

ANÁLISIS POR EL MEF DEL COMPORTAMIENTO MECÁNICO Y FALLO DE UNA PROBETA BIMETÁLICA ACERO AISI 4130 / INCOLOY 825 SOMETIDA A TRACCIÓN PARALELA A LA INTERCARA

T. GURAYA, J.R. OCINA, J.J. URCOLA

CEIT

Departamento de materiales

Paseo de Manuel Lardizábal, 15, 20009 San Sebastián

Resumen. En el trabajo que se presenta se realiza un análisis de los resultados obtenidos al estudiar por el Método de los Elementos Finitos el comportamiento mecánico y estado de tensiones desarrollado durante el ensayo de tracción de probetas bimetálicas acero AISI 4130 / Incoloy 825, utilizando diferentes modelos para el diseño de la intercara. La geometría de las probetas simuladas es idéntica a la de otras ensayadas que fueron mecanizadas a partir de un tubo bimetálico comercial y sometidas a diferentes tratamientos térmicos. Las microestructuras resultantes han sido previamente estudiadas. Resultados experimentales anteriores ponen de manifiesto que una vez iniciada la inestabilidad es frecuente que se produzca el despegue de los materiales. El análisis por el MEF del problema ha mostrado la existencia, a partir de ese momento, de tensiones perpendiculares y tangenciales a la intercara de magnitud no despreciable a las que se puede atribuir el despegue mencionado. El estudio fractográfico de las superficies de fractura pone de manifiesto que el fallo de la unión no se produce en la intercara original, sino que tiene lugar dentro de una banda de carburos precipitados en el interior del Incoloy 825.

Abstract. This paper is an analysis of the results from a Finite Element Method study of the mechanical behaviour and the stresses state developed in a tensile test of bimetallic specimens AISI 4130 steel / Incoloy 825, using different models for designing the interface. The geometry of the specimens simulated are identical to those tested and machined from a commercial bimetallic tube and heat treated under several conditions. Resulting microstructures have been previously analysed. Experimental results show that after the onset of the necking, decohesion between materials normally occurs. The FEM analysis shows clear evidence of the existence of not negligible normal and shear stresses at the interface which seem to be the responsible of this kind of failure. The observation of the fracture surfaces shows that the failure does not occur at the original interface, but along a zone of high density of carbides precipitated inside the Incoloy 825

1. INTRODUCCIÓN

Los materiales bimetálicos son un campo en la industria metalúrgica cuya aplicabilidad aumenta cada día. Tanto la utilización de fibras para el reforzamiento mecánico como la utilización de recubrimientos para la mejora de propiedades anticorrosivas de materiales base, permiten una mejora considerable en la aplicabilidad de materiales convencionales. Desde el punto de vista de fabricación y centrándose en el campo de los recubrimientos, las técnicas de soldadura por difusión en estado sólido permiten la unión de materiales difíciles de soldar por métodos convencionales, unir materiales disimilares y espesores muy superiores a los conseguidos en los recubrimientos por deposición. Por otra parte, otro punto interesante es que estas técnicas permiten la realización de la unión de manera simultánea a ciertos procesos de conformado

en caliente, como pueden ser la co-laminación de chapas, co-extrusión de barras o tubos, etc.

En lo que respecta a la caracterización mecánica, la predicción de las propiedades del material bimetálico y el conocimiento de las interacciones que se producen entre sus componentes y su repercusión en el comportamiento global, tienen un interés considerable para criterios de diseño y posterior aplicabilidad. Considerando la Ley de las Mezclas (LM) como una teoría válida para el cálculo de las propiedades convencionales medidas en el ensayo de tracción paralelo a la intercara, estudios previos realizados [1,2] han constatado su validez, con materiales y geometrías análogas a los estudiados en este trabajo, para el cálculo de las propiedades de resistencia y de la primera parte de la curva de fluencia. Sin embargo, la última parte de la misma y los valores de deformación última uniforme

alcanzados, ponen de manifiesto la existencia de desviaciones, sensibles a la diferencia de propiedades mecánicas de los dos materiales, y por tanto interacciones entre los componentes. Estas interacciones cobran mayor importancia una vez iniciada la inestabilidad de la probeta y llevan como resultado al despegue de ambos materiales. El análisis detallado de este problema por el método de los elementos finitos (FEM) mediante la personalización del código comercial ABAQUS[1] demuestra la existencia de dichas interacciones y la presencia de mecanismos de transferencia de carga entre ambos componentes.

