

ESTUDIO DE LAS PROPIEDADES MECANICAS Y TECNOLOGICAS DE ALEACIONES Fe-Mn-Si CON MEMORIA DE FORMA

A.V. Druker ⁽¹⁾, A. Perotti ⁽¹⁾, I. Esquivel ⁽¹⁾ y J. Malarria ⁽²⁾

⁽¹⁾ Facultad de Cs. Ex., Ingeniería y Agrimensura- Universidad Nacional de Rosario. ARGENTINA

⁽²⁾ Instituto de Física Rosario. CONICET-UNR. ARGENTINA

E-mail (autor responsable): ana@asb.com.ar

RESUMEN

El efecto memoria de forma es un comportamiento termomecánico particular que implica la recuperación de una cierta deformación aparentemente plástica. En el caso de las aleaciones ferrosas, se debe a la transformación inducida por tensión de la fase austenita γ (FCC) a la martensita ε (HCP), y su posterior retransformación mediante calentamiento a una temperatura superior a A_f .

Los aspectos más influyentes en las propiedades de memoria de forma son la energía de falla de apilamiento de la aleación, y la textura y microestructura de la matriz austenítica. Cuando el material se deforma, la tensión de corte resuelta en el sistema $\{111\}\langle 112\rangle$ debe ser la más alta, tal que se induzca la transformación martensítica $\gamma \rightarrow \varepsilon$ antes que la deformación plástica de la matriz. Además, las fallas de apilamiento son núcleo de la martensita ε , y la densidad de dislocaciones afecta el movimiento de las dislocaciones parciales sobre ese sistema de deslizamiento. Estos aspectos dependen del tratamiento termomecánico efectuado sobre el material.

En este trabajo investigamos la aplicación de aleaciones Fe-Mn-Si con memoria de forma, en la fabricación de piezas de máquinas y mecanismos, en particular acoples de cañerías o de ejes. Evaluamos los parámetros óptimos que afectan las propiedades de memoria, esto es, la composición química, la cantidad de deformación previa, los tratamientos termomecánicos, la temperatura de recocido, y establecimos una correlación entre la reversibilidad de la transformación martensítica y las condiciones de la microestructura (particularmente el rol de los defectos cristalinos). Encontramos que mediante un laminado a 800°C seguido de recocido a 650°C, se logra maximizar la recuperación de forma en una aleación Fe-15Mn-5Si-9Cr-5Ni. Así mismo, investigamos ciertas propiedades tecnológicas que permiten establecer la factibilidad de producción a nivel industrial, entre ellas, la soldabilidad y la respuesta mecánica. Mediante probetas sometidas a flexión y tracción, evaluamos el comportamiento esperado en piezas vinculadas por uniones soldadas.

Tópico 2: Materiales Metálicos

Palabras clave: Memoria de forma, Fe-Mn-Si, laminación, martensita, soldadura

1. INTRODUCCIÓN

El efecto memoria de forma (EMF) que exhiben ciertas aleaciones metálicas es debido a una transformación martensítica que puede revertirse cuando el material se calienta. Las aleaciones Fe-Mn-Si con alto contenido de manganeso, tienen esta propiedad, y difieren en varios aspectos de los aceros comerciales. La fase austenítica de alta temperatura, de estructura FCC, transforma a martensita ε , HCP, a temperaturas del orden de la ambiente, presentando una morfología de placas. Las observaciones con microscopio electrónico de transmisión (TEM) muestran que esas placas nuclean a partir de fallas de apilamiento existentes en la matriz austenítica. Placas muy delgadas crecen por deslizamiento de dislocaciones parciales de Shockley de vector de Burgers $a/6\langle 112\rangle$, sobre cada plano alternado $\{111\}$ de austenita [1]. Debido a la simetría de la red cúbica FCC, hay tres direcciones de deslizamiento posibles, sobre cada uno de los cuatro planos de la familia $\{111\}$, que son equivalentes para formar un cristal HCP. Por lo tanto, cuando la transformación es inducida térmicamente, no hay cambio de

