinación de Ingeniería de Materiales, Decanato de Estudios Profesionales.