

CARACTERIZACIÓN DE LA RESPUESTA ULTRASÓNICA DE UN ACERO DÚPLEX 2205 DURANTE LA DISOLUCIÓN DE LA FASE SIGMA

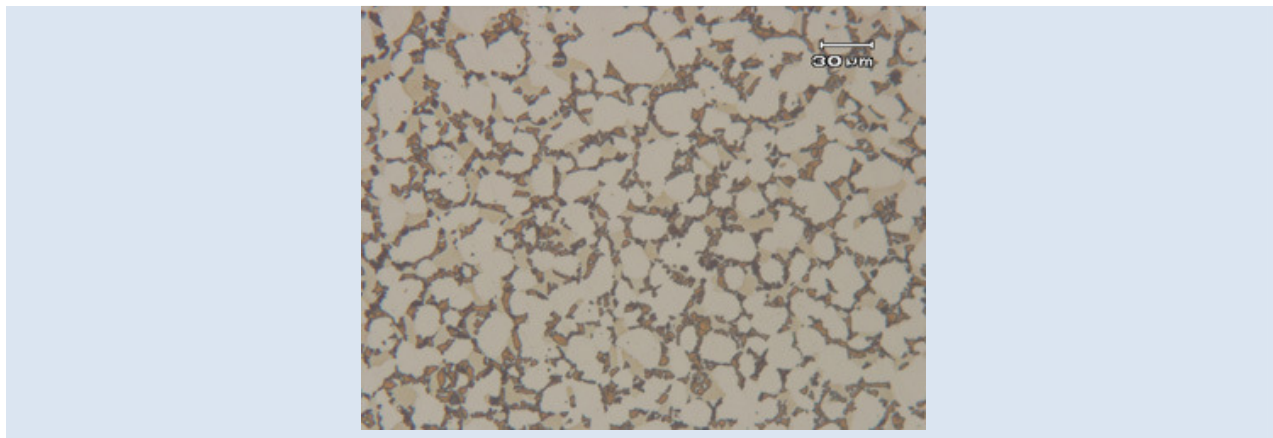
Edda Rodríguez P.^{1*}, Jorge Stella¹, Anton Kryzanowskyj¹, Luis Amorer², Antonio Mateo³

1: Dpto. de Ciencia de los Materiales, Universidad Simón Bolívar. Caracas, Venezuela

2: Dpto. de Física Aplicada, Facultad de Ingeniería, Universidad Central de Venezuela. Caracas, Venezuela

3: Dpto. de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica, Universitat Politècnica de Catalunya. Barcelona, España

* e-mail: eprato@usb.ve

**RESUMEN**

En el presente estudio se evalúa el comportamiento de las variables ultrasónicas de velocidad y atenuación de la onda longitudinal, medidas en muestras de acero dúplex SAF 2205 que han sido tratadas térmicamente. El estudio incluye la evaluación de muestras tratadas a 875 °C y a 950 °C con el fin de promover la presencia de la fase sigma, así como su disolución durante diferentes lapsos de tiempo a 950 °C. Los resultados revelan un aumento de la velocidad de la onda longitudinal a medida que se promueve la formación de fase sigma, así como una tendencia a la disminución a medida que ésta se disuelve. Por otro lado, se reportan las mediciones del coeficiente de atenuación para cada una de las probetas evaluadas, mostrándose el efecto de los cambios microestructurales que tienen lugar como consecuencia de los tratamientos térmicos.

Palabras Claves: Acero inoxidable dúplex, Inspección ultrasónica, Velocidad longitudinal, Coeficiente de atenuación

CHARACTERIZATION OF THE ULTRASONIC RESPONSE OF A DUPLEX STAINLESS STEEL SAF 2205 DURING SIGMA PHASE DISSOLUTION

ABSTRACT

In the present study, the behavior of the ultrasonic variables of velocity and attenuation of longitudinal ultrasonic waves measured in specimens of duplex stainless steel SAF 2205 is evaluated. The study includes the evaluation of specimens that have been treated at 875 °C and 950 °C in order to promote the presence of sigma phase and its dissolution during different periods of time at 950 °C. The results reveal an increase of the velocity of longitudinal ultrasonic waves as sigma phase fraction is increased and a decreasing of this parameter when sigma dissolves. Furthermore, results of attenuation coefficient for each one of the specimens show the effect derived from microstructural changes produced by thermal treatments.

Keywords: Duplex stainless steel, Ultrasonic inspection, Velocity of longitudinal ultrasonic waves, Attenuation coefficient

1. INTRODUCCIÓN

Los aceros dúplex son un tipo de acero inoxidable cuya composición ha sido ajustada para obtener una microestructura de aproximadamente iguales cantidades de ferrita y austenita. Estos aceros combinan Cr y Mo, con suficientes cantidades de estabilizadores de la austenita como lo son el Ni y el N, para lograr el balance entre estas dos fases. Numerosos cambios estructurales pueden ocurrir en los aceros dúplex durante los tratamientos isotérmicos y anisotérmicos. La mayoría de estas transformaciones conciernen a la ferrita, por el alto contenido de Cr y Mo, lo que promueve la formación de fases intermetálicas. Una gran variedad de fases secundarias no deseadas suelen formarse en el intervalo de temperaturas entre los 300 y los 1000 °C, principalmente como consecuencia de la inestabilidad de la ferrita [1]. La precipitación de la fase sigma merece particular atención por cuanto la presencia de pequeñas cantidades en el acero deteriora drásticamente tanto las propiedades mecánicas como la resistencia a la corrosión, características de estos aceros.

La precipitación de la fase sigma ocurre principalmente a través de la descomposición eutectoide de ferrita (α) en sigma (σ) y en austenita secundaria (γ_2). Esta reacción comienza en la interfase α/γ , donde el consumo de α ocurre por la alta difusión del cromo y molibdeno y motivada por la similitud de la estructura tetragonal de la fase σ y la estructura BCC de la α . La precipitación de la fase σ origina que la matriz resulte enriquecida en níquel, dando como resultado γ_2 con una composición química muy aproximada a la de la γ primaria [2,3].

La mayoría de los estudios realizados en este tipo de acero describen el efecto de la aparición de la fase σ en el intervalo de temperaturas entre los 650 y los 1000°C. Sin embargo pocos autores han estudiado su disolución, la cual ocurre a altas temperaturas durante períodos de tiempo muy cortos. No obstante, trabajos recientes han mostrado interés en el tema dado las implicaciones a nivel industrial que conlleva la disolución de la fase σ sobre las propiedades mecánicas del acero. Elmer *et al.* [4] y Wont *et al.* [5] evaluaron la formación, crecimiento y disolución de la fase σ en aceros dúplex por técnicas de difracción de rayos X, así como el efecto de la distribución y morfología de esta fase por

medio de análisis térmico diferencial. Por su parte, Garín *et al.* [6] evaluaron las características microestructurales de la formación y disolución de la fase σ en un acero dúplex del tipo UNS S31803, indicando los intervalos de temperatura en que procede significativamente el proceso de reversión de σ en α .

