

# Comparación de la microestructura y propiedades de impacto de dos materiales compuestos laminados de acero de ultraalto contenido de carbono

M. POZUELO, F. CARREÑO, Ó. A. RUANO  
Departamento de Metalurgia Física, CENIM (CSIC), 28040 Madrid

Se procesaron mediante laminación en caliente dos materiales compuestos laminados de acero de ultraalto contenido de carbono (AUAC, 1,3%C) de seis capas cada uno: El primero está compuesto por tres capas de AUAC alternadas con tres capas de un acero microaleado, y el segundo con tres del mismo AUAC alternadas con tres de un acero suave. Se ha realizado un estudio de sus microestructuras, dureza Vickers y propiedades de impacto. Se han mejorado los valores de energía absorbida de los dos materiales compuestos laminados respecto al del AUAC.

*Palabras clave:* Compuestos laminados, acero de ultraalto contenido de carbono, impacto Charpy.

## Microstructure and impact properties comparison of two ultrahigh carbon steel laminated composites

Two ferrous laminated composites containing six layers have been processed by roll bonding. One of them consists of three layers of an ultrahigh carbon steel (1.3%C UHCS) interlayered with other three layers of a microalloyed steel. The other composite consists of three layers of UHCS and three layers of a mild steel. Microstructure, Vickers hardness and impact properties have been studied. The absorbed energy values of the two laminated composites were higher than that of the UHCS.

*Keywords:* Laminated composites, ultrahigh carbon steel, Charpy impact.

## 1. INTRODUCCIÓN

Los compuestos laminados de acero están formados por la agrupación en capas superpuestas de diferentes aceros mediante una unión en estado sólido (1,2). Existen diversas maneras de procesar materiales compuestos laminados, como por ejemplo, unión por compresión (press bonding) o unión por laminación (roll bonding) (2-4). La unión por laminación induce una deformación plástica al material que hace posible una buena unión de las intercaras y además afina la microestructura, reduciendo el tamaño de grano y globulizando carburos. Estudios previos han demostrado que los compuestos laminados conteniendo aceros de ultraalto contenido de carbono, (AUAC) pueden alcanzar una resistencia al impacto mucho más elevada que la de sus materiales constituyentes (2, 5-7).

En este trabajo se presenta un estudio comparativo entre dos compuestos laminados, FG y FE, ambos con una fracción en volumen de AUAC, acero F, del 60%.

## 2. MATERIAL Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

En la Tabla I se muestran las composiciones en % en masa de los aceros constituyentes de los compuestos FG y FE: un AUAC, F, un acero al Cr y Mo, G, y un acero suave, E.

TABLA I. COMPOSICIONES EN % EN MASA DE LOS ACEROS F, G Y E.

Acero	C	Cr	Mn	Mo	Ni	Si	S	Ti
F	1,3	0,48	0,21	0,021	0,051	0,16	0,03	0,0039
G	0,15	1,05	0,4	0,18	0,031	0,23		
E	0,091	0,019	0,35			0,019	0,031	

Se mecanizaron piezas cuadradas de 6 x 6 cm<sup>2</sup>, de espesores 5,4 mm para el F, y de 3,5 mm para el G y el E. Estos cuadrados fueron

apilados formando la secuencia F-G-F-G-F-G con un espesor total de 26,9 mm y F-E-F-E-F-E de espesor 27,1 mm para el FG y FE, respectivamente. Posteriormente fueron soldados con TIG en sus bordes para evitar la penetración de oxígeno y la delaminación durante el procesado.

Los dos compuestos fueron sometidos a un proceso de laminación en caliente. El FG se laminó a 767°C en cuatro series de 6, 4, 4 y 3 pasadas de una reducción aproximadamente del 5% hasta un espesor final de 11,3 mm. El FE se laminó a 755°C en cuatro series de 6, 5, 4 y 1 pasadas de una reducción de aproximadamente 5% hasta un espesor de 11,5 mm. La deformación real acumulada en el procesado de ambos compuestos fue de  $\epsilon = -0,9$ .

Las muestras seleccionadas fueron cortadas, pulidas y atacadas con Nital al 2% para revelar la microestructura y observarse en el microscopio electrónico de barrido (MEB). Se realizaron ensayos de microdureza Vickers con una carga de 100 g durante 15 segundos.

