

Propiedades mecánicas de uniones obtenidas mediante soldadura por difusión dinámica en un acero de media aleación

J.M. Gómez de Salazar*, A. Ureña** y M. Menéndez*

Resumen En el presente trabajo se estudian las propiedades mecánicas de uniones obtenidas mediante Soldadura por Difusión Dinámica (SDD) en un acero ASTM 1045 (0,45 %C). La aplicación de ciclos termomecánicos en el proceso favorece las etapas iniciales de deformación y, probablemente, los mecanismos difusivos que participan en la formación de la unión.

Palabras clave Propiedades mecánicas. SDD. Ciclos termomecánicos.

Mechanical properties of dynamic diffusion bonded joints in a mild alloy steel

Abstract Mechanical properties in Dynamic Diffusion Bonded (DDB) in a A.S.T.M. 1045 steel (0.45 %C) joints were studied. The thermomechanical cycle added to the process, favours both the initial deformation stage and probably the diffusion mechanism which participate in bond formation.

Keywords Mechanical properties. DDB. Thermomechanical cycles.

1. INTRODUCCIÓN

La SDD, como proceso de unión en estado sólido entre materiales (tanto homogéneos como heterogéneos), presenta múltiples ventajas frente a los procesos convencionales de unión, no sólo frente a los procesos de unión con fusión, sino frente a la soldadura por difusión convencional, cuyo nivel de competitividad se ve reducido por los prolongados ciclos de soldadura ($t > 15$ min.) que se requieren. La ventaja fundamental de la SDD es la disminución de los tiempos de soldadura que se logran al acelerar los mecanismos de deformación, así como la cinética de los procesos difusivos al verse favorecidos por la aplicación cíclica de la presión de soldadura^[1].

Aunque la temperatura y el tiempo son los parámetros controlantes en los procesos difusivos, también, por ejemplo, durante la sinterización de un metal puro, el efecto de la presión influye decisivamente en el proceso, al favorecer la difusión desde las zonas sometidas a compresión hasta aque-

llas que se encuentran bajo tracción. La presión influye sobre la estructura del metal (y sus defectos), y sobre fenómenos muy relacionados con la difusión de elementos intersticiales, cómo es la fricción interna (efecto Snoek)^[2]. El proceso de coalescencia de los granos en la intercara de soldadura, y la posterior migración de los límites de grano comunes, es un proceso difusivo que está también influenciado directamente por la presión, acelerándose en gran medida cuando la aplicación de la presión se realiza siguiendo un ciclo^[3].

2. MATERIALES Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES

Para la obtención de las uniones, se utilizó acero A.S.T.M. 1045 (Tabla I), mecanizado en forma de probetas cilíndricas de 60 mm de altura y de 20 mm de diámetro, y cuyas caras fueron refrentadas a escuadra por rectificado. Una de sus caras se preparó superficialmente por desbaste con papel abrasivo de SiC hasta obtener valores de rugosidad superficial (Ra) entre 0,08-0,1 μm . Este valor óptimo

(*) Dpto. Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica. Fac. de Ciencias Químicas. U.C.M. Madrid (España).

(**) E.S. de C.C. Experimentales y Tecnología. U. Rey Juan Carlos I. Campus de Móstoles. Madrid (España).

Tabla I. Composición nominal del acero A.S.T.M. 1045*Table I. Steel A.S.T.M. 1045 nominal composition*

C	Mn	Si	S	P
0,45	0,55	0,22	0,04 max	0,04 max

de rugosidad se determinó a través de una serie de ensayos preliminares, siendo el que conseguía obtener intercaras soldadas con menor grado de porosidad, pero suficiente para que se produzcan los mecanismos de microdeformación plástica localizada necesaria para formar una unión resistente^[4]. Este valor se mantuvo constante en todos los ensayos. Antes de la soldadura, las superficies se desengrasaron por baño ultrasónico en acetona.

Las probetas a unir, se introdujeron en el equipo de SDD (diseñado para tal fin por nuestro equipo de investigación), en el que se realizaron vacíos previos de 10^{-2} Pa y posteriores lavados con Argón para obtener atmósfera inerte (inhibiendo los procesos de ionización). La temperatura de soldadura se fijó en 850 °C (constante en todos los ensayos), lográndose calentamientos rápidos (14 °C/s) y localizados en la intercara de unión, mediante un horno de inducción de alta frecuencia. Una vez alcanzada esta temperatura, se aplicaba el ciclo de presión, en el que, tras una etapa a presión constante (precarga, 275 MPa), se hacía disminuir la presión de forma sincronizada con el aumento de temperatura, trabajando siempre con valores de carga menores que el límite elástico del acero. De esta forma, se llegaba a la presión y temperatura de trabajo, momento en el que se aplicaba una nueva etapa del ciclo de presión, en el que se alternan procesos de compresión y alivio (15-17 MPa), según una onda de frecuencia y amplitud constante (2 s y 2 MPa, respectivamente). Este último paso se desarrollaba durante el denominado tiempo de soldadura, que se prolongaba durante 15, 30, 60 y 120 segundos respectivamente.