Cuando se lleva a cabo la evaluación ultrasónica de aceros por la técnica de contacto directo, las características microestructurales del material pueden afectar a la respuesta ultrasónica. La velocidad de la onda propagada y las pérdidas de energía producto de la interacción con la microestructura, son dos de los parámetros utilizados en la caracterización de materiales. Estos parámetros pueden ser utilizados para determinar las constantes elásticas del material y, por lo tanto, para la caracterización microestructural de la aleación [7-10].

Estudios previos han permitido evaluar la correlación entre la atenuación y la velocidad de la onda ultrasónica con el tamaño de grano y las fases en diversos aceros [7-16]. En dichos estudios se ha reportado que el tamaño de grano promedio, la distribución y su morfología afectan al comportamiento de las señales ultrasónicas, puesto que la velocidad de la onda ultrasónica en materiales policristalinos está controlado por el módulo de elasticidad del material y la densidad, así como también por la microestructura, la textura y la presencia de fases secundarias.

Pocos trabajos han reportado la variación de las variables ultrasónicas en aceros dúplex. Uno de ellos es el reportado por De Macedo *et al.* [16], quienes evaluaron muestras de aceros UNS S31803 tratadas térmicamente entre 425 y 475°C. Sus resultados permitieron evaluar la formación de α' , determinando que las variaciones de la velocidad ultrasónica están relacionadas con el incremento de la dureza del material, producto de las transformaciones de fase. Por su parte, Ruiz *et al.* [17], estudiaron el efecto de los cambios microestructurales en muestras laminadas de aceros dúplex por medio de mediciones ultrasónicas. Sus resultados mostraron la sensibilidad de estos parámetros ultrasónicos a los cambios que se presentan en el material por efecto del tratamiento térmico.

En el presente estudio se evalúa el comportamiento

de la velocidad de la onda longitudinal y del coeficiente de atenuación en muestras de aceros dúplex SAF 2205, que han sido tratadas térmicamente a 875 y 950°C con el fin de generar cambios microestructurales, particularmente relacionados con la precipitación y disolución de la fase σ .

2. PARTE EXPERIMENTAL

El material utilizado es un acero comercial SAF 2205 (UNS S31803) en forma de barra, suministrado por la empresa SANDVIK de Venezuela. La composición química (% en peso) del acero está detallada en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición del acero SAF 2205 (% en peso)

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N
0,03	2,0	1,0	21,0-23,0	4,5-6,5	2,5-3,5	0,08-0,2

Las muestras han sido previamente solubilizadas a 1050°C y tratadas térmicamente a 875 y a 950°C, de acuerdo a la información mostrada en la Tabla 2.

Las muestras de 20 mm de diámetro y 15 mm de espesor provienen de una barra cilíndrica, cuyo proceso de fabricación genera una microestructura con granos que no exhiben una orientación preferencial.

Las mismas fueron preparadas metalográficamente y caracterizadas por microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido, antes de ser evaluadas por ultrasonido. Para el ataque químico se utilizó una solución de NaOH al 20%. El mismo se realizó por vía electrolítica, utilizando un voltaje de 6 V por un tiempo de 20 segundos.

La evaluación ultrasónica por contacto directo se llevó a cabo 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 a fin de aplicar sobre el palpador una carga constante, para evitar las posibles variaciones en la amplitud de la señal. El estudio se realizó utilizando un detector de fallas Krautkramer USN-60 y transductores de ¼” de haz normal y frecuencias de 5, 10 y 17 MHz. El mismo permitió la determinación de la velocidad longitudinal y del coeficiente de atenuación.

La velocidad de propagación de la onda ultrasónica longitudinal fue determinada 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.

Tabla 2. Características de las muestras evaluadas de acero dúplex SAF 2205

Muestra	Tratamiento	Objetivo del tratamiento
M1	Previa solubilización	Solubilización total de σ
M2	875°C/0,5h/enfriamiento al horno	Promover significativamente la precipitación de σ (PSPS)
M3	875°C/2h/enfriamiento al horno	PSPS
M4	875°C/6h/enfriamiento al horno	PSPS
M5	875°C/10h/enfriamiento al horno	PSPS
M6	875°C/24h/enfriamiento al horno	PSPS
M7	875°C/10h/enfriamiento al horno/950°C/10 min/temple al agua	Disolución de σ (DS)
M8	875°C/10h/enfriamiento al horno/950°C/15 min/temple al agua	DS
M9	875°C/10h/enfriamiento al horno/950°C/30 min/temple al agua	DS
M10	875°C/10h/enfriamiento al horno/950°C/1h/temple al agua	DS
M11	950°C/10min/temple al agua	Promover escasamente la precipitación de σ (PEPS)
M12	950°C/15min/temple al agua	PEPS
M13	950°C/30min/temple al agua	PEPS
M14	950°C/1h/temple al agua	PEPS
M15	950°C/2h/temple al agua	PEPS

La atenuación en cada una de las muestras se determinó en base a la comparación de las amplitudes de los ecos de fondo, para ello se calculó el coeficiente de atenuación (α) mediante la ecuación 1, en la cual P_o y P son las presiones acústicas inicial y final, respectivamente, correspondientes en este caso a las amplitudes de A_o y A_l del primero y segundo pico, y L la longitud en mm equivalente a dos veces el espesor [18].

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

El módulo de elasticidad del material se calculó en función de la velocidad longitudinal de la onda (V_L) por medio de la ecuación 2, donde E es el módulo de elasticidad, ν el cociente de Poisson y ρ la densidad del material. Para dicho cálculo se consideró una razón de Poisson igual a 0,3 tal y como ha sido reportado previamente por otros autores en el estudio de otros aceros [7-8].

$$V_L = \sqrt{\frac{E(1-\nu)}{\rho(1+\nu)(1-2\nu)}} \quad (2)$$

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Evaluación microestructural

En la Figura 1 se muestra la microestructura del material en estado de entrega, comprobándose unas proporciones casi equilibradas de las dos fases: la fase γ (gris clara) y la fase α (gris oscura).

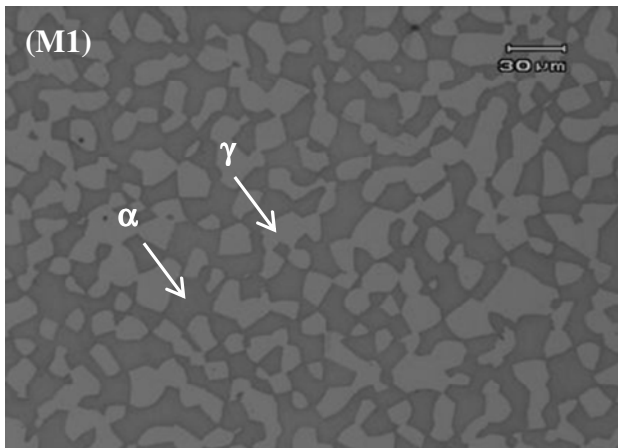


Figura 1. Aspecto microestructural del material en estado de entrega

La Figura 2 muestra la fracción de área, determinada mediante metalografía óptica cuantitativa, de cada una de las probetas tratadas a 875°C. En la misma se aprecia un incremento de la fase σ y de la fase γ

total a medida que aumenta el tiempo de tratamiento, alcanzando a 24h un 14±2% y 70±4%, respectivamente. Por otra parte, se observa un descenso de la fase ferrítica hasta 16±2%. Esto corrobora el efecto del tratamiento térmico a 875°C, cuyo objetivo principal fue provocar una promoción significativa de la fase σ en cada una de las muestras.