forma macroscópico, ya que la martensita tiende a autoacomodarse produciendo placas en todas las direcciones de deslizamiento disponibles [2, 3]. En cambio, cuando se activa por aplicación de tensión, la transformación tiene lugar sólo por el movimiento selectivo de la variante más favorablemente orientada [2], produciéndose un cambio en la forma de la pieza. El EMF tiene lugar cuando la transformación inversa $\varepsilon \rightarrow \gamma$ ocurre por inversión del camino seguido durante la transformación directa. Esta condición se satisface cuando, durante la transformación inversa, se activa la dirección de deslizamiento correcta sobre cada plano {0001} de martensita; esto es, las mismas dislocaciones parciales que deslizaron en la transformación directa, retornan deslizando por el mismo camino durante el calentamiento. Este hecho fue confirmado observando que el relieve superficial de la martensita ε , desaparece casi completamente en las muestras que presentan un buen EMF, mientras que se mantiene luego que la transformación inversa se completara en aleaciones Fe-Mn-Si con propiedades de memoria pobres [3].

Hay ciertos factores importantes que afectan las propiedades de memoria de forma. Una de ellas es la tensión de fluencia de la matriz austenítica. Cuando se aplica tensión, el material se puede deformar por transformación martensítica, como se describió más arriba, o bien deslizar plásticamente, con multiplicación de dislocaciones perfectas. El primer mecanismo tiene relación directa con el EMF; el segundo produce una deformación irre recuperable, y por lo tanto, lo perjudica. De esto se deduce que una matriz endurecida, así como una apropiada orientación cristalográfica, mejoran el EMF. Cuando la textura es favorable, se maximiza la tensión de corte resuelta en el sistema {111}<112> induciéndose preferentemente la transformación martensítica en lugar del deslizamiento plástico permanente [4].

Otro factor importante es la condición microestructural de la fase austenítica. Las fallas de apilamiento actúan como sitios de nucleación de martensita ε ; por lo tanto, contar con una alta densidad es un factor crucial para obtener un gran EMF. Las dislocaciones perfectas también son importantes; ellas juegan un rol doble. Por un lado endurecen la austenita, pero también pueden impedir el movimiento de las dislocaciones parciales, lo que degradaría el EMF. Trabajos recientes muestran que la estructura de defectos, esto es densidad de fallas de apilamiento y balance apropiado de dislocaciones, se pueden controlar mediante tratamientos termomecánicos aplicados al material [5]. Particularmente, la combinación de laminado a temperaturas intermedias seguido de recocido, produce un EMF casi perfecto en las aleaciones Fe-Mn-Si [6, 7, 8, 9].

Cuando los metales son laminados, las dislocaciones se multiplican por mecanismos como la fuente de Frank-Reed. La energía acumulada endurece el material y, un recocido posterior puede activar procesos de recuperación, recristalización o crecimiento de grano, dependiendo del tiempo y temperatura empleados. Más aún, en las aleaciones de baja energía de falla de apilamiento (SFE), las dislocaciones se pueden disociar formando fallas de apilamiento y maclas en las dos etapas del proceso termomecánico. Por lo tanto, la condición microestructural final dependerá de una combinación de factores como la temperatura de laminado, la reducción que se efectúe, el tiempo y la temperatura de recocido y la SFE de la aleación [10]. La mayoría de los cuales también influyen en las propiedades mecánicas y tecnológicas del material.

En este trabajo analizamos los efectos de los tratamientos termomecánicos sobre el EMF y las propiedades mecánicas y tecnológicas de una aleación Fe-15Mn-5Si-9Cr-5Ni (% en peso), identificando la condición que proporciona el grado de recuperación de forma más alto. Para esta condición particular, caracterizamos las propiedades de resistencia y plasticidad, necesarias para diseñar piezas y componentes mecánicos. Así mismo, investigamos su soldabilidad y la influencia de las uniones en el comportamiento del material.

2. PROCEDIMIENTOS EXPERIMENTALES

La aleación se preparó a partir de material prima de calidad comercial, en un horno de inducción bajo protección de argón. Se vertió en un molde de arena diseñado para obtener lingotes largos de 10 mm de espesor, que facilitarían su posterior laminación. La composición química, cuyo resultado se muestra en la Tabla 1, se determinó de la siguiente manera: el contenido de carbono mediante técnicas de combustión, Mn y Ni por absorción atómica, Cr y Si según indican las normas ASTM.

Tabla 1: Composición química de la aleación (wt. %).