Se mecanizaron probetas tipo Charpy con entalla en V de 2 mm, tanto de los materiales constituyentes (10 x 5,4 x 55 mm<sup>3</sup> para el F y de 10 x 3,5 x 55 mm<sup>3</sup> para el G y el E) como de los dos compuestos laminados (10 x 10 x 55 mm<sup>3</sup>), tanto en la orientación "en serie" como "en paralelo", y se ensayaron a impacto con un péndulo de 294 J. Las superficies de fractura fueron observadas en el MEB.

## 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

### 3.1. Microestructura

La Fig.1 muestra la microestructura inicial del acero F (AUAC) con una elevada fracción de volumen de carburos de hierro. Estos carburos se presentan en su mayoría formando colonias perlíticas de aproxima-

damente  $15\ \mu\text{m}$ . También se observan carburos proeutectoides alargados en los bordes de grano. El acero microaleado G de la Fig.2, muestra un tamaño de grano ferrítico de aproximadamente  $10\ \mu\text{m}$  y la presencia de zonas perlíticas. La Fig.3, correspondiente al acero suave E, muestra un tamaño de grano de aproximadamente  $20\ \mu\text{m}$  con algunas zonas perlíticas y carburos de hierro decorando las fronteras de grano.

Como consecuencia del procesado se obtienen cambios microestructurales en los materiales constituyentes. La Fig.4a muestra la microestructura correspondiente del compuesto FG. En el acero F las grandes colonias perlíticas han desaparecido y los carburos son más pequeños, redondeados y homogéneamente distribuidos en la matriz



Figura 1. Micrografía MEB del acero F.

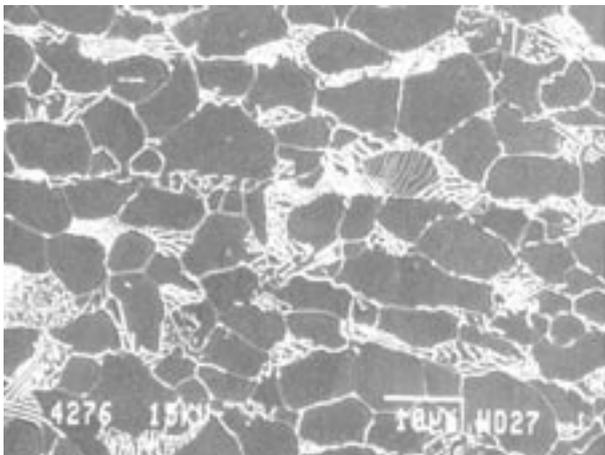


Figura 2. Micrografía MEB del acero G.

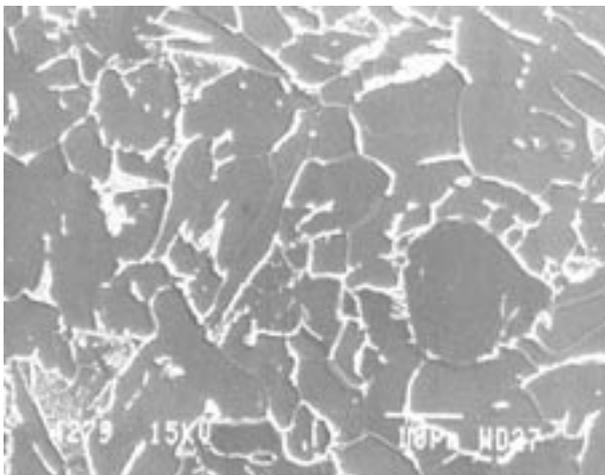


Figura 3. Micrografía MEB del acero E.

ferrítica. El tamaño de grano ferrítico es ahora de aproximadamente  $2\ \mu\text{m}$ . En el acero G, las zonas perlíticas han desaparecido en su mayoría, quedando algunos carburos globulizados en las fronteras de grano. Además, se ha reducido el tamaño de grano hasta aproximadamente  $5\ \mu\text{m}$ , y su forma es más alargada. La intercara presenta una banda perfectamente definida con la presencia de algún poro, sin aparente difusión de carbono entre capas. La Fig.4b muestra la microestructura del compuesto FE. El tamaño de grano del acero E se ha reducido a unas  $15\ \mu\text{m}$ , y los carburos son ahora más redondeados y globulizados, con tamaños de aproximadamente  $1\ \mu\text{m}$ . La intercara se muestra limpia y abrupta, con la presencia de algún poro y tampoco se observa difusión aparente de carbono de una capa a otra. Los cambios que experimenta el acero F son similares en ambos compuestos FG y FE.