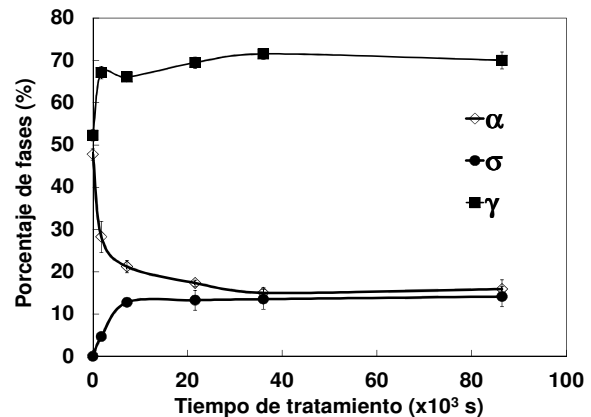


Figura 2. Evolución de las fases α , γ y σ en las muestras tratadas a 875°C.

La Figura 3 muestra la evolución microestructural de las muestras M3, M4 y M6 tratadas a 875°C por diferentes lapsos de tiempo, con el fin principal de promover una precipitación significativa de la fase σ .

En todos los casos, la fase σ (negra) ha nucleado preferencialmente en la interfase α/γ y su crecimiento se ha extendido a partir de la fase α , consumiéndola gradualmente. Asimismo, la formación de σ origina el agotamiento de Cr y Mo en la matriz ferrítica, lo que genera la inestabilidad de la fase α y por consiguiente su transformación en γ_2 .

A fin de evaluar la disolución de la fase σ , las muestras fueron tratadas inicialmente a 875°C por 36000 s y posteriormente llevadas a 950°C. En la Figura 4 se observa la microestructura de la probeta M5 previa a los tratamientos de disolución. En la misma se evidencia la presencia significativa de la fase σ a lo largo de la interfase α/γ .

En la Figura 5 se observa la evolución microestructural de las muestras M8, M9 y M10, apreciándose una disminución de la fracción de la fase σ inicial a medida que aumenta el tiempo de tratamiento. La fracción de área determinada en cada una de las probetas, tal como se observa en la

Figura 6, revela a 3600 s una disminución de la fase σ hasta $9\pm 2\%$ y de la fase γ hasta $55\pm 4\%$, así como un incremento de la fase α hasta $36\pm 6\%$.

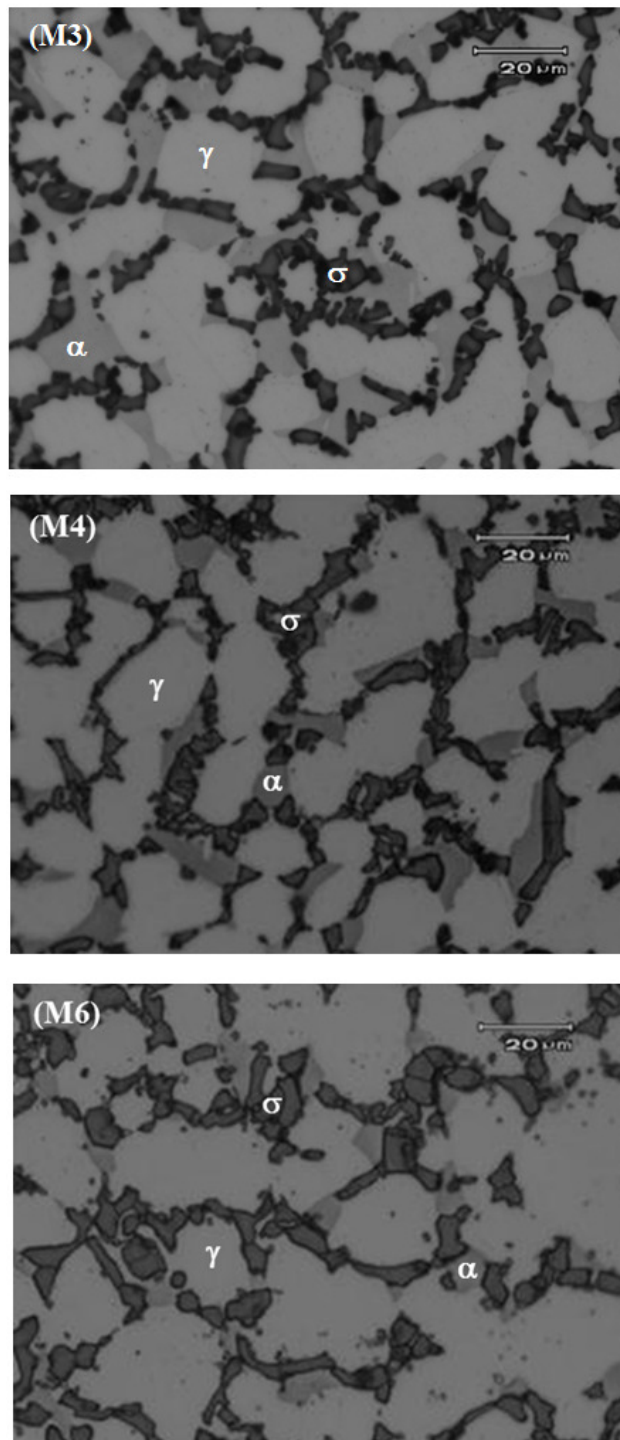


Figura 3. Evolución microestructural de las muestras durante los tratamientos a 875°C.

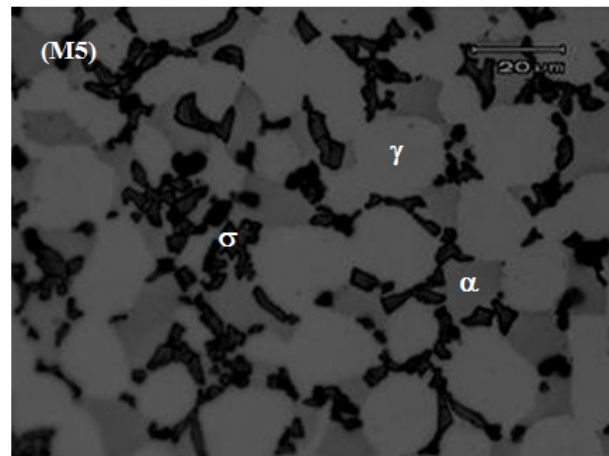


Figura 4. Microestructura de la muestra M5 donde se ha promovido significativamente la fase σ .

En la Figura 7 se aprecia la evolución microestructural de las muestras M12, M13 y M15 tratadas a 950°C por diferentes lapsos de tiempo. El objetivo de este tratamiento, es evaluar el efecto sobre las variables ultrasónicas en muestras donde la fracción de la fase σ disminuye significativamente en comparación con la observada a 875°C. Este tipo de comportamiento se debe principalmente a la cantidad de α presente a 950°C y a la partición de los elementos presentes en dicha fase. Un aumento en la fracción de α para un acero de composición dada, da como resultado una α menos enriquecida en elementos estabilizantes como el Cr, Mo y Si. Esto hace que este tipo de acero sea menos sensible a la precipitación de fases intermetálicas y, en consecuencia, se reduce la fracción de precipitación de la fase σ [19].