Para determinar las propiedades mecánicas de las uniones realizadas, se mecanizaron dos probetas de cada serie. La primera bajo norma para probetas de tracción reducidas proporcionales (UNE-EN 895:1996), y la segunda bajo norma para probetas Charpy en V (UNE-EN 875:1996). De las superficies de fractura obtenidas a partir de las probetas ensayadas a impacto, se realizó un examen fractográfico por observación con SEM y análisis EDX. Con el fin de obtener valores de referencia, se sometieron probetas macizas al mismo ciclo térmico al que fueron sometidas las probetas soldadas, res-

petando los tiempos de calentamiento y enfriamiento de estas muestras. También se obtuvieron probetas normalizadas para ser ensayadas a tracción e impacto (Tabla II).

3. RESULTADOS

Sólo se encontraron zonas de unión satisfactorias en las proximidades del centro de las probetas, a partir de los 10 mm de diámetro desde la superficie. Las zonas externas presentaban intercaras de elevada porosidad y faltas de unión, posiblemente debido a una convexidad excesiva de las superficies mecanizadas, lo que impidió el íntimo contacto entre las zonas más externas de las superficies a soldar.

Las zonas internas fueron observadas por SEM y en las intercaras de unión, se apreció la ausencia de defectos de soldadura y una elevada continuidad microestructural. La participación de mecanismos de nucleación y crecimiento de grano a través de la intercara demuestran la efectividad de los procesos de recristalización y crecimiento de granos austeníticos, activados por los ciclos de presión (Fig. 1). En todos los casos, se observa recristalización y crecimiento de grano primario de ferrita y perlita a través de la intercara, al comportarse ésta como un lugar preferente de nucleación, debido a su mayor energía interfacial lo que favorece la nucleación de las colonias perlíticas en ella. Los límites de grano quedan bien definidos por el ataque metalográfico, detectándose Fe_3C terciario en ellos. Este hecho demuestra que los procesos de difusión de carbono han tenido lugar, preferentemente de forma intergranular, lo que provoca un enriquecimiento local de carbono dentro de los propios límites de grano. No se aprecian diferencias importantes en función del tiempo de

Tabla II. Descripción y designación de probetas*Table II. Test probe description and designation*

Descripción	Designación
Material Base	MB
Material Base+Ciclo térmico 15 s	T1
Material Base+Ciclo térmico 30 s	T2
Material Base+Ciclo térmico 60 s	T3
Material Base+Ciclo térmico 120 s	T4
Probeta soldada 15 s.	S1
Probeta soldada 30 s.	S2
Probeta soldada 60 s.	S3
Probeta soldada 120 s.	S4



Figura 1. Micrografía de la intercara de soldadura S4.

Figure 1. Interface welding S4 micrograph.

soldadura. Las intercaras y su microestructura son similares para todos los tiempos ensayados. La única diferencia relevante es un leve aumento en el tamaño de grano al prolongar el tiempo de soldadura. Este hecho y su influencia en el comportamiento mecánico de la unión, será analizado junto a las propiedades mecánicas obtenidas en los ensayos de las uniones.

La resistencia a tracción de las probetas soldadas alcanza valores próximos a la del material base sometido al ciclo térmico equivalente (90-97 % del material base). El material base presenta una resistencia a tracción más elevada que las demás probetas, alcanzando un valor de 912 MPa. Debido al ciclo térmico, se pierde resistencia, ya que el límite elástico de la probeta tratada térmicamente es menor. Con el ciclo térmico, que equivale a un recocido, se obtiene un material más dúctil a expensas de perder resistencia. Se reconoce fácilmente la aparición de una zona de estricción en la probeta recocida. Este hecho no existe en el material base debido a su menor ductilidad. En las probetas soldadas, no se detectaron, tampoco, zonas de deformación plástica localizada (estricción). Esto se debe a la existencia de defectos (discontinuidades) en la intercara de soldadura que limitan ligeramente la resistencia de la unión, pero principalmente reducen la ductilidad. Esta reducción de ductilidad se confirmará con los ensayos de impacto que son más sensibles a defectos en las uniones.