### 3.2. Microdureza

Los valores iniciales de dureza de los aceros F, G y E antes del procesado de los dos compuestos laminados son de 255, 136 y de 138, respectivamente.

Se llevaron a cabo recocidos a  $650^\circ\text{C}$  durante 45 minutos y 16 horas de estos aceros y la dureza de cada estado se presenta en la Tabla II. Se observa que las durezas de los aceros F y G apenas sufren cambio tras los recocidos, mientras que la dureza del acero E disminuye. Este efecto se atribuye a la existencia de tensiones residuales en el acero E de partida, que explica un valor inicial de dureza superior al del microaleado G.

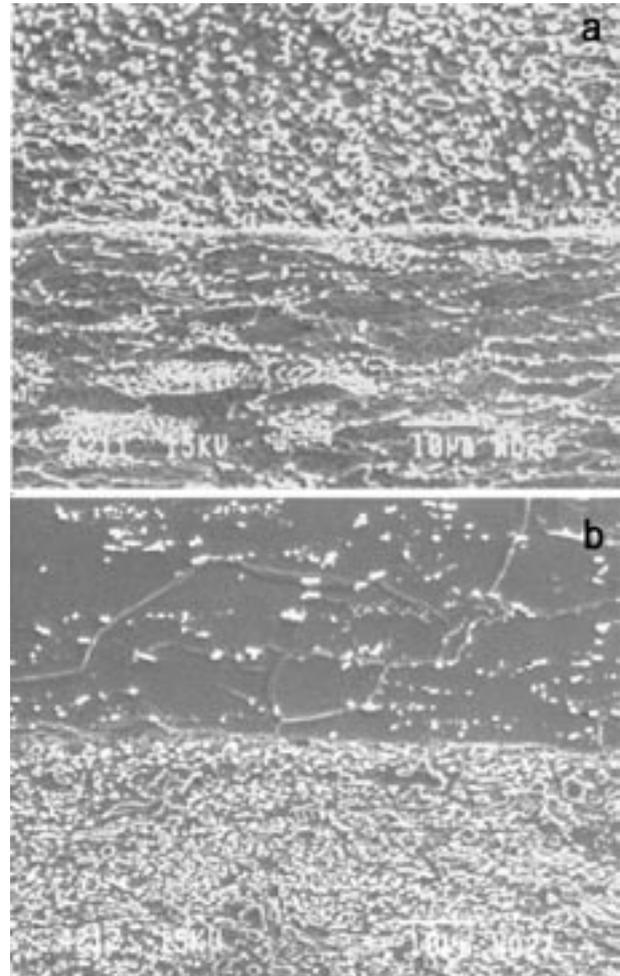


Figura 4. a) Microestructura del compuesto FG, b) Microestructura del compuesto FE.

TABLA II. VALORES DE DUREZA VICKERS DE LOS ACEROS F, G Y E DE PARTIDA.

Acero	Dureza	Recocido	Recocido 660°C 16 h
F	255	248	245
G	136	136	136
E	138	130	122

Se realizaron también medidas de dureza en los compuestos laminados, mostrando cambios como consecuencia del procesado. Los aceros G y E presentan ahora un valor medio de dureza de 204 y 143 respectivamente. Este aumento se debe a una microestructura final mucho más fina tras el procesado. Un tamaño de grano menor (por la relación de Hall-Petch) y menor distancia entre carburos (por la relación de Orowan) resultan en unos valores más altos de dureza. Un aumento en la densidad de dislocaciones debido al procesado también eleva el valor de dureza. Sin embargo, la dureza del acero F no experimenta ese aumento ya que en ambos compuestos se sitúa en 250. Esto se debe a dos contribuciones contrapuestas como consecuencia del procesado: por un lado, la desaparición de perlita disminuye la dureza y por otro lado, una disminución del tamaño de grano la aumenta (8).

### 3.3. Impacto

La Tabla III muestra los valores de resiliencia obtenidos en el ensayo de impacto Charpy de 294 J, tanto de los materiales constituyentes como de los compuestos laminados en las orientaciones, “en serie” y “en paralelo”.

TABLA III. VALORES DE RESILIENCIA OBTENIDOS EN ENSAYOS DE IMPACTO CHARPY.