En la Figura 7 se corrobora la presencia de la fase α (gris oscuro) y de la fase γ (gris claro), principalmente hasta 3600 s de tratamiento. No obstante, transcurrido este período de tiempo se observa la aparición de pequeños precipitados, más o menos dispersos, localizados principalmente a lo largo de la interfase α/γ , que corresponden a la fase σ y que coinciden con los reportados por Pohl *et al.* [20]. Su morfología es el producto de una escasa formación de núcleos y una alta difusividad asociada a las elevadas temperaturas.

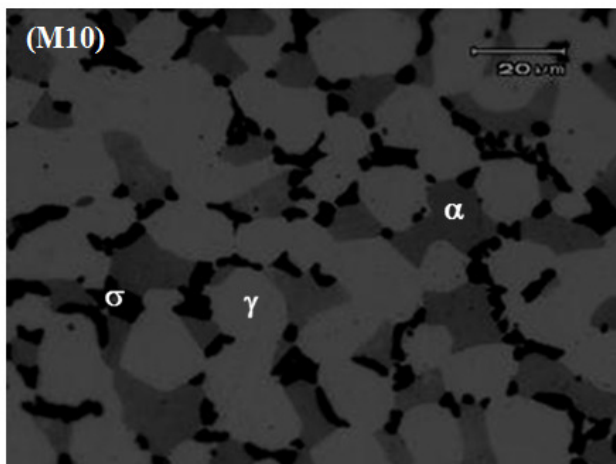
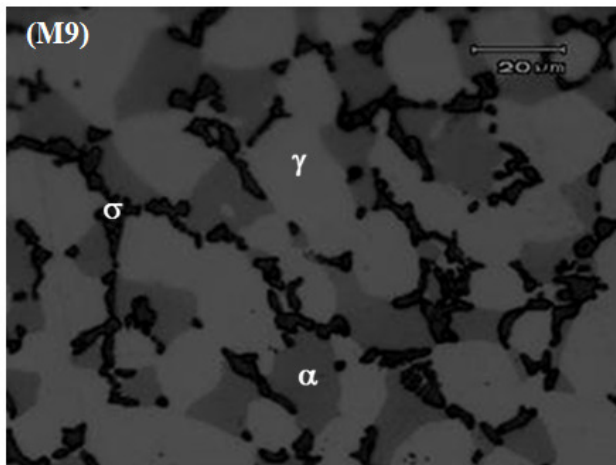
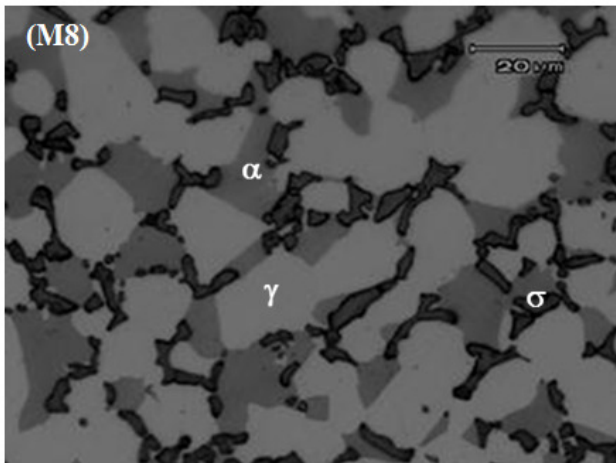


Figura 5. Evolución microestructural de las muestras durante la disolución de la fase sigma, entre 15 min y 1 h.

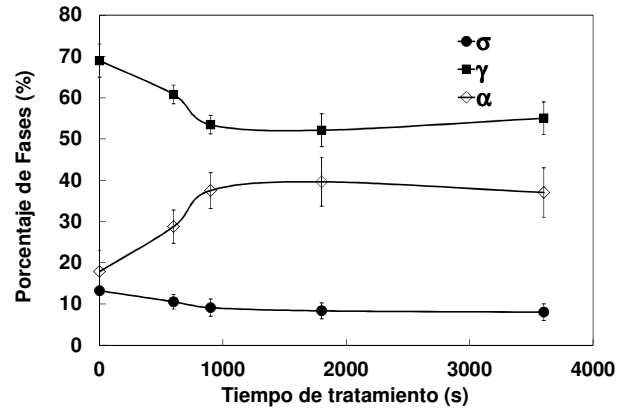


Figura 6. Evolución de las fases α , γ y σ en las muestras tratadas durante los tratamientos de disolución a 950°C.

La Figura 8 indica la fracción de área determinada mediante metalografía óptica de las fases α , γ y σ en las probetas M11, M12, M13, M14 y M15. Los resultados reportan una leve variación de las fases α y γ a esta temperatura y que ocurren particularmente a tiempos muy cortos de tratamiento. No obstante, transcurridos 3600 s se observa la aparición de la fase σ , alcanzando a 7200 s una fracción equivalente a $2\pm 1\%$. Esta poca variación de las fracciones de las fases α y γ es el resultado de una mayor estabilidad de estas fases a esta temperatura, producto de la disminución significativa de la tasa de precipitación de σ a medida que se aumenta la temperatura, en comparación a la que ocurre a 875°C.

La Figura 9 muestra la variación del tamaño de grano promedio austenítico para cada uno de los tratamientos. En general, se muestra un ligero aumento del tamaño de grano austenítico para las probetas tratadas a 875°C donde se promueve significativamente la precipitación de la fase σ . Este ligero crecimiento de grano está asociado al efecto del tiempo y la temperatura durante el tratamiento de recocido. No obstante este crecimiento se ve interferido por los productos de transformación que ocupan los espacios intergranulares y que ofrecen una barrera al libre crecimiento de los granos de austenita, de allí el comportamiento observado a los 21600 s, cuya caracterización microestructural en estudios previos ha reportado no solo la presencia de la fase σ sino también de la fase χ .

Por su parte, durante los tratamientos de disolución se observa una disminución significativa a cortos tiempos de tratamiento y muy poca variación a medida que aumenta el tiempo. Este comportamiento es muy similar a la evolución de la

fracción austenítica a medida que aumenta el tiempo de tratamiento, cuya disminución se debe a la reformación de α por efecto del tratamiento de la disolución de la fase σ y que por consiguiente genera una disminución del tamaño de grano austenítico.