En la figura 2, se han representado los valores de la tenacidad de fractura (en Julios) frente al tiempo de soldadura obtenidos a partir de ensayos de impacto Charpy, tanto en probetas sometidas al ciclo térmico como en las soldadas. El material base presenta un valor de tenacidad de 13,5 Julios, siendo un valor relativamente bajo para este tipo

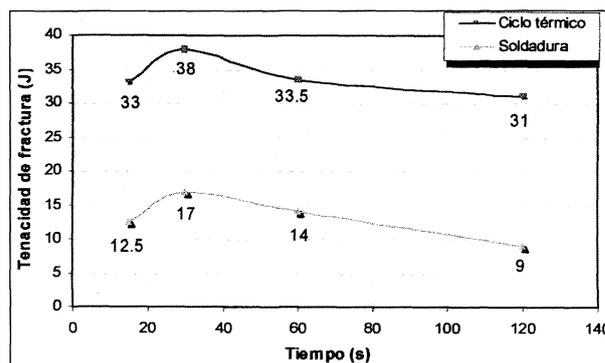


Figura 2. Representación tenacidad (J) vs. Tiempo (s).

Figure 2. Toughness (J) vs. Time (s) representation.

de materiales. Los procesos de conformación en fábrica (laminado, extrusión, etc.) han podido endurecer en exceso el material, de tal forma que ha sufrido una fragilización generalizada. Un tratamiento térmico adecuado, permite obtener valores de tenacidad más elevados pero, sin embargo, la tenacidad se reduce de nuevo en las probetas soldadas, confirmando los datos obtenidos en los ensayos de tracción. Hay que reseñar que se alcanza un máximo en el valor de tenacidad de fractura para la serie de probetas con tiempos de soldadura de 30 s, y una disminución de este valor para las probetas sometidas a tiempos de soldadura más prolongados.

Se ha llevado a cabo un examen por SEM de las superficies de fractura obtenidas en el ensayo de impacto. En el examen fractográfico inicial del material base, se han encontrado zonas de rotura por clivaje transgranular (Fig. 3.a) en la que se pueden apreciar las típicas "aguas" de este tipo de morfología, alternadas con zonas de rotura dúctil (Fig. 3.b) con la típica morfología formada por nucleación y crecimiento de microhuecos a partir de inclusiones o defectos del material^[5]. En una primera inspección macrográfica de la superficie de fractura de las probetas sometidas a ciclo térmico, se observó que a medida que aumenta el tiempo de soldadura se produce un aumento del área de rotura por mecanismo dúctil (en la zona más externa de la probeta), en detrimento del área que ha fallado por un mecanismo frágil, que se va reduciendo en la zona interna de la superficie. Los valores de energía de fractura obtenidos para estas probetas fueron de 33, 38, 33,5 y 31 Julios, para ciclos de temperatura durante 15, 30, 60 y 120 segundos, respectivamente. Parece una contradicción con lo antes expuesto, ya que un aumento del área de fallo tenaz, conllevaría también un aumento del

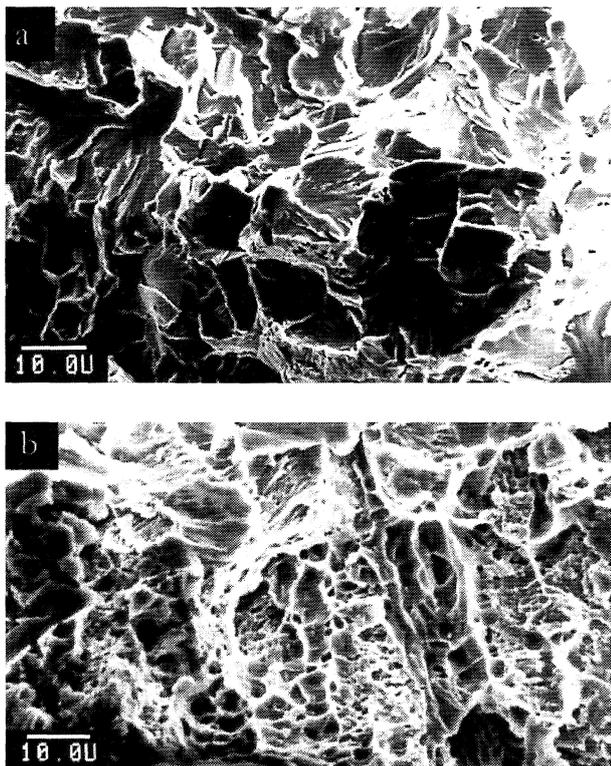


Figura 3. Rotura por clivaje (a) y dúctil (b) en el material base.

