

MECANISMOS DE FRACTURA EN MONOCRISTALES DE UNA ALEACIÓN COMERCIAL DE AL-4%CU

G. GONZALEZ, M. TORRALBA Y O.A. RUANO

Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas. CSIC.
Avda. Gregorio del Amo, 8
- Madrid -

En este trabajo se describen los mecanismos que producen la fractura en monocristales de una aleación de Al-4%Cu en tres estados de envejecimiento: recién templada, envejecida a máximo endurecimiento y envejecida hasta alcanzar el estado de equilibrio. En todos los casos la fractura de las probetas es de carácter dúctil y posterior a la activación de uno o varios sistemas de deslizamiento. Las probetas recién templadas muestran una fractura similar a la que tiene lugar en monocristales puros. Se produce por la activación simultánea de dos sistemas de deslizamiento en la zona de la estricción. En el estado de máximo endurecimiento la fractura de los monocristales se produce sin estricción y por deslizamiento del sistema conjugado cuando éste se encuentra favorablemente orientado. En las probetas ensayadas en el estado de equilibrio, el deslizamiento múltiple de sistemas produce una fractura similar a la que tiene lugar en policristales.

1.- INTRODUCCION

Es bien conocida la importancia tecnológica que tienen las aleaciones de aluminio-cobre. Debido a su poca densidad y buenas propiedades mecánicas son de gran uso en la industria. El interés de estas aleaciones estimuló el estudio de los mecanismos de endurecimiento y precipitación que en ellas tienen lugar /1/.

La deformación plástica de monocristales de estas aleaciones ha permitido profundizar en estos estudios, pudiéndose determinar la influencia de la precipitación del cobre en las propiedades mecánicas /2-5/. Sin embargo, no hay muchos trabajos que traten sobre la fractura en distintos estados de envejecimiento y los mecanismos que la producen, mostrándose en algunos aspectos resultados contradictorios. Así por ejemplo, mientras algunos autores /6,7/ sostienen que en el estado de máximo endurecimiento la superficie de fractura coincide con los planos (111) del sistema primario, otros /8,9/ afirman que ésta puede ser paralela a planos del primario, o bien del conjugado, dependiendo de la rotación del eje de tracción.

En este trabajo se hace referencia a los mecanismos de fractura en monocristales de Al-4%Cu, para tres estados de envejecimiento. En el caso del estado de máximo endurecimiento nuestros resultados están más de acuerdo con los de los últimos autores al obtenerse, en general, una fractura por el sistema conjugado, aunque independientemente de la rotación que sufre el eje de tracción.

2.- PARTE EXPERIMENTAL

La aleación estudiada es térmicamente tratable de modo que sus propiedades mecánicas dependen del estado de precipitación del cobre. Hay que destacar la presencia de un 0,1% de hierro que da lugar a la formación de partículas de hasta 10 μm de tamaño de la fase ternaria $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$. Se trata de una fase insoluble que no resulta alterada por los tratamientos térmicos y cuya presencia apenas afecta a las propiedades mecánicas.

Se han obtenido, por el método de recristalización, monocristales a partir de varillas de tamaño de grano fino y homogéneo. De estos monocristales se mecanizaron probetas de tracción que se pulieron electrolíticamente para la posterior observación de su superficie.

Las probetas monocristalinas se ensayaron después de aplicarles distintos tratamientos térmicos. Un primer grupo se solubilizó a 540°C y se templó en agua a 0°C para retener el cobre en solución sólida sobresaturada. Un segundo grupo se sometió además a un tratamiento de máximo endurecimiento consistente en un envejecimiento durante 100 h a 150°C. Finalmente, el último grupo se recoció a 350°C durante 100 h para obtener el estado de equilibrio termodinámico.

Los ensayos de tracción se realizaron en una máquina convencional Instron a velocidad de desplazamiento constante ($9.5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) y a temperatura ambiente.