En el trabajo que se presenta se ha realizado un estudio de los resultados obtenidos por el MEF del estado tensional que se produce, una vez superada la zona estable, en una probeta bimetalica de geometría idéntica a la utilizada en ensayos experimentales. Dichos resultados se han comparado con los obtenidos experimentalmente en otros trabajos[3,4,5] para la determinación de la tensión de fractura de una unión bimetalica al ser traccionada perpendicularmente a la intercara. Las observaciones realizadas sobre las superficies despegadas revelan la relación existente entre el mecanismo de fallo y la microestructura resultante del proceso de fabricación y posteriores tratamientos térmicos aplicados.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. MEF

Las probetas estudiadas han sido casos particulares de las utilizadas en trabajos anteriores[1] y que fueron mecanizadas a partir de un tubo bimetalico AISI 4130-INCOLOY 825 fabricado industrialmente por la empresa TUBACEX S.A.[6]. Los casos analizados corresponden a una probeta con un 64% de acero sometida a un tratamiento térmico de austenización a 920°C durante 30 min., temple en agua y revenido a 640°C también durante 30 min. posterior al proceso de producción (**probeta B64**), y una probeta con un contenido del 63% de acero sometida a un tratamiento térmico adicional de austenización en las mismas condiciones, temple en agua y revenido a 513°C durante 30 min (**probeta BT63**). La composición química de los materiales junto con el proceso de fabricación y la microestructura resultante después de los tratamientos térmicos, han sido detallados en otros estudios previos[7,8]

La simulación de los ensayos de tracción ha sido realizada mediante la ejecución por parte del código ABAQUS de cálculo por el MEF, de un fichero de datos que personaliza el problema a analizar y cuya

validez ha sido constatada en estudios anteriores[1]. En este fichero se definen los siguientes puntos:

1. Geometría de la pieza

Se ha modelizado la pieza a analizar con geometría y dimensiones iguales a las de las probetas utilizadas en los ensayos experimentales (Fig. 1).

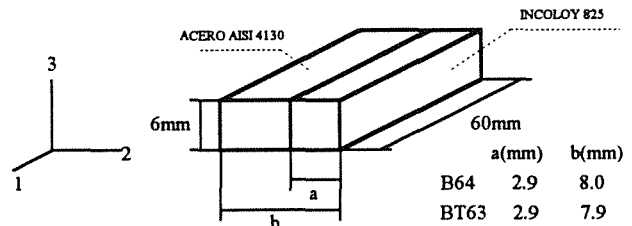


Fig. 1. Geometría de las probetas utilizadas en la simulación de los ensayos de tracción

Inicialmente se discretiza el medio continuo en una serie de nodos, y en base a ellos se definen unos elementos que dan continuidad al mallado. Se han empleado elementos isoparamétricos de 8 nodos, tipo C3D8, de interpolación lineal y geometría paralelepípedica, especialmente diseñados para el análisis de problemas de tensión / desplazamiento. El comando *BIAS permite una concentración de elementos en la zona de la intercara para mejor definición de los resultados alcanzados en esa zona. Para el diseño de la intercara entre ambos materiales se han realizado dos modelos diferentes según las posibilidades que proporciona el código ABAQUS. La característica que los diferencia es la siguiente:

Modelo1: Se ha supuesto una unión perfecta, en la que el conjunto de nodos contenido en el plano de la intercara pertenece simultáneamente a ambos materiales.

Modelo2: Cada punto asociado a un nudo contenido en el plano de la intercara está representado por dos nodos matemáticamente diferentes que ocupan la misma posición física. La unión entre estos dos planos se realiza con elementos de intercara INTER4 de ocho nodos cada uno de ellos, capaces de transmitir fuerzas entre los dos planos de la intercara.

2. Condiciones de contorno permanentes

Con el único objetivo de reducir tiempo de cálculo de computación se han definido dos planos de simetría en las direcciones 1 y 3 de la Fig.1.

En todos los procesos ejecutados, los nodos que representan el extremo libre de la probeta tienen restringidos los dos grados de libertad perpendiculares

al eje de tracción. Esta restricción cinemática, que se identifica con el hombro de la probeta, permite simular la estricción de la misma.

En el Modelo2 se ha modelizado a la intercara como dos planos, asociados cada uno de ellos a uno de los materiales, que están unidos al inicio y durante la ejecución del proceso. este comportamiento se define con los comandos

*INTERFACE
*BOND SURFACE

Los elementos INTER4 utilizados para dar continuidad al sistema permiten pequeños deslizamientos entre los dos planos que unen. Experimentalmente se ha comprobado que esta circunstancia no ocurre ya que la intercara permanece unida durante el ensayo. Para modelizar ese comportamiento, que asegura un proceso de isodeformación, se ha introducido el comando *EQUATION que permite imponer restricciones cinemáticas al modelo. En el presente caso, se ha obligado a cada pareja de nudos correlacionados a desplazarse de idéntica manera en las tres direcciones de los ejes coordenados.