Fe	C	Mn	Si	Cr	Ni
65.31	0.05	15.43	5.50	8.10	5.61

Los lingotes fueron homogeneizados a 1100°C durante 12 hs. y posteriormente laminados a 1000°C en varias pasadas hasta un espesor de 1,7 mm. A partir de allí laminamos chapas a diferentes temperaturas, reduciendo el espesor en un 35%. De cada lote tomamos muestras que fueron recocidas a distintas temperaturas entre 650°C y 1000°C. La Tabla 2 resume los tratamientos termomecánicos aplicados. Las mediciones de dureza se realizaron con un durómetro Digimes AHT-RC-(T), utilizando la escala Rockwell A (carga de 600 N). Examinamos la microestructura con un microscopio óptico Olympus PME3 equipado con dispositivo Nomarski de contraste de interferencia. Las probetas fueron pulidas mecánicamente hasta papel esmeril de granulometría 1200, seguido de pulido electrolítico con una solución de ácidos acético/perclórico en proporción 80/20 (% vol) a 27 V durante 60-90 seg. Las observaciones a escala nanométrica se realizaron en un microscopio electrónico de transmisión (TEM) JEOL JEM-2000FX operando a 200 kV. En este caso, las muestras se adelgazaron químicamente hasta 0,2 mm en una solución de 90% H₂O₂ + 5 % HF + 5 % HNO₃, y luego fueron electropulidas mediante la técnica de doble-jet en una solución de ácidos acético/perclórico 90/10 (vol. %) a temperatura ambiente.

Tabla 2: Tratamientos termomecánicos aplicados a las diferentes muestras, valores de dureza (HR_A) y resistencia aprox. (MPa)

Temperatura de laminado	Tal cual laminadas		Recocido a 650°C		Recocido a 800°C		Recocido a 1000°C				
	[HR _A]	[MPa]	[HR _A]	[MPa]	[HR _A]	[MPa]	[HR _A]	[MPa]			
20°C	A0	--	A2	71.0	1310	A3	68.5	1100	A1	59.5	615
600°C	B0	69.5	B2	67.5	1060	B3	65.0	935	B1	57.0	600
800°C	C0	66.5	C2	66.5	1020	C3	65.0	939	C1	59.0	659
1000°C	D0	57.0	D2	57.0	619	D3	59.0	695	D1	57.0	550

Las chapas fueron soldadas por proceso TIG en una máquina ESAB, Modelo Aristo Lud 450, con electrodo de tungsteno de diámetro 2,4 mm, boquilla de cerámica de 10 mm de diámetro interior y protección de argón.

Las propiedades mecánicas se evaluaron mediante ensayos de tracción en una máquina Instron 3362 con velocidad de deformación de 2.10^{-4} s^{-1} . Para evaluar las propiedades de memoria de forma, se realizaron deformaciones de tracción hasta un 3% y flexión de 90° alrededor de un mandril de 40 mm de diámetro. En este caso, la deformación en la fibra exterior es $\varepsilon_f = t/\phi = 2.5\%$, donde t es el espesor de la muestra y ϕ el diámetro del mandril. Para la transformación inversa las muestras se calentaron a 550°C durante 20 min, esto es por encima de la temperatura A_f , de final de reversión [11, 12]. El grado de recuperación uniaxial (GRF_t) se calculó mediante la ecuación

$$GRF_t = \frac{l_2 - l_1}{l_1 - l_0} \cdot 100 \quad (\text{Ec. 1})$$

donde l_0 es la distancia entre dos indentaciones Vickers realizadas antes del ensayo, l_1 la misma medida después del ensayo, y l_2 , luego del recocido de recuperación.

Las muestras flexionadas se fotografiaron antes y después del recocido, midiéndose los ángulos θ_e , de recuperación elástica, y θ_r luego del recocido. El porcentaje de recuperación, GRF_f , se calculó como:

$$GRF_f = \frac{90^\circ - \theta_r}{90^\circ - \theta_e} \cdot 100 \quad (\text{Ec. 2})$$

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. DUREZA DEL MATERIAL

En las aleaciones con memoria de forma, los resultados de los ensayos de dureza pueden no indicar efectivamente la dureza del material, ya que parte de la deformación medida puede deberse a transformación martensítica. No obstante, cuando se los aplica al mismo material en diversas condiciones de tratamiento termomecánico, proporcionan rápidamente datos comparativos. Teniendo en cuenta estas consideraciones, y en base al espesor de las muestras y el orden de dureza esperada, seleccionamos el método Rockwell en su escala A, que aplica una carga de 600 N mediante un penetrador cónico de diamante [13]. En la Tabla 2 se hallan los valores obtenidos y la resistencia a la tracción equivalente, para las distintas condiciones termomecánicas.