3.- RESULTADOS Y DISCUSION

Se ha encontrado que los mecanismos responsables de la fractura son distintos dependiendo del estado de envejecimiento. Esto es consecuencia de la interacción que se produce entre las dislocaciones, responsables de la deformación plástica y los distintos tipos de precipitados que se desarrollan en cada uno de estos estados.

Las Figs. 1,2 y 3 muestran tres fracturas características correspondientes a cada uno de los tratamientos térmicos. En todos los casos, el mecanismo de de

formación previo a la rotura de los monocristales se debe al movimiento de dislocaciones en un sistema $(111) \langle 110 \rangle$ típico de los metales ccc /10/. Esta deformación produce una rotación de la red cristalina con respecto al eje de tracción del cristal que permite a otros sistemas iniciar el deslizamiento cuando llegan a estar favorablemente orientados. La activación posterior de otro (conjugado) u otros sistemas, es la que determina el comienzo de la fractura, aunque esto tenga lugar de manera distinta para cada estado de precipitación.

La Fig. 1 muestra el tipo de fractura que se produce en los monocristales en estado de solución sólida sobresaturada. En este estado, es inevitable la formación de algunas zonas GP 1 durante el temple, así como durante el ensayo /3/. La deformación tiene lugar, en principio, por deslizamiento en el sistema primario $(111) \overline{101}$. Cuando el conjugado también llega a estar favorablemente orientado, se produce un deslizamiento doble en una parte localizada de la probeta, ya que el primario no ha dejado de actuar. Este deslizamiento doble es el responsable de que aparezca un tipo de estricción muy característico de este estado. La línea recta que se observa en la parte central de la fractura es la intersección de los planos de deslizamiento que intervienen durante la deformación. Esta línea limita dos crestas, también características de la rotura en este estado, que aparecen en el momento final del ensayo. Se forman por deslizamiento simple en cada uno de los sistemas que intervienen. Nótese el aspecto liso de una de las caras interiores de estas crestas, consecuencia del deslizamiento cristalográfico. Cuando la sección es lo bastante pequeña, las tensiones son tan grandes e irregulares que se puede producir un arranque del material, como ha ocurrido en la otra cara.

Dado que en este estado la mayor parte del cobre se encuentra disuelto en la matriz de aluminio, apenas hay precipitados que puedan interaccionar con las dislocaciones. Su movimiento se ve fundamentalmente obstaculizado por el campo de deformación que crean los átomos de cobre dispuestos en forma sustitucional. Ello hace que la evolución de la fractura sea similar a la que se produce en metales puros /11/.

La Fig.2 corresponde a un monocristal ensayado en estado de máximo endurecimiento. A diferencia del caso anterior, aquí no se observa estricción en las proximidades de la fractura. La deformación también se inicia en el sistema $(111) \overline{101}$ primario aunque, en este caso, cuando el conjugado llega a estar favorablemente orientado, se produce el movimiento de dislocaciones solo por este último sistema. Además, lo hace en una región muy localizada, dando lugar a la rotura repentina de la probeta. La superficie de fractura que se observa es paralela al plano de deslizamiento conjugado.

La Fig.4 muestra el inicio de este tipo de fractura. Se observan dos series de líneas de deslizamiento. Las primeras, distribuidas regularmente por toda la probeta, son responsables de la deformación plástica y corresponden al sistema primario. Las segundas, localizadas en una estrecha banda y cruzando a las anteriores, son responsables de la fractura y corresponden al conjugado. La fractura en estas condiciones se produce sin estricción previa y paralelamente a una familia de planos cristalográficos, pese a lo cual es de carácter dúctil, ya que la observación metalográfica pone de manifiesto la presencia de cúpulas que ocupan toda la superficie.