3. Propiedades mecánicas de los materiales

ABAQUS requiere las propiedades elásticas (módulo de Young y coeficiente de Poisson) y plásticas (Límite Elástico y curva de fluencia) de ambos materiales, asignándolas al grupo de elementos que definen cada uno de ellos. Estos datos han sido determinados experimentalmente[1] en ensayos realizados con probetas monolíticas mecanizadas a partir de probetas sometidas a la misma historia termomecánica que las estudiadas.

Tabla 1. Propiedades macánicas utilizadas en la simulación por computador

Maerial	E(GPa)	v	LE(MPa)
AISI 4130 (B)	210	0.3	526
In-825 (B)	206	0.3	386
AISI 4130 (BT)	210	0.3	1003
In-825 (BT)	206	0.3	328

Ecuaciones constitutivas

AISI 4130 (B) $\sigma = 1050 \cdot \epsilon^{0.114}$
 In-825 (B) $\sigma = 1079 - (1079 - 393) \cdot \exp(-5.7 \cdot \epsilon^{1.179})$
 AISI 4130 (BT) $\sigma = 1309 \cdot \epsilon^{0.046}$
 In-825 (BT) $\sigma = 1221 - (1221 - 357) \cdot \exp(-3.9 \cdot \epsilon^{1.064})$

Las medidas del módulo de Young y coeficiente de Poisson se han realizado por técnicas de ultrasonidos Para la zona plástica se han utilizado datos experimentales $\sigma - \epsilon_p$ hasta el inicio de la inestabilidad. A partir de ahí, se ha extrapolado la curva de fluencia

con valores obtenidos de las ecuaciones constitutivas de los materiales. Los datos y ecuaciones utilizados se recogen en la Tabla 1.

4. Ejecución del proceso

4.1- Definición del tipo de proceso

Se ha definido un proceso estático, monotónico y de geometría no lineal con aumento lineal de la carga aplicada, que se ejecutará en una única etapa.

4.2. Condiciones de contorno temporales

En el problema analizado no ha sido necesario introducir ninguna condición temporal de contorno a excepción de las necesarias para la aplicación de la acción exterior.

4.3. Acciones exteriores

A los nodos que simulan el hombro de la probeta se les aplica un desplazamiento en la dirección del eje de tracción de la suficiente magnitud como para asegurar que se sobrepasa el inicio de la inestabilidad.

La ejecución del proceso se realiza en un número indeterminado de incrementos. El programa selecciona automáticamente el paso de integración según las necesidades de convergencia que encuentre. El usuario solo impone unos límites mínimo y máximo de paso de integración para cada uno de los incrementos ejecutados.

5. Salida de datos

ABAQUS calcula, almacena y permite procesar gran cantidad de variables nodales y de elemento en cada uno de los incremento que realiza durante la ejecución del fichero. Las variables que interese conocer y la forma en que se quieran analizar condicionarán, junto con la disponibilidad de memoria del computador, la forma de esta última parte del fichero de datos.

En este trabajo se han manipulado datos de las variables del proceso estimados en la posición centroidal de los elementos localizados en la sección más afectada por la inestabilidad.

3. RESULTADOS

En los resultados que se presentan se recoge un breve resumen de algunos detalles de las microestructuras ya reportados, por el interés que tienen para explicar alguna de las observaciones encontradas en este trabajo.

3.1 Microestructuras

Las microestructuras analizadas son muy similares en los dos casos estudiados y su estudio detallado pone de

manifiesto la existencia de interdifusión de elementos alcanzando, como era de esperar, los intersticiales distancias muy superiores a las de los sustitucionales. Esta interdifusión, que tiene lugar mayoritariamente durante el proceso de conformado del tubo, es la responsable de la unión metalúrgica conseguida entre los materiales.

De forma resumida, las microestructuras tras extrusión, temple y revenido se pueden describir como la de una martensita revenida con una zona empobrecida en carbono en las proximidades de la intercara en la parte del acero. La zona correspondiente al Incoloy 825 está constituida por una banda de aproximadamente 50 μm de anchura en la que se puede observar precipitación profusa de partículas en juntas de grano y en el interior de los mismos. La intensidad de la precipitación varía a medida que uno se desplaza desde la intercara hacia el interior del Incoloy 825. En la (Fig. 2) se observa que en la zona más próxima a la intercara las partículas precipitadas son pocas y groseras. A continuación, a unas 30 μm de la línea considerada como intercara original, hay una banda en la que la precipitación es mucho más fina y abundante, y está localizada tanto en juntas de grano como en el interior de los mismos. Finalmente se encuentra con una zona en la que hay precipitación de partículas en el interior y en las juntas de grano, cuya intensidad va disminuyendo hasta presentar la microestructura típica de esta superaleación. Estos resultados pueden ser explicados considerando los perfiles de concentración resultantes de la interdifusión de elementos por una parte y la influencia que el contenido de Niquel tiene en la solubilidad del carbono en austenita por otra[7].

