

COMPORTAMIENTO DEL ACERO MARTENSÍTICO-FERRÍTICO DE ACTIVACIÓN REDUCIDA F82H EN CICLOS TÉRMICOS CON ENFRIAMIENTO CONTINUO.

P. Reynoso Peitsch (1), C. A. Danón (1).

(1) Gerencia Materiales, Comisión Nacional de Energía Atómica, Centro Atómico Constituyentes, Av. Gral. Paz 1499 B1650KNA, San Martín, Buenos Aires, Argentina.
Email: preynoso@cnea.gov.ar

En esta contribución estudiamos el comportamiento en enfriamiento continuo del acero F82H (C: 0.09, Cr: 7.6, Mo: 0.003, W: 1.9, Si: 0.11, Mn: 0.16, Ni: 0.02, Nb: <0.001, V: 0.16, Al: 0.003 % peso) [1] para condiciones de austenización fijas, prestándose especial atención a la transformación a la martensita. Se presentan los resultados del comportamiento en transformación, obtenidos al aplicar ciclos térmicos utilizando la técnica de la Calorimetría Diferencial de Barrido (DSC) [2]. El material utilizado se encontraba en su estado metalúrgico de partida, normalizado y revenido. Se prepararon muestras en forma de discos con un diámetro aproximado de 3.8 mm y masas entre 75 y 90 ± 0.01 mg. Se ensayaron las muestras en un DSC, marca Setaram, modelo LabSys Evo, previamente calibrado en temperatura y flujo de calor utilizando las temperaturas y entalpías de fusión aceptadas en la literatura para 5 metales puros. Se sometieron las muestras a ciclos térmicos de tres segmentos: calentamiento a 5 °C/min desde temperatura ambiente hasta 1050 °C, mantenimiento por 15 minutos a 1050 °C en el campo de fase austenítico y, por último, enfriamiento a velocidad constante, a diferentes velocidades, siendo éstas: 1.5, 2, 3, 5, 10 y 50 °C/min. Las experiencias se realizaron bajo atmósfera de argón con un caudal de 100 ml/min, manteniendo la presión constante a 1 atm. Luego de los ensayos de calorimetría, las muestras se prepararon por técnicas convencionales para su observación por microscopía óptica y electrónica de barrido. Se utilizó como ataque químico para revelar la microestructura subyacente una mezcla de los reactivos Villela (50%) y Nital 4% (50%). Las muestras se observaron con un microscopio óptico, marca Olympus, modelo GX51 y un microscopio electrónico de barrido con cañón de emisión por efecto de campo (FEG-SEM), marca Zeiss, modelo: Supra 40. En la Tabla 1 se informan las temperaturas críticas correspondientes a las transformaciones de fase identificadas sin ambigüedad en el acero estudiado bajo las condiciones experimentales previamente mencionadas. Por microscopía óptica se distinguen claramente las fases martensita y ferrita con un aumento en la fracción de ferrita a medida que disminuye la velocidad de enfriamiento. En otro aspecto, se observa en la Fig. 1 (b), en determinados sitios, bordes de fase aserrados entre las fases martensítica y ferrítica; además, en la Fig. 2 (b) los tamaños de grano ferrítico son similares, o tendiendo, al tamaño del ex grano austenítico. En la Fig. 3 se exhiben en conjunto los segmentos de termogramas de enfriamiento continuo llevados a cabo a distintas velocidades, donde se evidencia un cambio en la forma característica del pico asociado a la transformación martensítica a partir de velocidades de enfriamiento inferiores a 5 °C/min. Se considera entonces la posibilidad de una transformación por etapas a la martensita. Los ciclos de enfriamiento continuo aplicados al acero de activación reducida F82H pusieron de manifiesto que: **i.** La velocidad crítica para la formación de ferrita se encuentra por debajo del valor 1.5 °C/min (90 °C/h). **ii.** La transformación a la ferrita ocurriría por nucleación en los puntos triples de la matriz austenítica (Fig. 1 (b), Fig. 2 (a)), lo que a su vez sugiere que dicha transformación se produce mayoritariamente en la región de temperaturas superiores dentro del intervalo de transformación. **iii.** La transformación a la martensita depende fuertemente de la velocidad de enfriamiento aplicada, produciéndose el desdoblamiento de la misma, o su ocurrencia en etapas diferenciadas, a medida que disminuye dicha velocidad, Fig. 3. **iv.** El desdoblamiento de la transformación martensítica podría deberse a inhomogeneidades químicas de la matriz austenítica, promovidas por la decarburación de la corona exterior de la probeta, Fig. 1 (a), o bien por diferencias acusadas en el tamaño de grano de dicha matriz Fig. 2 (b).

REFERENCIAS

- [1] Klueh R.L., Nelson A.T., (2007) "Ferritic/martensitic steels for next-generation reactors". J. Nucl. Mater. 371(1-3): 37-52.
[1] Höhne, G.W.H. et al., (2003) "Differential Scanning Calorimetry". Berlin, Springer-Verlag.

4° Congreso de la Asociación Argentina de Microscopía (SAMIC 2016)

Tabla 1. Temperaturas de transformación del acero F82H. Siendo, f: ferromagnético; p: paramagnético; c: calentamiento; e: enfriamiento; a: austenita; f: ferrita; m: martensita.

