

## Uniones de nitruro de silicio Superalaciones

R. BAREA, P. MIRANZO, M.I. OSENDI

Instituto de Cerámica y Vidrio, CSIC.Arganda del Rey. Madrid.

El posible uso del nitruro de silicio en el ámbito industrial se ve limitado por la dificultad y el coste que supone mecanizar geometrías complicadas. En el presente trabajo se estudia la posibilidad del uso de superaleaciones como interlámina de unión entre piezas de este material. Se han seleccionado tres superaleaciones con base níquel-cromo debido a su interés tecnológico. Las uniones se han llevado a cabo por termocompresión en vacío, utilizando varias presiones y temperaturas. Se ha realizado un estudio comparativo de las intercaras de unión en las tres aleaciones, analizando mediante microanálisis por energías dispersadas de Rayos X y microscopía electrónica de barrido las reacciones que tienen lugar.

*Palabras clave: nitruro de silicio, uniones, superaleaciones, aleaciones de Ni*

### Silicon nitride - superalloys joining

Industrial applications of silicon nitride materials are limited by the difficulty and cost of making complex shapes. In the present work, the use of some superalloys as bonding interlayer between two silicon nitride pieces has been investigated. Three types of Ni based superalloys have been chosen because their technological interest. Joining experiments have been performed by thermocompression at different temperatures and pressures, in a medium vacuum atmosphere. Reactions taking place at the superalloy / Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> interface have been studied using energy dispersive X-ray spectroscopy and scanning electron microscopy. A comparative study among the three superalloys / Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> interfaces has been done.

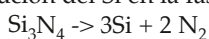
*Keywords: joining, silicon nitride, superalloys, Ni-alloys*

## INTRODUCCIÓN

Las excelentes propiedades del nitruro de silicio, que avellan su empleo como material cerámico avanzado en ingeniería se contrarrestan en gran medida por la dificultad para crear geometrías complejas y que sean adecuadas para su uso industrial. Una vía para conseguirlo consiste en unir piezas más sencillas de nitruro de silicio, lo cual se realiza generalmente mediante la interposición de un material intermedio que actúe como fase de unión. Por otro lado, sería tecnológicamente relevante conseguir un perfecto ensamblaje entre el nitruro de silicio y metales como el acero o superaleaciones. En ambos casos, es necesario conocer y estudiar las posibles reacciones que tendrían lugar entre el nitruro y el metal.

En la literatura hay trabajos dedicados a la unión de nitruro de silicio utilizando metales puros (Ni (3,4), Al(5), Fe(6,7)) como interláminas. También hay trabajos que han estudiado los mecanismos de unión, utilizando aleaciones de soldadura (8,9,10) del tipo Ag-Cu-Ti. En cuanto a uniones entre nitruro de silicio y superaleaciones existe un número menor de publicaciones (11,12) y se centran fundamentalmente en la Incoloy 909 (42Fe 38Ni 13Co 4,7Nb 1,5Ti). En este caso, se ha observado la migración desde la aleación hacia la interfase de elementos formadores de nitruros como el Ti y el Nb.

Afortunadamente, existe más información (13,16) sobre mecanismos de unión en pares de difusión de aleaciones Ni-Cr y nitruro de silicio. Generalmente, en la zona de contacto se produce una descomposición de la fase nitruro de silicio y la correspondiente disolución del Si en la fase metálica.



La posible formación de siliciuros de Ni en la zona de contacto depende de las condiciones experimentales. Normalmente, no se encuentran siliciuros de Ni en la intercara, salvo cuando se ha sobrepasado la temperatura de solidus (14,10) de la aleación en algún punto de la zona de unión, debido a variaciones locales de la composición química. Sin embargo, se produce siempre una difusión de Si en el Ni o en Ni-Cr. En cuanto al N, se produce un incremento considerable de la presión en la zona de contacto según los trabajos de Van Loo y col.(18)

En aleaciones Ni-Cr, la formación de nitruros de cromo en la zona de contacto es habitual y viene determinada por el aumento de presión de N y la relación Ni/Cr de la aleación. Esta fase CrN coexiste en ocasiones con precipitados del tipo Cr<sub>2</sub>N; aunque, en algunos artículos (15,10) también se apunta la aparición de fases del tipo Cr<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub>Si.

En el presente trabajo, se han escogido superaleaciones con base Ni conocidas por trabajar a alta temperatura y en condiciones de corrosión sin apenas degradarse. Entre las aleaciones empleadas normalmente a alta temperatura, se eligieron aquellas que tenían composiciones en Ni y Cr similares, a fin de observar la influencia del resto de los elementos aleantes en el proceso de unión. Paralelamente, se buscó que tuvieran bajos coeficientes de dilatación térmica, con objeto de minimizar las tensiones en la interfaz durante el enfriamiento (16). Dos de las aleaciones seleccionadas fueron Inconel 718 y Waspaloy. Ambas se usan a alta temperatura aunque la Waspaloy posee mejores propiedades mecánicas que la Inconel (17) a temperaturas superiores a 650°C, como puede observarse en la Figura 1. Además,

estas aleaciones son fácilmente soldables por técnicas TIG (Tungsten Inert Gas) y MIG (Metal Inert Gas).

Otras aplicaciones donde los cerámicos pueden tener cierta ventaja competitiva frente a las aleaciones metálicas son aquellas que requieren estabilidad en ambientes de corrosión; por ello, se escogió una tercera aleación usualmente empleada en estas condiciones, la Hastelloy C. Esta aleación endurece únicamente por solución sólida y tiene contenidos en Ni y Cr similares a las anteriores.