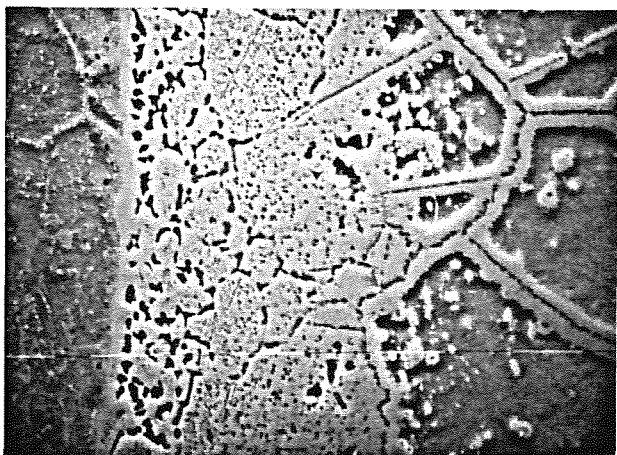


Fig. 2. Microestructura de la intercara AISI 4130-Incoloy 825 después del tratamiento térmico B (SEM). 950X.

El análisis detallado de esta zona en los microscopios electrónicos de barrido y transmisión (SEM y TEM), conjuntando técnicas de difracción y dispersión de rayos X, indican que la banda decarburada en el acero

está constituida por una banda de ferrita de aproximadamente 20 μm de anchura seguida de otra de ~ 1 μm de anchura de austenita con algunas dislocaciones y completamente libre de precipitados en la intercara con el Incoloy 825. Esta banda se origina como consecuencia de la capacidad de estabilización de la fase austenítica que posee el Niquel que ha difundido desde la superaleación. Prosiguiendo hacia el Incoloy 825, las partículas precipitadas han resultado ser ricas en Cr y Mo, y han sido identificadas como carburos del tipo M_{23}C_6 . Esta precipitación continúa exclusivamente en las juntas de grano hasta distancias mayores, lo que pone de manifiesto la mayor capacidad de difusión que tiene el carbono por junta de grano frente a la difusión por volumen. En la zona cercana a la unión, se han encontrado partículas ricas en Ti y Mo de tamaño inferior a 0.1 μm que han sido identificadas como carburos del tipo MC; su precipitación se encuentra asociada en todos los casos a dislocaciones, juntas de grano o intercara matriz-carburo M_{23}C_6 . Finalmente, la zona no afectada por la difusión en el interior del Incoloy 825 presenta su microestructura típica que consiste en granos equiaxiales con precipitación de partículas ricas en Ti y de carburos en el interior y juntas de grano.

3.2 MEF

Resultados previos obtenidos[1] demuestran que el nivel de deformación al que se desarrolla la inestabilidad (estricción) y la posición en la que tiene lugar, están condicionados por el estado de tensiones que se desarrolla en esa zona de la probeta. Se ha comprobado que éste depende de la fracción volumétrica de cada componente, de la diferencia de propiedades mecánicas entre ambos y de la propia geometría de la probeta.

Los resultados encontrados en este trabajo indican que el tipo de modelo utilizado para el diseño de la intercara no altera ni la posición en la que se localiza la inestabilidad, ni el nivel de deformación a que se produce. Así mismo, la diferencia entre los niveles de tensión que proporciona cada uno de los modelos no es especialmente significativa. Por tanto, los resultados que se presentan son los obtenidos al ejecutar el fichero más sencillo (Modelo1).

Las Fig. 3-6 muestran los niveles de tensión alcanzados por cada uno de los materiales en las probetas bimetalicas (curvas con símbolos), y los que les corresponderían en probetas monolíticas. Como se puede observar, hasta el inicio de la inestabilidad únicamente la tensión axial tiene un valor significativo. La diferencia entre su magnitud en el material bimetalico y en el caso monolítico no es significativa.