Con este tratamiento térmico de 100 h a 150°C se forman las fases θ'' y θ' que son partículas semicoherentes. Las dislocaciones deben cortarlas al deformarse la probeta, de ahí la gran dureza de la aleación. Cuando entra en funcionamiento el sistema conjugado, las dislocaciones del primario han cortado a los precipitados un cierto número de veces, de forma que éstos ofrecen, desde el punto de vista de las del conjugado, una sección eficaz mayor. Por ello, cuando este sistema comienza a deslizarse lo hace bajo la acción de una tensión superior a la del sistema primario, lo que da lugar a que la fractura se produzca muy rápidamente.

La Fig.3 corresponde a una probeta ensayada en el estado de equilibrio. Se aprecia una fuerte estricción similar a la que tiene lugar en un material policristalino. Puede decirse que es una fractura tipo copa y cono y es consecuencia de la activación casi simultánea de varios sistemas de deslizamiento, a causa de que éstos se bloquean al entrar en funcionamiento el mecanismo de Orowan.

En estos monocristales el deslizamiento también se inicia en el sistema primario, pero debido a que hay partículas de CuAl_2 de gran tamaño e incoherentes con la matriz de aluminio, las dislocaciones son incapaces de cortarlas y las evitan formando bucles. Ello se traduce en un rápido endurecimiento del material, que se pone de manifiesto en las curvas tensión-deformación y que da lugar a la activación sucesiva de otros sistemas como ocurre en un policristal. La activación de todos estos sistemas es la que produce la estricción y este tipo de fractura.

4.- CONCLUSIONES

En ningún caso se produce la fractura de manera frágil. Siempre tiene lugar por movimiento de dislocaciones, aunque de distinta forma para cada tratamiento térmico.

Tanto en las probetas ensayadas en estado de recién templadas como a máximo endurecimiento, la fractura comienza cuando, desde un punto de vista geométrico, está favorecida la activación de más de un sistema de deslizamiento.

La fractura de las probetas ensayadas en estado de recién templadas se produce por deslizamiento doble. Hay dos sistemas de deslizamiento que actúan simultáneamente, en una zona localizada, produciendo una estricción característica.

En los monocristales envejecidos a máximo endurecimiento, la fractura se produce sin estricción y por un único sistema de deslizamiento, que es el sistema conjugado.

Finalmente, en las probetas envejecidas hasta el estado de equilibrio, la fractura tiene lugar por la activación de varios sistemas de deslizamiento de forma similar a como se produce en un policristal.

REFERENCIAS

- /1/ Silcock, J.M., Heal, T.J. and Hardy, H.K., J.Inst.Metals, 82, pp. 239 (1953).
- /2/ Carlsen, K.M. y Honeycombe, R.W.K., J.Inst.Metals, 83, pp.449, (1954).
- /3/ Greetham, G y Honeycombe, R.W.K., J.Inst.Metals, 89, pp. 13 (1960).
- /4/ Price, R.J. y Kelly, A., Acta Metall., 12, pp. 159 (1964).
- /5/ Nabarro, F.R.N., "Dislocations in Solids", North-Holland Pub. Co., (1979).
- /6/ Torralba, M. y Wasserman, G., Z. Metallkde, 59, pp.467 (1968).
- /7/ Dew-Hughes, D. y Robertson, W.D., Acta Metall., 8, pp.156 (1960).
- /8/ Beevers, C.J. y Honeycombe, R.W.K., "Fracture", edit. por B.L. Averbach et col., p. 474, John Wiley, New York (1959).
- /9/ Price, R.J. y Kelly, A., Acta Metall., 12, pp. 979 (1964).
- /10/ Honeycombe, R.W.K., "The Plastic Deformation of Metals", Edward Arnold Pub. (1984).
- /11/ Rosi, F.D. y Abrahams, M.S., Acta Metall., 8, pp. 807 (1960).