Figure 3. Cleavage (a) and ductile fracture (b) in parent material.

valor de tenacidad. Observando las superficies de fractura obtenidas para estas probetas, se puede comprobar que, junto con la variación del porcentaje de área débil-frágil también se observa un crecimiento del grano a medida que aumenta el tiempo del tratamiento térmico. El tratamiento térmico proporciona un aumento en la tenacidad del material, pero un crecimiento de grano excesivo la disminuye, de ahí el máximo de tenacidad alcanzado a 30 s. Con respecto al material base, se ha comprobado que el alivio de tensiones producido por el tratamiento térmico, ha permitido alcanzar valores de resiliencia elevados, con respecto a los obtenidos para el material en su estado de recepción, en el que la adición de elementos aleantes al acero base, tales como el manganeso y el aluminio, que tienen por misión desoxidar y, en general, afinar el acero (aluminio), aumentar su resistencia y desulfurar (manganeso)^[6], han podido afectar a sus características resistivas (Fig. 4). Este tipo de comportamiento es muy común en soldadura por difusión, tanto estática como dinámica, siendo el problema fundamental encontrado en la mayoría de los intentos de aplicación industrial del proceso^[7 y 8].

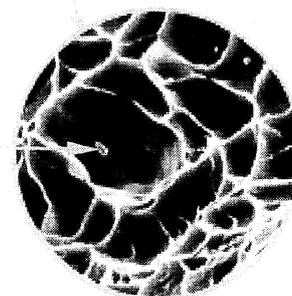
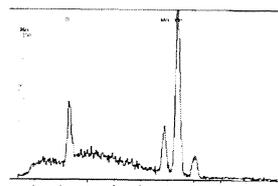
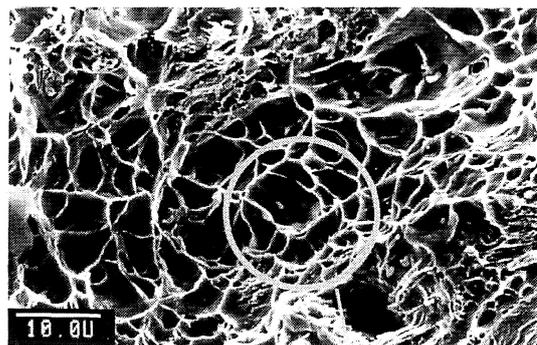


Figura 4. Inclusión de MnS en intercara (detalle y análisis EDS), favoreciendo la nucleación de microhuecos frágiles.

Figure 4. Interface MnS inclusion (detail and EDS analysis), favouring ductile microvoids nucleation.

En un primer examen macrográfico, se comprobó que las zonas externas de las superficies de fractura, presentaban una falta de unión, más acentuada en las probetas de menor tiempo de soldadura. Dado que la aplicación de presión se realizaba axialmente a la probeta y perpendicular a la superficie de soldadura, la distribución de fuerzas respecto a la sección transversal no es homogénea produciéndose una dispersión de las líneas de fuerza hacia el exterior por la convexidad de las superficies, lo que provoca un gradiente de presión. Por este motivo en los extremos de la unión no se alcanza la presión mínima necesaria para producir deformación plástica en las crestas y valles generados por la rugosidad superficial^[9]. Además, en los procesos de calentamiento por inducción, el calor es generado por la circulación de corrientes inducidas en el interior de la pieza. Al ser un proceso de calentamiento rápido, se forman flujos calóricos desde el exterior de la pieza hacia el interior, controlados por la difusividad térmica del material, lo que origina un calentamiento sensiblemente mayor en las zonas externas que en las internas. Los procesos de contracción y dilatación provocados por el calor^[10], son así mismo, sensiblemente mayores en las zonas externas que en las internas, produciendo pérdidas de área efectiva de contacto en las primeras. Hay una tendencia a una

distribución más uniforme de la temperatura a medida que ésta se eleva, ya que hay pérdidas de calor en las zonas externas en contacto con la atmósfera del horno, aunque no es suficiente para paliar al completo el efecto de contracción externa y, por tanto, la falta de continuidad en las zonas exteriores de las probetas soldadas^[11].