Material	Resiliencia (kJ/m <sup>2</sup> )
F (entalla en la dirección de laminación)	39
F (entalla perpendicular a la dirección de laminación)	29
G	1187
E	1118
FG “en serie”	137
FG “en paralelo”	59
FE “en serie”	69
FE “en paralelo”	39

El acero microaleado G es el que presenta el mayor valor de energía absorbida por unidad de área, siendo de 1187 kJ/m<sup>2</sup>, superior al del acero suave E y más aún al AUAC, F. El material compuesto FG ensayado tanto en “en serie” como “en paralelo” presenta un valor Charpy que supera el obtenido para el F originario. En la orientación “en paralelo” este aumento es casi el doble y en la orientación “en serie” es cuatro veces mayor. Sin embargo, los valores de resiliencia para ambos compuestos no superan los obtenidos para el E y el G ensayados monolíticamente. Además, en la orientación “en paralelo” para ambos compuestos, tampoco se supera el valor esperado de la regla de las mezclas, siendo estos valores de 490 kJ/m<sup>2</sup> y 463 kJ/m<sup>2</sup> para el FG y FE respectivamente. Este hecho se puede atribuir a una unión muy fuerte entre las láminas, donde el acero F induce fragilidad al G y al E en los laminados FG y FE.

La Fig. 5 muestra cuatro micrográficas correspondientes a superficies de fractura de probetas Charpy ensayadas de los dos materiales compuestos. En el material compuesto FG la fractura se inicia dúctilmente en el acero F y se propaga de forma mixta en las sucesivas capas tanto en el acero F (Fig.5a) como en el G (Fig. 5b). En el FE, la fractura también se inicia dúctilmente en el acero E, pero se propaga fundamentalmente de forma frágil, como se puede observar en las figuras 5c y 5d en los aceros E y F respectivamente. Las superficies de fractura de

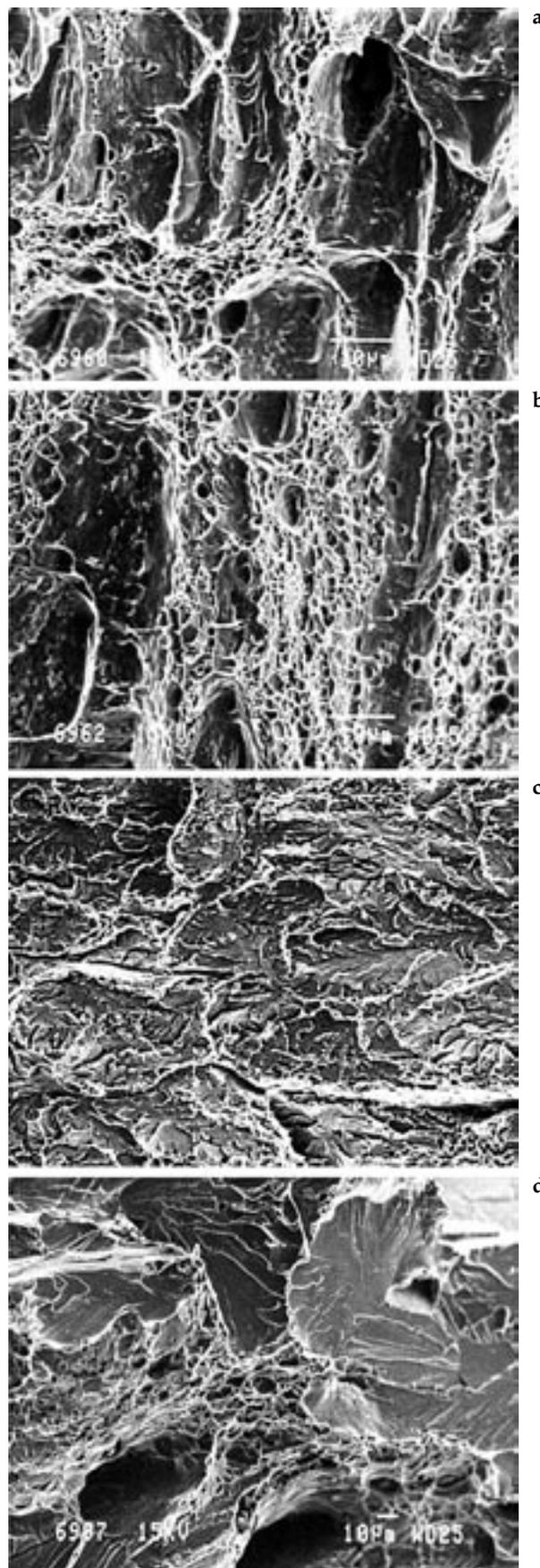


Figura 5. a) Superficie de fractura del acero F del compuesto FG. b) Superficie de fractura del acero G del compuesto FG. c) Superficie de fractura del acero F del compuesto FE. d) Superficie de fractura del acero E del compuesto FE.

ambos compuestos ponen de manifiesto la fragilidad inducida por el AUAC, acero F, al resto de los materiales. Debido a una unión muy fuerte de las intercaras, la grieta se propaga rápidamente en el material más frágil, el F, y no se ve frenada por la intercara, induciéndose fácilmente la nucleación y la propagación en el material siguiente. Por ello, el comportamiento del material compuesto frente al impacto es cercano al del más frágil.