La dureza, en general relativamente alta, refleja el efecto de los elementos aleantes endurecedores de la matriz austenítica. Las temperaturas de laminado y recocido influyen sobre estos valores. Para una misma condición de recocido, la dureza disminuye cuando aumenta la temperatura de laminado, debido a los fenómenos de recristalización dinámica que ocurren durante las deformaciones a temperaturas intermedias y altas. El efecto de la temperatura de recocido no parece tan monótono: en muestras laminadas a 20°C, 600°C y 800°C, el recocido a 650°C mantiene los valores de dureza elevados. En tanto la dureza de las chapas laminadas a 1000°C no se ve afectada por los recocidos, probablemente debido a la completa recristalización que ocurre durante el procesamiento a esa temperatura.

3.2. PROPIEDADES DE MEMORIA DE FORMA

Evaluamos el comportamiento memoria de forma de las chapas sometidas a diferentes tratamientos termomecánicos, mediante ensayos de tracción y de flexión, tal como se describió en el apartado 2. Las muestras laminadas a temperatura ambiente, tal cual laminadas o recocidas a temperaturas intermedias, resultaron demasiado frágiles y se fracturaron con deformaciones de sólo 1,2%. De este grupo, sólo pudo ser ensayada la muestra recocida a 1000°C (A1), fuertemente recristalizada y casi libre de defectos estructurales. La Fig. 1a muestra el grado de recuperación de forma uniaxial (Ec. 1). Para todas las condiciones de laminado, los mejores resultados se obtienen luego de un recocido a 650°C. De las curvas de los ensayos de tracción obtuvimos los valores de las tensiones críticas de transformación, $\sigma_{\gamma \rightarrow \epsilon_s}$, correspondientes a una deformación del 0,2% (Fig. 1b). En las muestras laminadas a 600°C, estas tensiones son relativamente altas, comparándolas con las correspondientes a las chapas laminadas a temperaturas más elevadas. En cuanto al porcentaje de recuperación, los ensayos de flexión reflejan las mismas tendencias, aunque los valores son algo mayores (Fig. 1c); no hay una estricta equivalencia debido al gradiente de deformaciones en la sección de estas muestras.

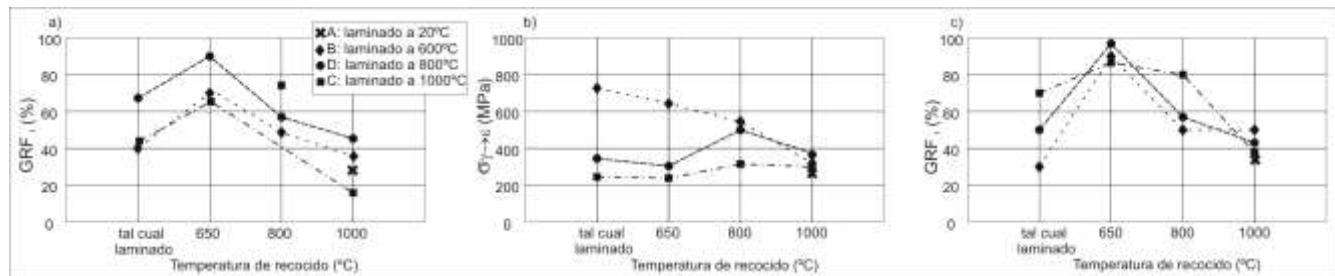


Fig. 1: Propiedades de memoria de forma de muestras sometidas a diferentes tratamientos termomecánicos:

- a) Grado de recuperación de deformación uniaxial, b) Tensiones críticas de transformación, medidas en ensayos de tracción, c) Grado de recuperación de forma en flexión.