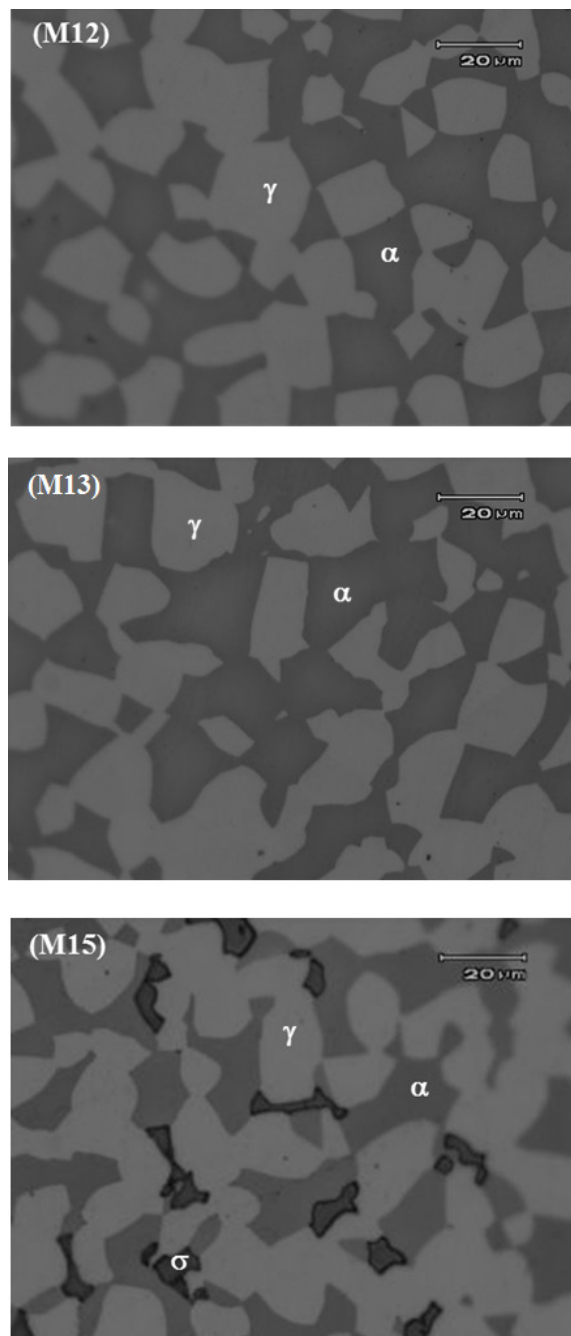


Figura 7. Evolución microestructural de las muestras M12, M13 y M15, tratadas a 950°C.

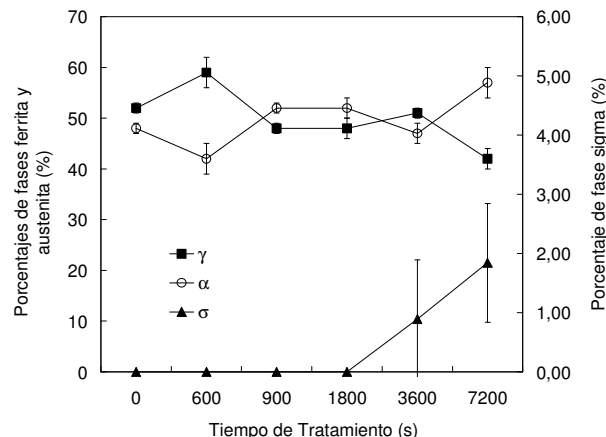


Figura 8. Evolución de las fases α , γ y σ en las muestras tratadas a 950°C, sin formación previa de fase sigma.

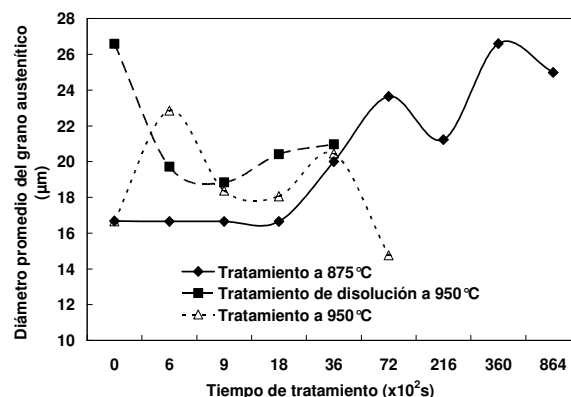


Figura 9. Variación del tamaño promedio del grano austenítico, durante los diferentes tratamientos térmicos.

En cuanto a los tratamientos a 950°C, donde se promueve en menor grado la precipitación de la fase σ , se observa un ligero incremento del tamaño de grano austenítico y un descenso a medida que aumenta el tiempo de tratamiento. Esta variación del tamaño promedio de grano austenítico coincide nuevamente con la fracción de esta fase en cada uno de los tiempos. No obstante, la tendencia que se observa finalmente también podría estar asociada a la inhibición en el libre crecimiento de los granos que genera la aparición de pequeñas fracciones de fase σ , así como también al rápido enfriamiento al que fueron sometidas estas muestras durante los tratamientos realizados a esta temperatura.

3.2 Evaluación Ultrasónica

3.2.1 Mediciones de velocidad y coeficiente de atenuación.

En la Figura 10 se muestran las medidas de la

velocidad de la onda longitudinal y del coeficiente de atenuación de las muestras M1-M6, en función del tiempo de tratamiento a 875°C.

Para cada una de las frecuencias utilizadas (5, 10 y 17 MHz) se observa en general un incremento de la velocidad de la onda longitudinal y una variación del coeficiente de atenuación a medida que aumenta el tiempo de tratamiento. En general, los valores de velocidad muestran un incremento de la velocidad desde 5800 hasta 5880 m/s. Estudios previos indican un intervalo de velocidad de la onda longitudinal entre los 5900 y 6000 m/s para los aceros ferríticos y entre los 5690 y 5800 m/s para los del tipo austenítico [21]. Los resultados del presente estudio revelan que el incremento de la velocidad observado en cada una de las probetas tratadas podría estar asociado a la precipitación de la fase σ , originado por el alto módulo de Young de esta fase, en comparación a los exhibidos por las fases austenítica y ferrítica.

Por lo que se refiere a los valores del coeficiente de atenuación, los resultados muestran una variación que coincide con los cambios microestructurales que se dan por efecto del tratamiento térmico, particularmente con la precipitación de la fase σ y la formación de γ_2 , así como también con el pequeño incremento del tamaño de grano austenítico de 17 a 25 μm . No obstante, una vez que se alcanza un máximo de precipitación de la fase σ , éste muestra una leve variación que tiende a la disminución a medida que aumenta el tiempo de tratamiento. Este comportamiento se debe probablemente a la disminución de la cantidad de α y a la saturación de la precipitación de la fase σ , junto con una variación significativa del tamaño de grano que se produce a medida que aumenta el tiempo de tratamiento.

En la Figura 11 se muestra la velocidad de la onda longitudinal y del coeficiente de atenuación durante el tratamiento de disolución a 950°C de la fase σ en muestras que han sido previamente tratadas a 875°C por 36000 s. En la misma se observa que las medidas de velocidad muestran una variación que se traduce en una disminución significativa hasta 900 s y una tendencia al incremento hasta los 3600 s.

Este comportamiento sugiere que durante los tratamientos de disolución a 950°C se producen dos fenómenos simultáneos que afectan a las variables acústicas. El primero de ellos está asociado con la disminución del porcentaje de fase σ y la formación

de fase α producto de esta disolución, mientras que el segundo se asocia a la etapa de recuperación del material por el efecto del tiempo y la temperatura de tratamiento.