Por otro lado, los valores que se obtienen para el compuesto FG en ambas orientaciones superan, siendo casi el doble, a los del FE. Esto es debido a que el acero E presenta una mayor fragilidad como se deduce de su superficie de fractura (Fig.5d). El acero F, más resistente, induce un aumento de la tensión de ensayo tanto en el acero al Cr y Mo como en el acero suave E, provocando eventualmente que se alcance la tensión de clivaje de los mismos. Esta tensión de clivaje es menor en el acero suave E que en el acero al Cr y Mo, resultando más frágil la fractura del acero E. Además, una acumulación de tensiones debido al procesado ha ayudado a alcanzar la tensión de clivaje, fragilizando aún más el material compuesto.

#### 4. CONCLUSIONES

Se han procesado dos compuestos laminados FG y FE mediante laminación en caliente, conteniendo tres capas de acero F (AUAC de 1,3%C) y tres de G (acero al Cr y Mo), y tres capas de F y tres de E (acero suave), respectivamente.

Los valores de resiliencia de ambos materiales compuestos, FG y FE, superan el valor obtenido para el acero F. Sin embargo, estos valores no superan los obtenidos para los aceros E y el G ensayados monolíticamente, y además, son inferiores a los esperados de la regla de las mezclas en la orientación "en paralelo". Este hecho se atribuye a una unión muy fuerte entre las láminas, que permite al acero F inducir fragilidad al resto del compuesto.

Los valores de resiliencia obtenidos para el material compuesto FG superan, casi el doble, a los del FE ya que el constituyente E presenta una mayor fragilidad. Una tensión de clivaje menor del acero suave E, la acumulación de tensiones debidas al procesado y el aumento de la tensión de ensayo inducida por el acero F son los factores que promueven la mayor fragilidad del compuesto FE.

#### BIBLIOGRAFÍA

1. K. Kendall. «Processing and properties of interfaces in layered materials». *Mater. Sci. Tech.* 14 504-509 (1998).
2. D. W. Kum, T. Oyama, O. A. Ruano, O. D. Sherby. «Development of ferrous laminated composites with unique microstructures by control of carbon diffusion». *Metall. Trans. A* 17A 1517-1521 (1986).
3. C. K. Syn, D. R. Lesuer, O. D. Sherby. «Enhancing tensile ductility of a particulate-reinforced aluminum metal matrix composite by lamination with Mg-9%Li alloy». *Mater. Sci. Eng. A* 206 201-207 (1996).
4. D. R. Lesuer, C. K. Syn, O. D. Sherby, J. Wadsworth, J. J. Lewandowski, W. H. Hunt, Jr. «Mechanical behaviour of laminated metal composites». *Int. Mater. Rev.* 41 [5] 169-197 (1996).
5. D. W. Kum, T. Oyama, J. Wadsworth, O. D. Sherby. «The impact properties of laminated composites containing ultrahigh carbon (UHC) steels». *J. Mech. Phys.* 31 [2] 173-186 (1983).
6. S. Lee, T. Oyama, J. Wadsworth, O. D. Sherby. «Impact properties of laminated composite based on ultrahigh carbon steel and brass». *Mater. Sci. Eng. A* 154 133-137 (1992).
7. F. Carreño, M. Pozuelo, J. Chao, O. A. Ruano. «Processing and impact properties of steel based laminated composites». *Rev. Metal. Madrid* 37 130-134 (2001).
8. M. Pozuelo, F. Carreño, O. A. Ruano. «Optimización de la microestructura y propiedades mecánicas de aceros de ultraalto contenido en carbono», pp. 943-953 en *VIII Congreso Nacional de Propiedades Mecánicas de Sólidos*, (PMS 2002), Gandía (Valencia), Junio 2002. Ed. V. Amigó, Universidad Politécnica de Valencia, 2002.

Recibido: 1.2.03

Aceptado: 30.11.03