Transformación	Vel. (°C/min)	T _i (°C)	T _r (°C)
Curie f→p (c)		5	765
m→a (c)	5	856	873
a→m (e)	50	439	352
a→m (e)	10	445	398
a→m (e)	5	447	397
a→m (e)	3	450	384
a→m (e)	2	449	358
a→m (e)	1.5	478	337

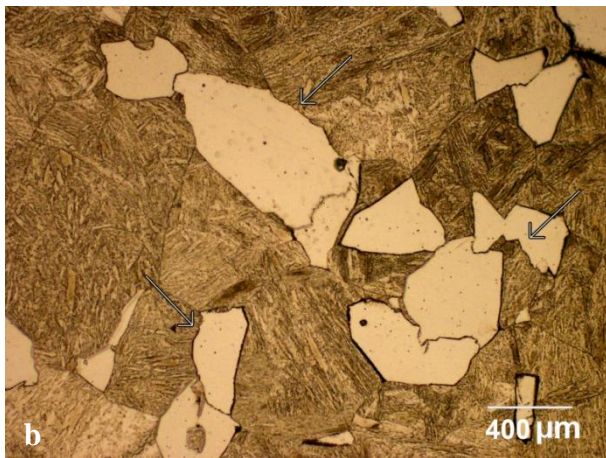
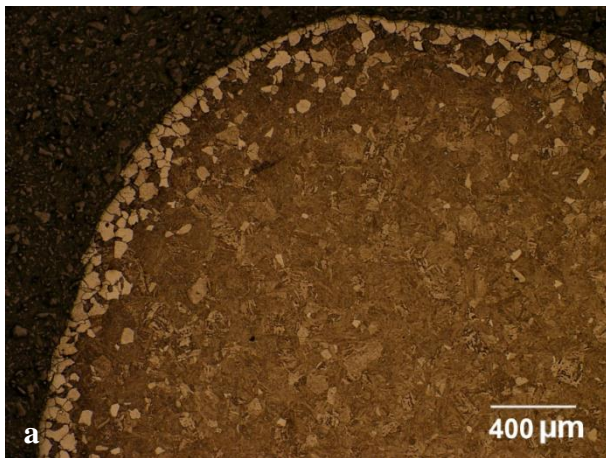


Fig. 1. Imágenes obtenidas en un microscopio óptico de la microestructura del acero F82H enfriado a: (a) 3 °C/min, (b) 2 °C/min.

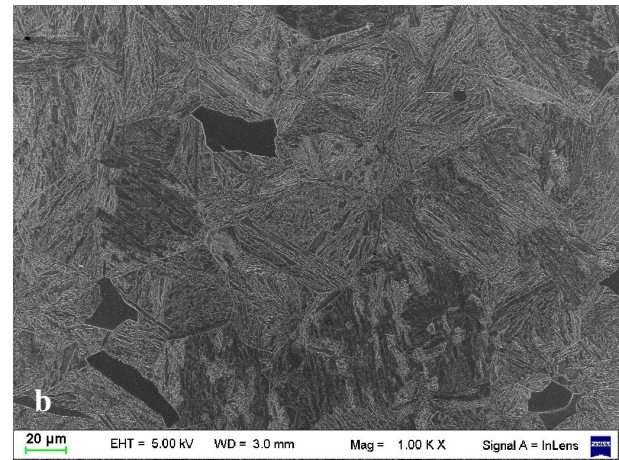
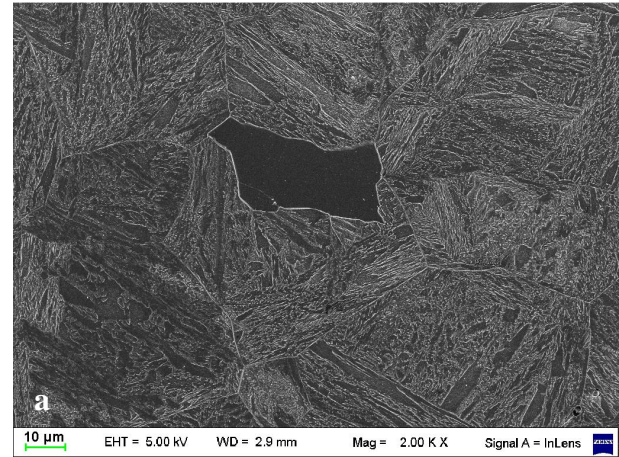


Fig. 2. Imágenes obtenidas en un FEG-SEM de la microestructura del acero F82H enfriado a 10 °C/min.

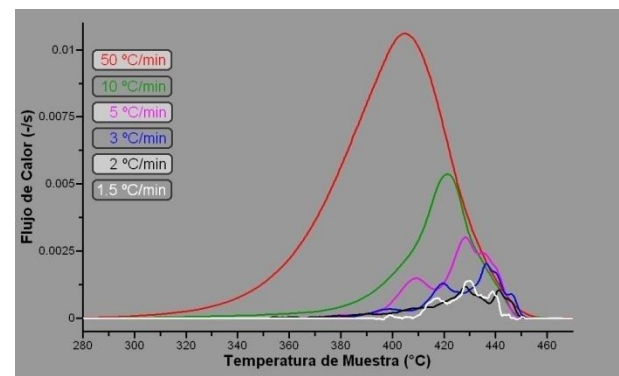


Fig. 3. Comparación entre picos normalizados de la transformación martensítica en enfriamiento continuo a distintas velocidades, acero F82H.