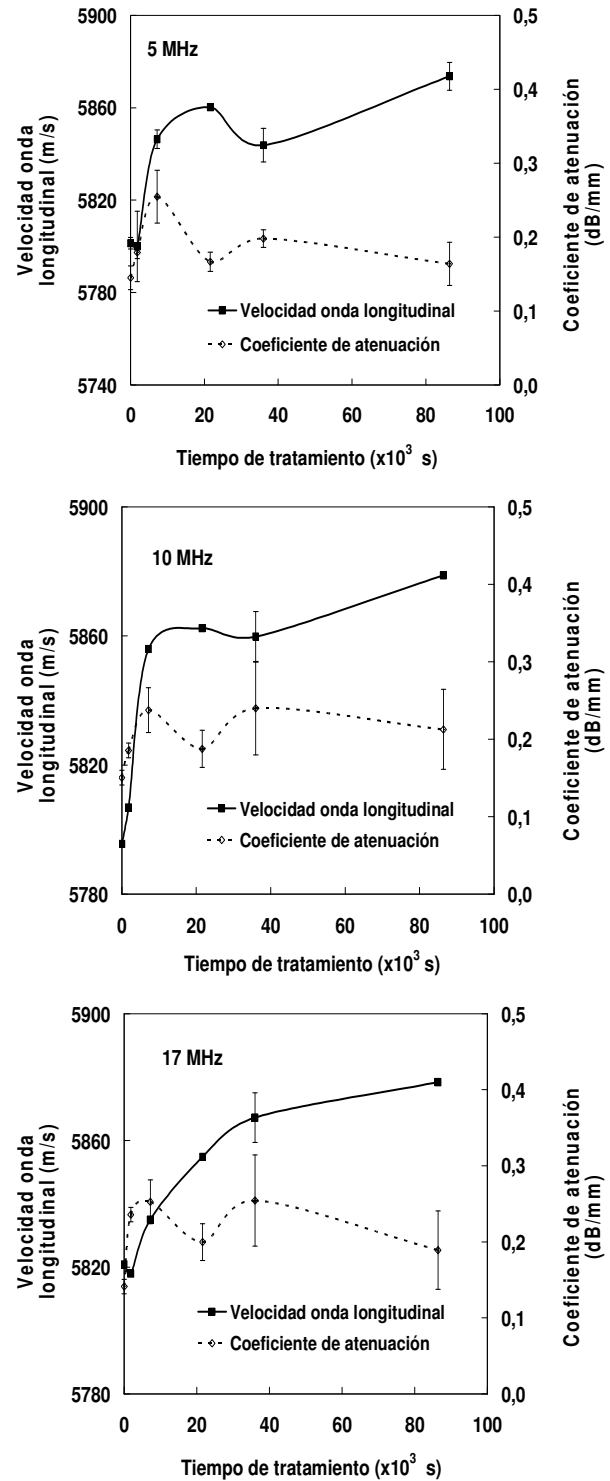


Figura 10. Velocidad de la onda longitudinal y del coeficiente de atenuación durante el tratamiento 875°C.

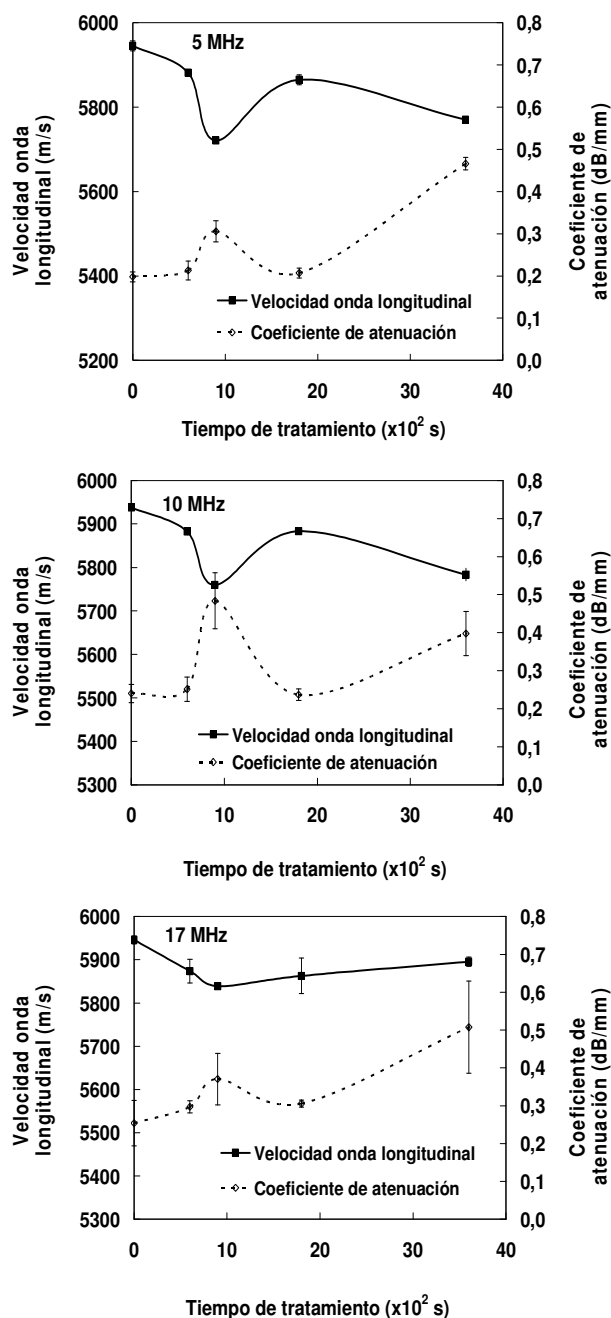


Figura 11. Velocidad de la onda longitudinal y del coeficiente de atenuación durante los tratamientos de disolución de la fase sigma a 950°C.

Esto confirma el efecto que tiene la presencia de la fase σ sobre la velocidad ultrasónica, principalmente a tiempos muy cortos de tratamiento, cuyo porcentaje disminuye significativamente desde un 14% a un 8%. Por su parte, el aumento de la fracción de la fase α , así como también de la disolución de la fase σ , podría estar relacionado con la variación observada en la velocidad de la onda a

partir de los 900 s, cuya tendencia es al leve incremento, principalmente si se evalúa con el palpador de 17 MHz.

Por otro lado, los resultados obtenidos del coeficiente de atenuación para los tres palpadores muestran poca variación transcurridos los 600 s, un aumento significativo hasta 900 s y una variación hasta los 3600 s. Los valores sugieren que el incremento de la atenuación entre 600 y 900 s podría estar relacionado con el decrecimiento de la fracción de la fase sigma, así como también con los fenómenos de recuperación que se producen en el acero por efecto del tratamiento térmico. Por otra parte, la tendencia que finalmente se aprecia podría estar relacionada con un leve incremento del tamaño de grano austenítico, así como también con las variaciones de las fracciones ferrítica y austenítica. Esto corrobora el efecto de la cantidad, tamaño y morfología de las fases presentes en la aleación, sobre las propiedades acústicas del material.

Asimismo, se destaca la poca variación de estos parámetros con el palpador de 17 MHz si se comparan con el de 5 y 10 MHz.