En las zonas más internas de las probetas soldadas, se observa la misma morfología de fractura que la encontrada en las probetas sometidas a ciclos térmicos, zonas de rotura dúctil y zonas de rotura por clivaje, lo que indica que el crecimiento de granos interfaciales ha sido completo, y sigue la tendencia de material base. También hay que reseñar que las zonas externas que no han podido ser deformadas por el efecto de la convexidad de las superficies y, por tanto, no han soldado convenientemente, presentan pequeñas zonas de rotura por microhuecos situadas en las crestas de las líneas de desbaste (Fig. 5). Este hecho indica que el proceso difusivo se ha producido solo en aquellas zonas donde había íntimo contacto entre las piezas a unir. Los procesos cíclicos de compresión han acelerado la primera etapa del mecanismo de soldadura por difusión (mecanismo de Owzarski)^[2], y probablemente los mecanismos de difusión.

4. CONCLUSIONES

La discontinuidad encontrada en las zonas externas de las probetas soldadas, afecta de forma con-

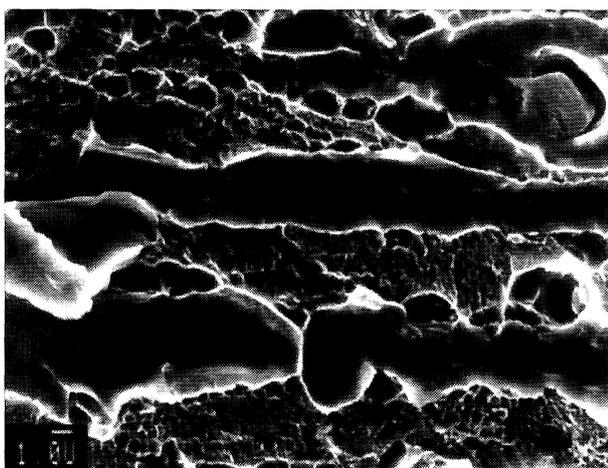


Figura 5. Rotura por microhuecos en las crestas de la línea de desbaste.

Figure 5. Microvoids fracture in the peaks of grinding lines.

cluyente a la resistencia de las uniones, disminuyendo los valores de tenacidad. En el desarrollo de este trabajo, se ha podido constatar que aún eliminando en medida de lo posible estas zonas, los valores de tenacidad de fractura disminuyen respecto al material base. La presencia de defectos interfaciales de tamaño muy pequeño (a veces incluso micrométricos), que prácticamente no reducen la resistencia, pero que por su número y, en especial, por su localización (alineados en la intercara), actúan como concentradores de tensión y reducen la energía necesaria para que la grieta nucleee. La presencia de fases frágiles en los límites grano (Fe_3C terciario) tampoco ayuda a frenar los procesos de propagación de grietas a través de ellos. Todos estos factores unidos, dan lugar a los bajos valores de tenacidad encontrados.

Agradecimientos

Los autores desean agradecer la ayuda prestada por la Dirección General de Enseñanza Superior (MEC) para llevar a cabo la Acción Conjunta Hispano- Lusa (HP 92-0020).

REFERENCIAS

- [1] N.L. PETERSON, *Int. Metall. Rev.* 32 (1987) 173-180.
- [2] A. UREÑA FERNÁNDEZ, Tesis Doctoral, Facultad de Ciencias Químicas, Universidad Complutense de Madrid, 1987.
- [3] D.B. WILLIAMS y E.P. BUTLER, *Int. Metall. Rev.* 3 (1981) 153-160.
- [4] J.G. CARRIÓN, Tesis Doctoral, Facultad de Ciencias Químicas, Universidad Complutense de Madrid, 1992.
- [5] C.F. TIPPER, *The brittle fracture history*, Cambridge University Press, Inglaterra, 1962.
- [6] D.T. LEWELLYN, *Steels Metallurgy applications*, Butterworth Heinemann, Inglaterra, 1995.
- [7] P. LEFRANCOIS, M. KERGOAT, B. CRIQUI y M. HOURCADE, *Scientifiques Revue de Metall.* 89 1 (1992) 28-37.
- [8] G. LE PAGE, M. HOURCADE y B. CRIQUI, *J. Phys.* IV 3 (1993) 1073-1077.
- [9] P.A. STIOPIN, *Resistencia de materiales*, Ed. MIR, Rusia, 1994.
- [10] R.W.K. HONEYCOMB, *Steels. Microstructure and Properties, Metallurgy and Materials Science Series*, Edward Arnold, Inglaterra, 1981.
- [11] P.T. HOULDCROFT, *Tecnología de los procesos de Soldadura*, Bib. CEAC de Mecánica. España, 1997.