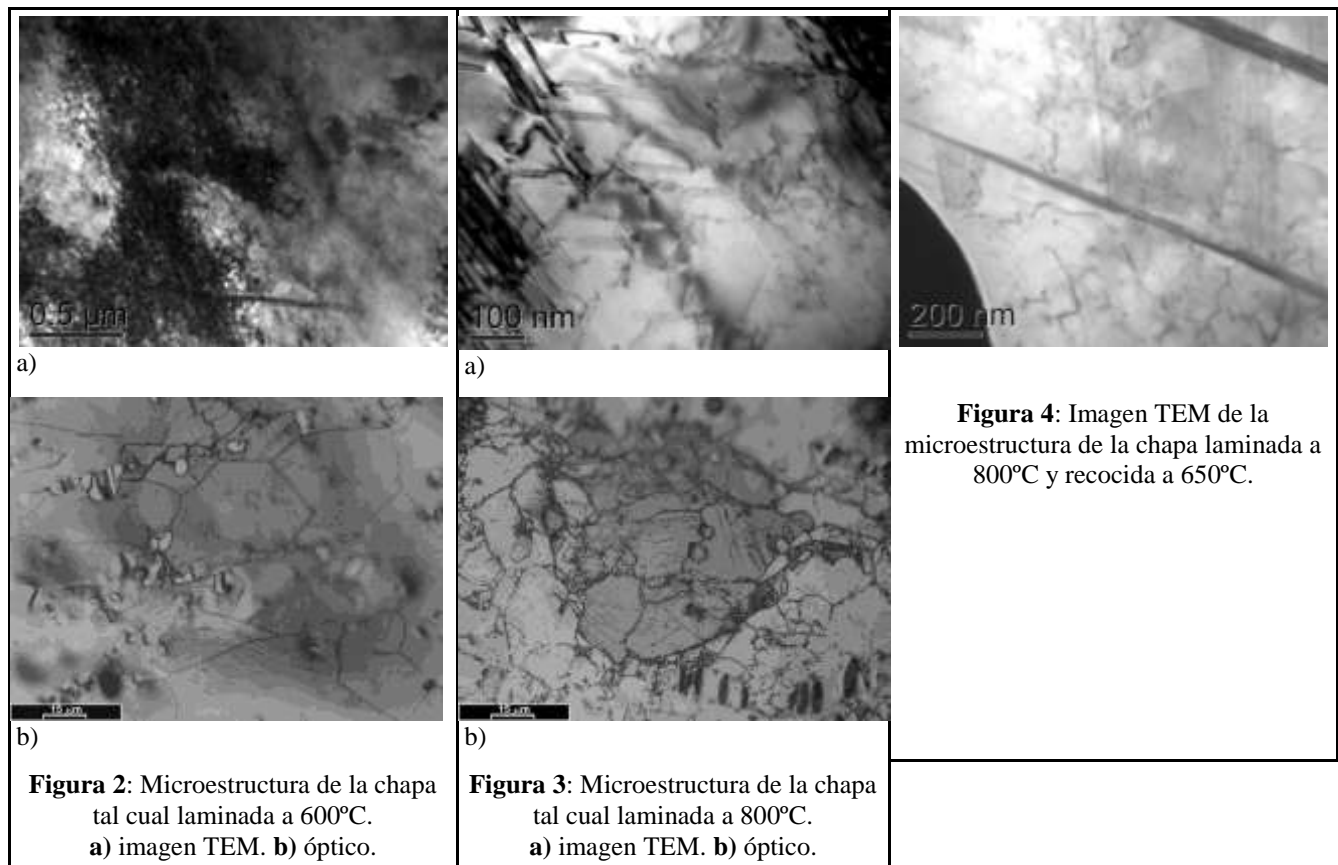
Los resultados muestran que el material laminado a 800°C y recocido a 650°C tiene las mejores propiedades de memoria, recuperando casi el 95% de la deformación aplicada. Las chapas tal cual laminadas y aquellas recocidas a 1000°C presentaron un pobre comportamiento de memoria, recuperando sólo el 30%. Esto confirma la importancia de encontrar la mejor combinación de temperaturas de laminado y recocido, a los efectos de optimizar el EMF en esta aleación.

3.3. RELACION CON LA MICROESTRUCTURA

Las observaciones realizadas con microscopio óptico y TEM, revelan características microestructurales muy diferentes en relación con los tratamientos termomecánicos aplicados. El análisis detallado de la estructura obtenida en cada caso, será objeto de una próxima publicación.