Puesto que los resultados anteriores reportan una dependencia de la velocidad de la onda longitudinal con la fracción de fase σ presente en cada una de las muestras evaluadas, se realizaron tratamientos térmicos a 950°C, por períodos de tiempo muy cortos. La finalidad de los mismos es minimizar la presencia de la fase σ . La Figura 12 presenta los resultados obtenidos en las muestras M11-M15, con ausencia de la fase σ , para cada una de los palpadores utilizados. En las mismas se observa un aumento significativo de la velocidad a medida que se prolonga el tiempo de tratamiento, particularmente hasta 900 s, y una leve variación cuya tendencia también muestra un incremento a medida que aumenta el tiempo de tratamiento. Tales resultados podrían estar asociados inicialmente al efecto del enfriamiento rápido al que fueron sometidas cada una de estas probetas y que generan cambios en el módulo de rigidez del material, así como también en la orientación de los granos individuales (textura) [7]. Finalmente, el incremento observado entre los 1800 y 7200 s, podría ser el efecto tanto de la mínima variación en la fracción de fases α - γ como también de la aparición de pequeñas fracciones de la fase σ , la cual ocurre principalmente transcurridos 3600 s.

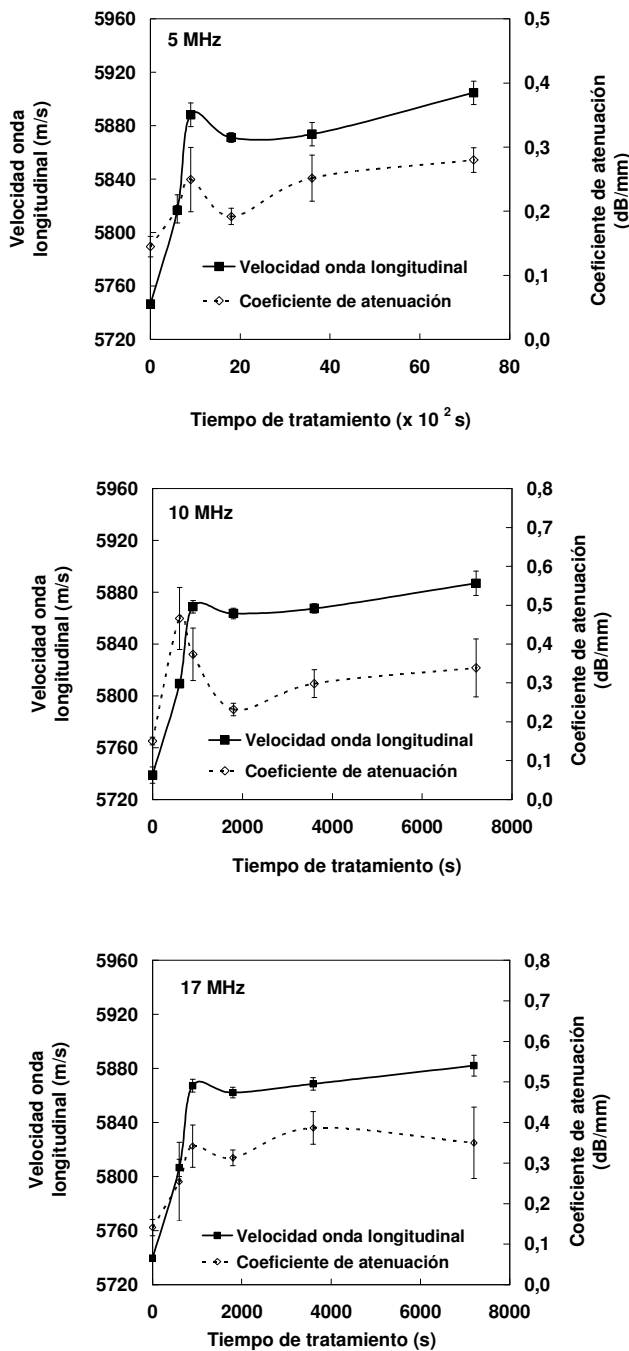


Figura 12. Velocidad de la onda longitudinal y del coeficiente de atenuación durante los tratamientos de las probetas M11, M12, M13, M14 y M15 a 950°C sin formación previa de σ .

En cuanto al coeficiente de atenuación, los resultados obtenidos exhiben un incremento a medida que aumenta el tiempo de tratamiento, particularmente a tiempos muy cortos, hasta 600 s.

Posteriormente, cada uno de los palpadores muestran variaciones cuya tendencia es al aumento, sobre todo hasta 7200 s. No obstante, para cada una de las frecuencias se observa una leve disminución entre los 900 y 1800 s.

Este aumento del coeficiente de atenuación a tiempos muy cortos podría estar relacionado con las pérdidas de energía que se producen durante el incremento del tamaño de grano de la fase austenítica de 17 a 23 μm que se produce principalmente hasta 600 s. No obstante, dicha variación del tamaño de grano se hace menos perceptible entre 900 y 1800 s, lo que sugiere que tal disminución sea el producto de esta poca variación. Sin embargo, transcurridos 1800 s el incremento observado en cada una de las muestras podría estar relacionado principalmente a la presencia de pequeños precipitados de fase σ a lo largo de la interfase α - γ , corroborando así que la atenuación y decaimiento de la señal en estas muestras están determinados, entre otros, por los mecanismos de dispersión de la onda, que se generan por la presencia significativa de precipitados y fases secundarias, tal y como ha sido reportado en estudios anteriores de otros tipos de aceros [10-15].

3.2.2 Cálculos del módulo de elasticidad (E).

En la Figura 13 se aprecian los valores del módulo de elasticidad (E) calculados para cada una de las muestras evaluadas. Los mismos se determinaron en base a los valores promedios de la velocidad de la onda longitudinal para cada una de las muestras tratadas.

La Figura 13a muestra los valores calculados del módulo de elasticidad (E) en las probetas de acero dúplex 2205 tratadas a 875°C. En la misma se aprecia un incremento del módulo de elasticidad de 195 a 200 GPa a medida que se incrementa la fracción de fase σ y de fase γ hasta un 14% y un 70%, respectivamente.

Los valores obtenidos del módulo de elasticidad en las muestras de acero dúplex 2205 tratadas a 950°C durante el proceso de disolución de la fase sigma (Fig. 13b), muestran en general un leve descenso en el módulo de Young de 199 GPa hasta 196 GPa. No obstante, la tendencia general para cada una de las frecuencias es un descenso significativo hasta 1800 s y posteriormente un leve incremento hasta 3600 s.

Tal comportamiento inicial es producto de la

disminución del porcentaje de fase σ a medida que aumenta el tiempo de tratamiento y finalmente obedece a la formación de la fase ferrítica por efecto de la disolución de la fase σ . Esto corrobora el efecto que tiene la presencia de esta fase σ sobre las propiedades mecánicas del acero entre las que destaca la dureza y la rigidez.