Una vez superado el inicio de la inestabilidad, el estado de tensiones que se desarrolla en esa zona en cada uno de los materiales de las probetas bimetalicas difiere del que se alcanza en las probetas monolíticas correspondientes

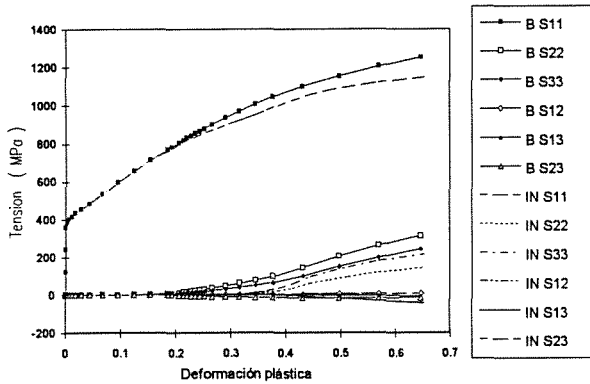


Fig. 3. Comportamiento plástico del Incoloy 825 en las probetas monolítica y bimetalica. Tratamiento térmico B

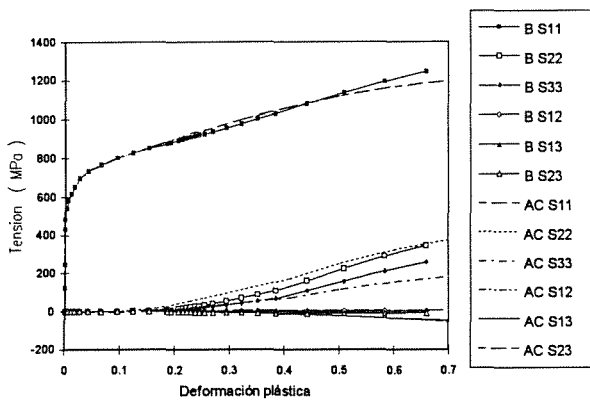


Fig. 4. Comportamiento plástico del AISI 4130 en las probetas monolítica y bimetalica. Tratamiento térmico B

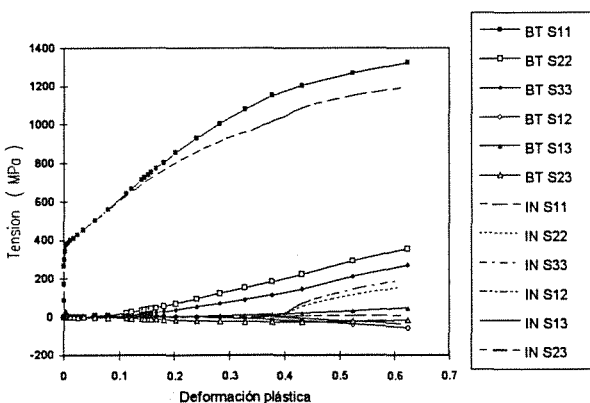


Fig. 5. Comportamiento plástico del Incoloy 825 en las probetas monolítica y bimetalica. Tratamiento térmico BT

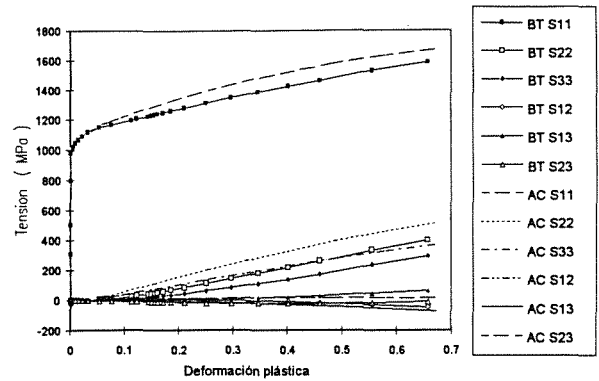


Fig. 6. Comportamiento plástico del AISI 4130 en las probetas monolítica y bimetalica. Tratamiento térmico BT

Por una parte el acero se encuentra con tensiones inferiores a las que le correspondería en una probeta monolítica, mientras que el componente austenítico las tiene superiores. Como se puede observar en las figuras anteriores, las diferencias que se producen son mayores en el caso del material revenido a menor temperatura.

Las tensiones transversales S22 y S33 que se generan son tractivas y del mismo orden de magnitud para ambos materiales en los dos tratamientos térmicos estudiados. Si se hace una estimación aproximada de los valores que alcanzan a un nivel de deformación plástica axial en torno a 0.6 (valor medido experimentalmente en la zona más afectada por la estricción), se observa que para la probeta revenida a mayor temperatura el acero soporta del orden de 350 y 250 MPa respectivamente. Para el Incoloy los valores encontrados son del orden de 300 y 240 MPa respectivamente. En la probeta de bajo revenido, los valores encontrados son superiores en todos los casos y están en torno a los 400 y 300 MPa para el acero, y 350 y 260 MPa el Incoloy.

Los valores de las tensiones de cortadura son inferiores en un orden de magnitud en todos los casos. El nivel más significativo lo alcanzan la S12 y S13 de ambos materiales en la probeta revenida a menor temperatura. Su magnitud se ha estimado en torno a los 50 y 70 MPa para el acero y 60 y 40 MPa para el Incoloy respectivamente.