Como indicamos más arriba, las fases presentes y el tipo y densidad de defectos resultantes de los diversos procesamientos, son parte determinante de los resultados medidos en los ensayos de GRF que presentamos en la Fig. 1. Las principales diferencias entre las muestras laminadas a 600°C y 800°C, son sus microestructuras tal cual laminadas y sus tensiones críticas de transformación. La primera presenta una alta densidad de dislocaciones y bandas de dislocaciones (Fig. 2a), que están ausentes en aquellas laminadas a 800°C (Fig. 3a), mientras que no se aprecian diferencias marcadas en la observación a nivel granular (Fig. 2b y 3b). Además, la

densidad de fallas de apilamiento es más baja en aquella condición. Ambos ingredientes influyen negativamente en el EMF de las chapas laminadas a 600°C: por un lado, la baja densidad de fallas de apilamiento dificulta la nucleación de la martensita, lo que se refleja en la tensión crítica más elevada (Fig. 1b); además, las dislocaciones perfectas pueden actuar como obstáculo para el movimiento de las dislocaciones parciales. Por eso mismo, es probable que haya deslizamiento irrecuperable al tiempo que se induce la transformación por tensión en estas muestras, resultando en un bajo EMF. En cambio, las muestras laminadas a 800°C y recocidas a 650°C, comienzan a transformar con valores de tensión crítica bajos (Fig. 1b), debido a la abundancia de sitios de nucleación en la matriz (Fig. 4), y sin deformación plástica de la austenita.



3.4. CARACTERIZACION DE LAS PROPIEDADES MECANICAS

Los resultados mostrados en la Fig. 1, indican que la chapa laminada a 800°C y recocida a 650°C, presenta el mejor comportamiento de memoria de forma. Para evaluar sus propiedades mecánicas, preparamos varias muestras de esa chapa siguiendo las normas SAE J416b, y las ensayamos a tracción hasta rotura. Estos resultados nos proporcionan los datos necesarios para proceder al diseño de estructuras y componentes mecánicos. La curva tensión-deformación que puede verse en la Fig. 5 es representativa del conjunto; se observa que el material deforma elásticamente hasta una tensión aproximada de 450 MPa; a partir de este punto comienzan las deformaciones permanentes debidas a transformación martensítica $\gamma \rightarrow \epsilon$ y deslizamiento plástico. La velocidad de endurecimiento se va reduciendo hasta que se alcanza la tensión máxima de 880 MPa y se produce fractura sin estricción. La elongación total, medida en la longitud calibrada, es 16%.

3.5. CARACTERIZACION DE PROPIEDADES TECNOLOGICAS: SOLDABILIDAD

Para evaluar la soldabilidad del material y la influencia de este proceso en el EFM, preparamos chapas de 1 y 2 mm de espesor, laminadas a 800°C. El método de unión empleado fue TIG [14, 15], sin material de aporte. Las condiciones del proceso se encuentran detalladas en la Tabla 3.

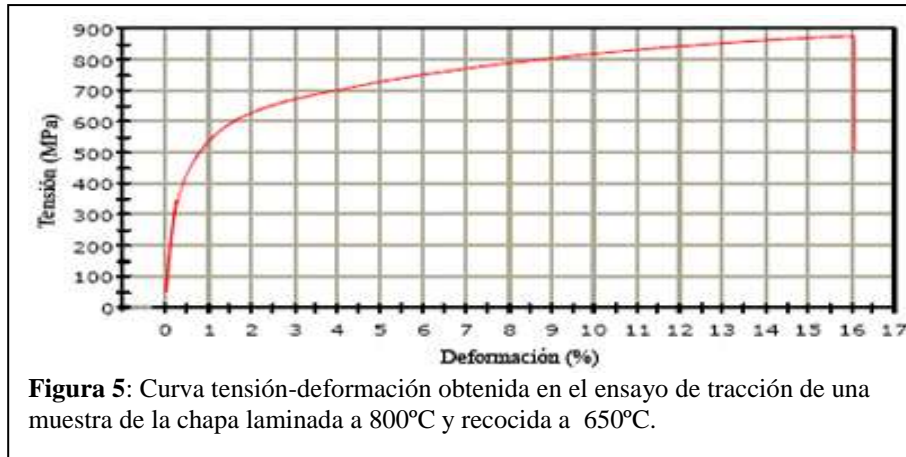


Tabla 3: Condiciones del proceso de soldadura TIG

Espesor de la Muestra	Corriente A	Tensión V	Potencia Media kW*	Rampa en subida (s)	Rampa en bajada (s)	Pre flujo (s)	Post flujo (s)	Caudal (cfh)
1mm	28	12.3	0,36	1.6	1.6	2.2	3	18
2 mm (cara)	42	12.7	0.52	1.6	1.6	2.2	3	18
2 mm (cara y raíz)	28	14.2	0.4	1.6	1.6	2.2	3	18