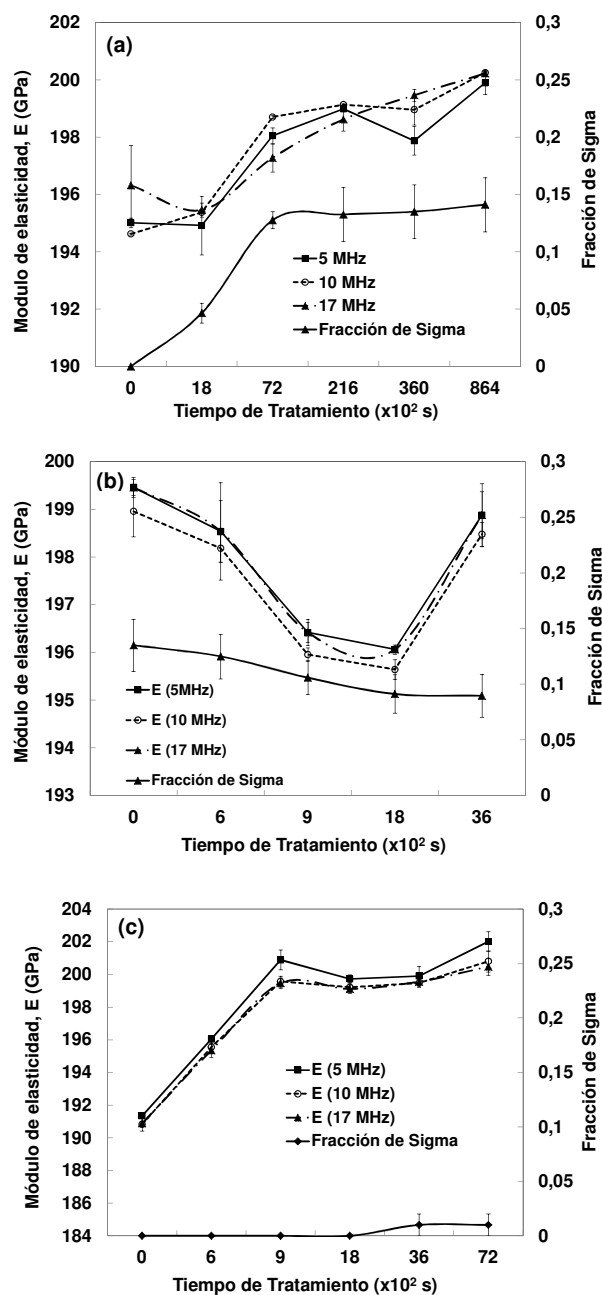


Figura 13. Variación del módulo de elasticidad durante (a) Tratamientos a 875°C, (b) Disolución de la fase σ a 950°C (c) Tratamientos a 950°C sin promoción previa de σ .

En cuanto a las probetas tratadas a 950°C (Fig.13c), los valores obtenidos del módulo de elasticidad muestran un incremento a medida que aumenta el tiempo de tratamiento, particularmente hasta 1800 s, de 190 MPa hasta 200 MPa, y que continua transcurridos los 3600 s hasta 202 MPa. Este incremento podría estar relacionado con los cambios en la rigidez del material producto del tratamiento térmico y con la precipitación de pequeñas fracciones de fase σ .

4. CONCLUSIONES

Los resultados obtenidos muestran una dependencia de las variables acústicas con los cambios microestructurales que se producen en este tipo de acero.

Las mediciones de velocidad de la onda longitudinal durante los tratamientos térmicos a 875° y 950°C reportan un incremento de la misma a medida que se incrementa la fracción de la fase sigma. En general, durante el tratamiento de disolución de la fase sigma se aprecia una disminución de dicha velocidad.

En cuanto a los valores reportados para el coeficiente de atenuación, éstos muestran una variación significativa durante los tratamientos a 875°C. No obstante, la tendencia es hacia una disminución a medida que se estabilizan los porcentajes de cada una de las fases y también el tamaño de grano austenítico. Por su parte, los valores obtenidos durante la disolución de la misma revelan un incremento que no pareciera estar relacionado con la variación del tamaño de grano austenítico, sino con la fracción de la fase ferrítica y austenítica. Asimismo, en las muestras tratadas a 950°C se evidencia un incremento que podría estar asociado a la variación del tamaño de grano y de las cantidades relativas de las fases α , γ y σ .

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen al Decanato de Estudios de Postgrado de la Universidad Simón Bolívar, al Fondo Nacional de Ciencia, Tecnología e Investigación (FONACIT) de Venezuela y al Ministerio de Ciencia e Innovación de España a través del proyecto MAT2009-14461, por el apoyo financiero.

A Sandvik de Venezuela por suministrar, en calidad de donación, el material bajo estudio.

6. REFERENCIAS

- [1]. Gunn R. *Duplex stainless steels. Microstructure, properties and applications*, Cambridge (Inglaterra) Woodhead Publishing Ltd., 1997. p. 35-47.
- [2]. Norström L, Pettersson S, Nordin S. *Z. Werkstofftech* 1981; **12**: 229-234.
- [3]. Pohl M, Storz O. *Zeitschrift für Metallkunde* 2004; **95(7)**: 631-638.
- [4]. Elmer JW, Palmer TA, Specht ED. *Mater Sci Eng. A* 2007; **459**: 151-155.
- [5]. Wong KW, Shek CH, Zhang W, Lai JKL. *Mater Lett* 2008; **62**: 3991-3994.
- [6]. Garin J, Mannheim L, Camus M. *Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales* 2010; **30(1)**: 46-53.
- [7]. Papadakis EP. *International Metals Reviews* 1984; **29(1)**: 1-23.
- [8]. Papadakis EP. *J Acoust. Soc. Am* 1965; **37(4)**: 711-717.
- [9]. Papadakis EP. *Metallurgical Transactions* 1970; **1**: 1053-1057.
- [10]. Badidi A, Benchaala A, Alem K. *Ultrasonics* 2000; **38**: 224-227.
- [11]. Raj B, Palanichamy P, Jayahumar T, Kumar A, Vasuadevan M, Shankar P. *Review of progress in quantitative non-destructive* 2000; **509**: 1425-1431.
- [12]. Palanichamy P, Joseph A, Jayahumar T. *BINDT Insight* 1994; **36**: 874-878.
- [13]. Hakan C, Orkun T. *Mater Charact* 2005; **55**: 160-166.
- [14]. Berger H. *Mater Eval* 1992; **50**: 299-305.
- [15]. Rajkumar K, Kumar A, Jayakumar T, Raj B, Ray K. *Metall Mater Trans A* 2007; **38**: 236-242.
- [16]. De Macedo E, Costa V, Leite J, Gomes A, Pinho E, Tavares J. *Mater Sci. Eng A* 2009; **516**: 126-130.
- [17]. Ruiz A, Ortiz N, Carreón H, Rubio C. *J Nondestruct Eval* 2009; **28**: 131-139
- [18]. Krautkramer J, Krautkramer H. *Ultrasonic Testing of Materials*, 4ta Ed. Springer-Verlag, 1990. p. 91-92.
- [19]. Karlsson L. *WRC Bulletin* 1999; **438**: 1-20.
- [20]. Pohl M, Storz O, Glogowski T. *Materials Characterization* 2007; **58**: 65-71.
- [21]. Rajkumar KV, Kumar A, Vaidyanathan S, Jayakumar T, Raj B, Ray K. "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, 2004*, p. 20-22.