3.3 Fractografía

La observación en el SEM de la superficie de fractura de las probetas bimetalicas muestra que el acero rompe en ambos casos por mecanismos dúctiles. La fractura del Incoloy 825 es de caracter dúctil intergranular como cabría esperar de los tratamientos térmicos a los que ha sido sometido[3]. En lo que respecta a la zona de la

intercara, la Fig. 7 muestra que el despegue de los materiales no se ha producido en la intercara original, sino que se produce por fractura del Incoloy 825 en la zona de precipitación profusa de carburos quedando parte de la misma unida al acero. Esta característica se observa en los dos casos analizados.

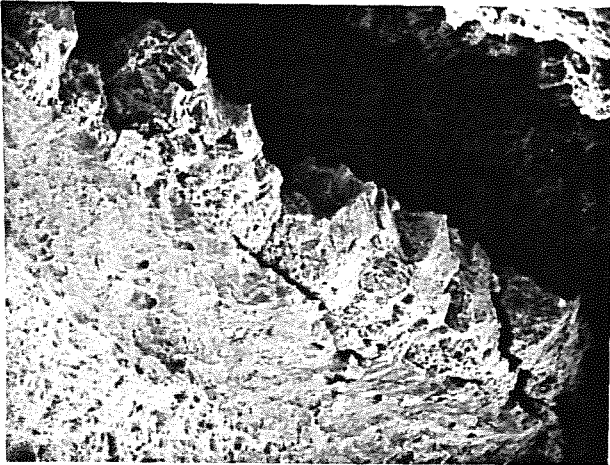


Fig. 7. Superficie de fractura del AISI 4130 con parte del Incoloy 825 adherido. Tratamiento térmico B (SEM). 240X



Fig. 8. Grietas sobre la superficie adherida al Incoloy 825 tras el despegue de materiales. Tratamiento térmico BT (SEM). 30X

La observación de la superficie despegada que permanece adherida al Incoloy 825, Fig. 8, parece indicar que al fallo de la intercara contribuyen mecanismos de diferente naturaleza. Por una parte hay grietas con orientación próxima a los 45° con relación a la dirección de tracción, que con cambios bruscos de dirección cruzan la práctica totalidad de la superficie de unión. Estas grietas, en la zona con mayor profusión de carburos, se abren profundizando hacia el interior del componente austenítico, y se propagan por mecanismos intergranulares a medida que prosigue la deformación del material.

En la Fig. 9 se puede observar que el despegue final entre ambos materiales se produce en diferentes planos y de nuevo por contribución de diferentes mecanismos; así se observa en el plano más elevado fractura dúctil en zonas con alta densidad de precipitación de carburos y fractura intergranular en planos inferiores. Las probetas revenidas a menor temperatura presentan mayor proporción de zonas afectadas por fractura intergranular que las revenidas a mayor temperatura. La observación de la superficie despegada correspondiente en la parte del acero mostraría la presencia los de granos de Incoloy 825 desagregados de este material que se han observado en la Fig. 7

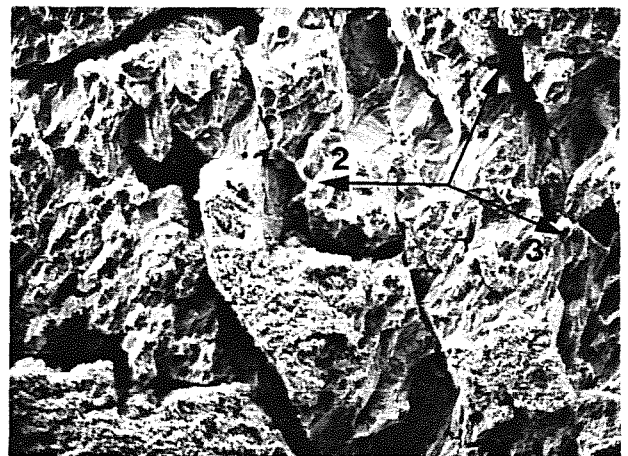


Fig. 9. Superficie adherida al Incoloy 825 tras el despegue de materiales. Tratamiento térmico BT (SEM). 120X

La micrografía de la Fig. 10 muestra a mayor magnificación un detalle de la zona dúctil y permite distinguir dos mecanismos diferentes de formación de 'voids'. La morfología de los asociados con el inicio de las grietas mostradas en la Fig. 8 parece indicar que han sido originados por tensiones de cortadura, mientras que el resto presenta un aspecto esférico típico de los originados por tensiones tractivas.