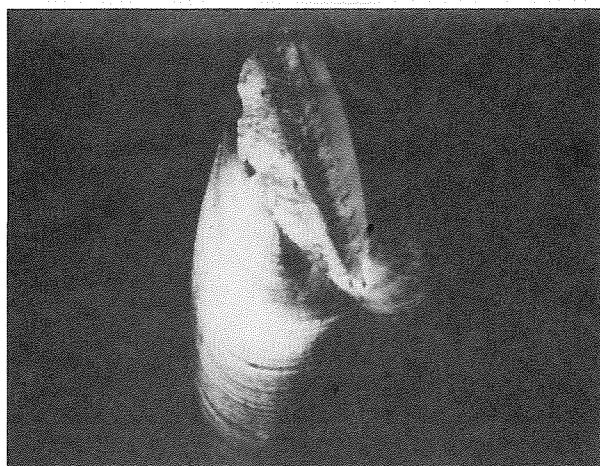


Fig.1.- Fractura de un monocristal en el estado de solución sólida sobresaturada.

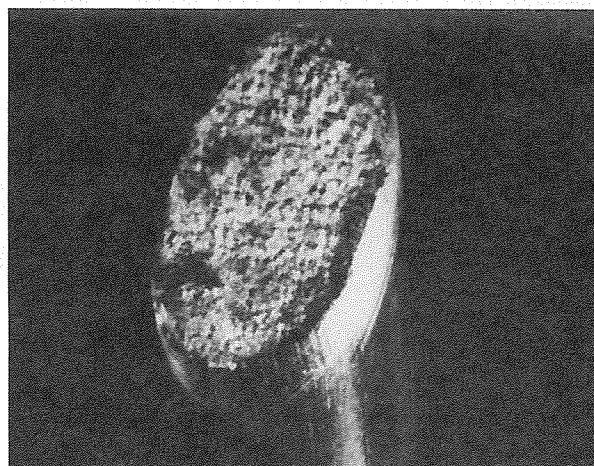


Fig.2.- Fractura de un monocristal en el estado de máximo endurecimiento.

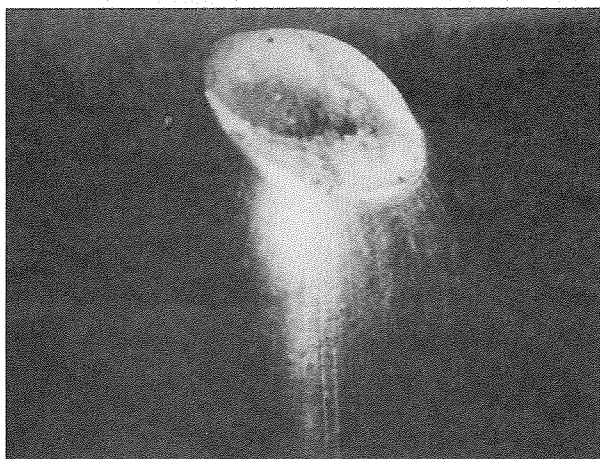


Fig.3.- Fractura de un monocristal en el estado de equilibrio.

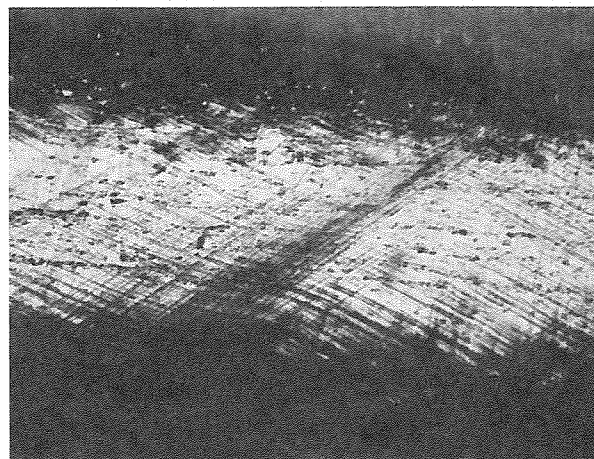


Fig.4.- Superficie de una probeta en el estado de máximo endurecimiento en el instante anterior a la rotura. Se produce por deslizamiento en el sistema conjugado, al que corresponden las líneas de la banda central.