*no se establece

Se cortaron probetas por electroerosión y posteriormente se realizó el recocido a 650°C. No se observaron defectos macroscópicos en el exterior, ni en los cortes longitudinales de los cordones (Fig. 6). En los ensayos de tracción, las roturas se produjeron en los cordones, alcanzando tensiones máximas del orden de 650 MPa y presentando fractura frágil (Fig. 7). La zona fundida muestra una típica estructura basáltica (Fig. 8), con presencia de fases interdendríticas, probablemente ferrita δ o precipitados intermetálicos. Las fases presentes y su distribución en la microestructura de la zona afectada por el calor y la zona fundida, serán objeto de un estudio posterior.

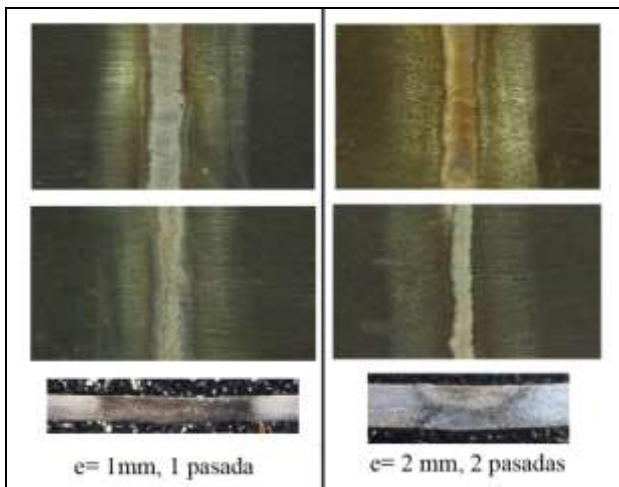


Figura 6: Cordones de soldadura en chapas de 1 y 2 mm; imágenes de cara, de raíz y corte longitudinal.

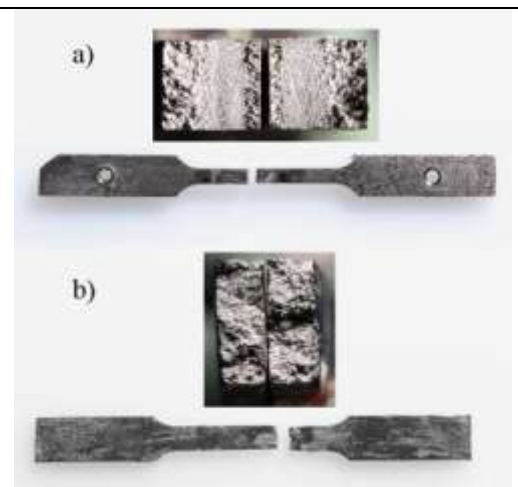


Figura 7: Fracturas de probetas soldadas a) e= 2 mm; b) e= 1 mm



Para evaluar el efecto de la soldadura sobre las propiedades de memoria de forma, aplicamos deformaciones por tracción y flexión, tal como se indicó en la sección II. Luego de la retransformación, los resultados son respectivamente los siguientes:

$$GRF_t = 50\%$$

$$GRF_f = 87\%$$

lo que muestra un deterioro en el comportamiento memoria de forma, en un porcentaje menor al 15%.

Un efecto secundario debido a las modificaciones estructurales producidas durante los ciclos térmicos propios de la soldadura, es una aparente reducción localizada en la resistencia a la corrosión: luego del calentamiento para recuperación, se observa que la zona del cordón se ha oscurecido.

4. CONCLUSIONES

Hemos investigado el comportamiento memoria de forma en una aleación Fe-15Mn-5Si-9Cr-5Ni sometida a diferentes tratamientos termomecánicos, con el objeto de encontrar la condición que proporcione el grado de recuperación más alto. Concluimos que:

- 1) La combinación entre las condiciones de laminado y temperatura de recocido, es de fundamental importancia para optimizar el EMF de las aleaciones de base Fe-Mn-Si.
- 2) En este caso, el laminado a 800°C seguido de recocido a 650°C proporciona una estructura de alta densidad de fallas de apilamiento y matriz austenítica suficientemente endurecida, que facilita la transformación martensítica inducida por tensión, evitándose la deformación plástica del material. Luego de este procesamiento, la aleación recupera alrededor del 95% de una deformación de 3%, lo que resulta adecuado para la mayoría las aplicaciones de ingeniería.
- 3) Las propiedades mecánicas de esta chapa, medidas en ensayo de tracción, resultaron en un límite elástico, $\sigma_{0,2} = 450$ MPa, resistencia máxima 880 MPa y 16% de alargamiento total hasta la rotura.
- 4) La aleación presenta buena soldabilidad, no se observan defectos a nivel macro o microscópico; el deterioro de sus propiedades de memoria de forma, como consecuencia de formación de ZF y ZAC, es del orden del 15%.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen el apoyo de la ANPCyT (MinCyT) por el subsidio PICT 1128.

REFERENCIAS

- [1] Nishiyama Z.; “Martensitic Transformation”. Editado por M. E. Fine, M. Meshii y C. M. Wayman. Academic Press, New York, 1978.
- [2] Sato A, Chishima E, Yamaji Y, Mori T. “Orientation and composition dependencies of shape memory effect in Fe-Mn-Si alloys”. *Acta Metall.* 32 (1984), p.539-547
- [3] Maki T., Tsuzaki K., *Proc. of Int. Conf. on Martensitic Transformation (ICOMAT-92)*, ed. C.M. Wayman and J. Perkins (Monterey Institute for Advanced Studies) (1992), p.1151

- [4] Druker A., Sobrero C., Brokmeier H.-G., Malarría J., Bolmaro R. “Texture evolution during thermo-mechanical treatments in Fe-Mn-Si shape memory alloys”. *Materials Science and Engineering A* 481-482 (2008), p. 578-581.
- [5] Druker A., Baruj A., Malarría J. “Effect of rolling conditions on the structure and shape memory properties of Fe-Mn-Si alloys”. *Materials Characterization* 61 (2010), p. 603-612.
- [6] Stanford N., Dunne D., Li H. “Re-examination of the effect of NbC precipitation on shape memory in Fe-Mn-Si-based alloys”. *Scripta Mater.* 58 (2008), p. 583-586.
- [7] Söderberg O., Liu X., Yakovenko P., Ullako K., Lindroos V. “Corrosion behaviour of Fe-Mn-Si based shape memory steels trained by cold rolling”. *Materials Science and Engineering A* 273-275 (1999), p 543-548.
- [8] Stanford N., Dunne D. “Thermo-mechanical processing and the shape memory effect in an Fe-Mn-Si-based shape memory alloy”. *Materials Science and Engineering A* 422 (2006), p. 352-359.
- [9] Baruj A., Troiani H. “The effect of pre-rolling Fe-Mn-Si-based shape memory alloys: Mechanical properties and transmission electron microscopy examination”. *Materials Science and Engineering A* 481 (2008), p. 574-577.
- [10] Li J.C., Zhao M., Jiang Q. “Alloy design of Fe-Mn-Si-Cr-Ni shape memory alloys related to stacking-fault energy”. *Met. Mat. Trans.* 31A (2000), p.581-584,
- [11] Federzoni L. “Etude d’un acier inoxydable a mémoire de forme, PhD thesis, INSA-Lyon (France), 1993.
- [12] Li H., Dunne D., Kennon N. Factors influencing shape memory effect and phase transformation behaviour of Fe-Mn-Si based shape memory alloys. *Materials Science and Engineering A* 273 (1999), p. 517-523
- [13] ‘Iron & Steel Standards, Recommended practices, Information Reports’. *SAE Handbook Supplement HS 30* (1977), 4.03-4.07
- [14] Maji B.C., Krishnan M. “The effect of microstructure on the shape recovery of a Fe-Mn-Si-Cr-Ni stainless steel shape memory alloy”. *Scripta Mat* 48 (2003), p.71-77.
- [15] H.C. Lina, K.M. Lina, Y.C. Chuanga, T.S. Chou, “The welding characteristics of Fe-30Mn-6Si and Fe-30Mn-6Si-5Cr shape memory alloys”, *Journal of Alloys and Compounds* 306 (2000) 186-192
- [16] Z.Z. Donga, T. Sawaguchi a, S. Kajiwara a, T. Kikuchi a, S.H. Kimb, G.C. Lee, “Microstructure change and shape memory characteristics in welded Fe-28Mn-6Si-5Cr-0.53Nb-0.06C alloy”, *Materials Science and Engineering A* 438-440 (2006) 800-803