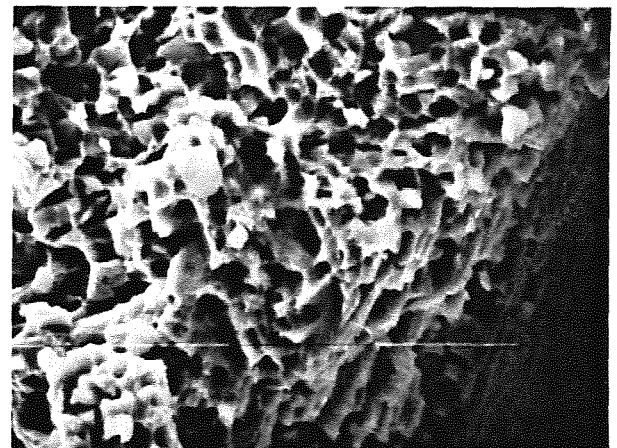


Fig. 10 Voids sobre la superficie adherida al Incoloy 825 Tratamiento térmico BT (SEM). 1875X

La observación de la superficie lateral libre de la probeta a lo largo del eje de tracción confirma que el despegue ocurre en el interior del Incoloy 825 (Fig. 11) por propagación de grietas que unen zonas que han fallado previamente por otros mecanismos.

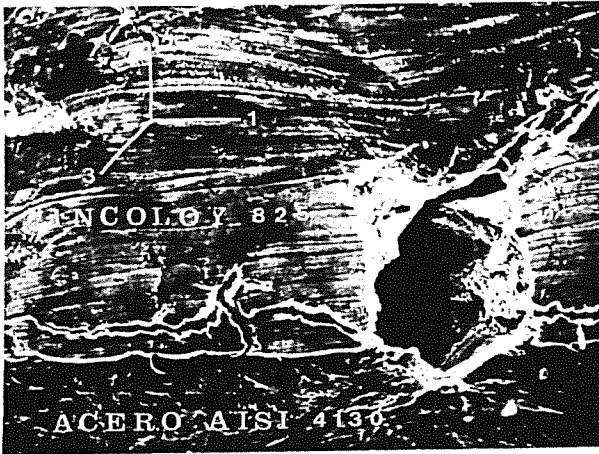


Fig. 11 Grietas a lo largo de la intercara en la superficie libre de la probeta. Tratamiento térmico B (SEM).240X

También se ha observado que la existencia de grietas no está restringida a la zona afectada por la estricción, sino que abarca distancias considerables dependiendo del caso estudiado. Así, en las probetas revenidas a 640° C, las grietas se encuentran hasta distancias muy alejadas de la zona afectada por la estricción (la totalidad de la longitud de la probeta en algunos casos), mientras que si la temperatura de revenido es inferior las grietas desaparecen a 2 ó 3 mm de la fractura.

4. DISCUSIÓN

Los resultados aportados por el MEF para el análisis de las dos probetas bimetalicas estudiadas demuestran la existencia de las interacciones que se producen entre dos materiales sometidos a un ensayo de tracción uniaxial en condiciones de isodeformación. Esta interacción conlleva una modificación del comportamiento de los dos materiales respecto al que tendrían en probetas monolíticas traccionadas bajo las mismas condiciones. Aunque desde en punto de vista del ensayo de tracción los resultados confirman la validez de la ley de mezclas hasta el inicio de la inestabilidad, la determinación de este punto es uno de los mayores problemas que se presentan cuando se quiere modelizar el comportamiento de un material bimetalico. Es claro que estas interacciones inducen el desarrollo de un estado complejo de tensiones localizado en una determinada posición que puede provocar el inicio prematuro de la inestabilidad observado en los ensayos experimentales. Como se ha indicado, el nivel de la tensiones de cortadura y transversales que se crean aumenta al disminuir la

temperatura de revenido. Si se considera a éstas las responsables del fallo prematuro de este tipo de materiales, parece lógico esperar que cuanto mayor sea la diferencia de propiedades mecánicas entre los componentes, más se desvíe el valor de deformación última alcanzado del que sería predecible a partir de la LM. Estas expectativas concuerdan razonablemente con los resultados experimentales observados en trabajos previos[1,8].

Desde el punto de vista del fallo de la unión de la intercara, las observaciones realizadas sobre las probetas fracturadas indican claramente que la parte más débil para el fallo no está en la intercara original entre ambos materiales, sino que se ha desplazado varias decenas de micras hacia el interior del Incoloy 825. Este aspecto está confirmado por la presencia de material austenítico que queda adherido al acero. Aunque difícil de cuantificar por la irregularidad de planos que tiene, una estimación aproximada la sitúa en unas 30 ó 40 µm a partir de la intercara original independientemente del tipo de tratamiento térmico a que se someta a la probeta. El hecho de que la superficie despegada que ha quedado adherida a la superaleación presente la morfología que se ha descrito, parece confirmar que la zona por la que se ha originado la fractura es aquella en la que la precipitación de carburos es profusa.

El mecanismo por el que se produce el fallo de la unión podría ser el indicado en la Fig. 12:

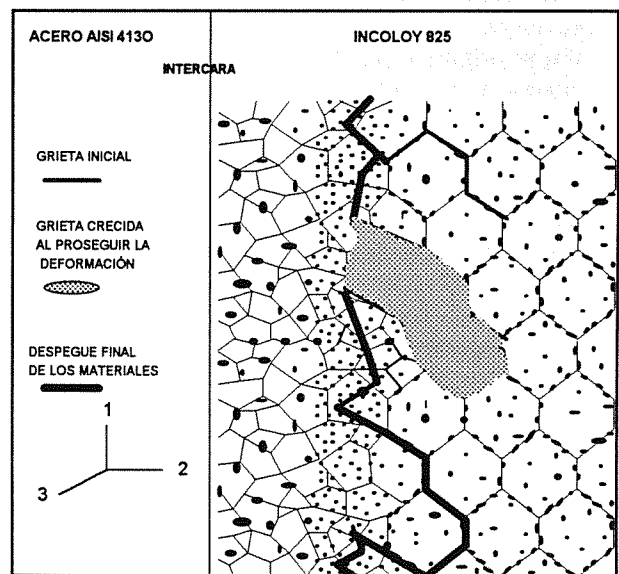


Fig. 12. Mecanismo de fallo de la intercara.

Inicialmente se crearán en la zona más débil grietas originadas por tensiones de cortadura, que a medida que prosigue la deformación del material se abren profundizando hacia el interior del Incoloy 825 por

mecanismos predominantemente intergranulares (no debe olvidarse que los carburos más groseros están precipitados en juntas de grano). Estas grietas pueden originarse bastante pronto (antes de iniciarse la estricción) en el material debido a la existencia de importantes tensiones de cortadura a 45° ($\tau_{\max.} \sim S_{11}/2$, dado que las otras tensiones en estos planos son pequeñas), como se pone en evidencia en las Figs. 8 y 9 en las que se observan grietas orientadas a 45° .

Esta zona sensiblemente debilitada (con una sección efectiva mucho menor debida a la presencia de grietas) acabará fallando y produciendo el despegue de materiales cuando la tensión S22 alcance el nivel necesario (un valor bajo respecto al del material no agrietado) durante la estricción.

CONCLUSIONES

1.- El código ABAQUS es una buena herramienta para el análisis tensional que se desarrolla durante la tracción de un material bimetalico en dirección paralela a la intercara de unión. El estado de tensiones que se origina de manera localizada en una sección de la probeta es el responsable del fallo de la misma.

2.- Las diferencias en los resultados proporcionados por los modelos utilizados no justifican ni la complicación de diseño ni el incremento de tiempo de cálculo que conlleva, y por tanto el modelo que considera la unión como un plano común es el más razonable para este tipo de estudios.

3.- El despegue de la unión metalúrgica se produce en el interior del Incoloy 825 y no en la intercara original. El fallo se origina en la zona de precipitación profusa de carburos por el efecto de tensiones de cortadura y propaga hacia el interior del material por mecanismos intergranulares. Finalmente la zona debilitada despega por efecto de las tensiones perpendiculares a la intercara.

4.- Los niveles de tensiones que se desarrollan en la zona afectada por la estricción están en buena concordancia con los esperados para explicar los mecanismos que han producido el fallo de la unión.

REFERENCIAS

[1] Guraya T., Ocina J.R. y Urcola J.J., "Artículo a publicarse".

[2] Saucedo J., Guraya T. y Urcola J.J., "Mechanical Properties of Bimetallic Tubes of Duplex 2205 Bonded to a Low Alloy Steel", *Pract. Metallogr.*, **30**, 9, 452-468 (1993).

[3] López B., Tesis Doctoral, San Sebastián, (1993).

[4] Devers T. y Hourcade M., "30 Seconds Solid State Bonding of Metals", *Diffusion Bonding 2*, Ed. D.J. Stephenson., Elsevier Applied Science, London (1990).

[5] Guraya T., "Encuentros en la interfase II" Reporte interno, CEIT, San Sebastián, (1992).

[6] Tubacex SA: Eur. Patent no. 508 733 and Certificate of Addition 517 832.

[7] Gutiérrez I., Urcola J.J., Bilbao J.M. y Villar L.M., "Bonding by hot extrusion of Incoloy 825 and Duplex 2205 to low alloy steel", *Mater. Sci. and Tech.*, **7**, 761-769 (1991).

[8] Guraya T. Tesis Doctoral (en curso), San Sebastián.