Las tres superaleaciones se han utilizado como interláminas entre dos muestras de nitruro de silicio, realizando las uniones por difusión en estado sólido. En cada tipo de unión se han analizado fundamentalmente las características microestructurales, estudiando la influencia de la temperatura y algunos de los aleantes en las reacciones interfaciales.

## 1. PARTE EXPERIMENTAL

### 1.1 Materiales empleados.

#### 1.1.2 NITRURO DE SILICIO

El nitruro de silicio se preparó por prensado en caliente a partir de polvos de  $\alpha$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  (UBE Corp. Japón, E10) utilizando 10% en peso de  $\text{Y}_2\text{O}_3$  como aditivo (H.C.Stark, Alemania, grado C). Las muestras se sinterizaron a  $1750^\circ\text{C}$  utilizando una presión de 50 MPa y atmósfera de nitrógeno (0.1 MPa). El material final esta formado mayoritariamente por la fase  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  y silicatos de itria y fase vítrea en bordes de grano. Este material presenta una densidad de  $3.3 \text{ g/cm}^3$ , un módulo de Young de 320 GPa y una tenacidad crítica ( $K_{1C}$ ) de  $7.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

#### 1.1.3 SUPERALEACIONES

La composición química de las aleaciones se presenta en la Tabla I, donde se recogen sólo los aleantes que se encuentran en concentraciones superiores al 1%, según datos proporcionados por el suministrador (Goodfellow, Gran Bretaña). En la Tabla II se muestran el espesor y algunas propiedades de estas aleaciones, como el coeficiente de dilatación térmica, el límite elástico y la temperatura de fusión, por su importancia en el desarrollo de tensiones residuales en las intercargas de unión.

### 1.2 Preparación de las muestras

Las muestras de nitruro de silicio se mecanizaron a las dimensiones aproximadas de  $7 \times 5 \times 4 \text{ mm}$ , utilizando muelas y discos con recubrimientos de diamante. Posteriormente, las superficies de unión se pulieron con pasta de diamante de 6, 3 y  $1 \mu\text{m}$  hasta conseguir una superficie especular. Todas las muestras se desengrasaron con tricloroetileno y, posteriormente, se limpiaron con agua y alcohol en un baño de ultrasonidos.

El conjunto nitruro de silicio/metal/nitruro de silicio se unió por difusión mediante termocompresión, en un horno de prensado en caliente, utilizando distintas temperaturas y diferentes presiones.

Una vez finalizado el ciclo de unión, se cortaba el conjunto por una sección perpendicular a la intercarga de unión para su posterior observación microscópica. La sección cortada se sometía a un cuidadoso proceso de pulido que permitió una observa-

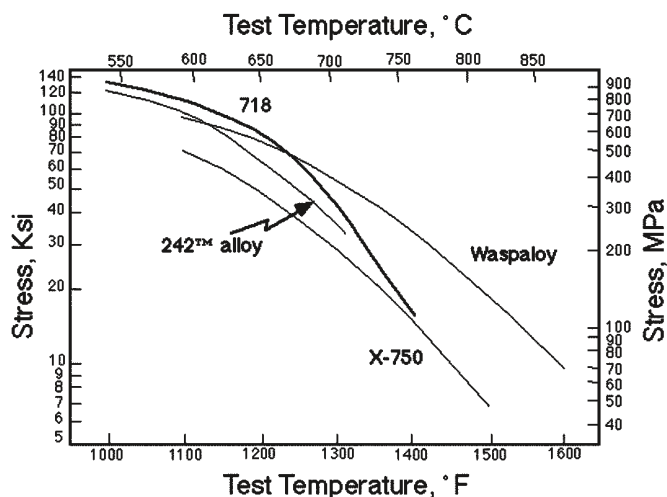


Figura 1. Tensión necesaria para conseguir una deformación plástica del 1% tras una permanencia durante 1000 h a la Temperatura. Comparación entre la Inconel 718 y la Waspaloy (17).

TABLA I. COMPOSICIÓN QUÍMICA (% EN PESO) DE LAS SUPERALEACIONES EMPLEADAS.

	Ni	Cr	Co	Mo	Fe	Ti	Al	Nb+Ta	W
Inconel 718	52.5	19		3	18.5	0.9		5.1	
Waspaloy	59	19.5	13.5	4.2	<2	3	1.2		
Hastelloy C	57	16		17	6				4

TABLA II. PROPIEDADES DE LAS ALEACIONES EMPLEADAS Y DEL  $\text{Si}_3\text{N}_4$

	Coefficiente dilatación $\times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$	Límite elástico (T amb) MPa	Temperatura fusión $^\circ\text{C}$	Espesor $\mu\text{m}$
Inconel 718	13	1100	1260-1336	100
Waspaloy	11.7	800	1340-1390	25
Hastelloy C	10.8	320	1270-1390	25
$\text{Si}_3\text{N}_4$	3.5	—	—	4000

ción simultánea del metal y la cerámica. Las interfaces se observaron con el microscopio óptico de luz reflejada (MOLR), el microscopio electrónico de barrido (MEB), y se realizaron análisis semicuantitativos en las interfases de reacción mediante espectroscopia de dispersión de energías de Rayos X (EDX).

### 1.3 Condiciones experimentales

Se llevaron a cabo uniones en el rango de temperaturas entre  $830^\circ\text{C}$  y  $1370^\circ\text{C}$ , aplicando presiones uniaxiales entre 50 MPa y 80 MPa (Tablas III, IV y V). Los ciclos térmicos se realizaron a la velocidad de  $10^\circ\text{C}/\text{min}$ , tanto para el calentamiento como el enfriamiento, con niveles de vacío medios, entre 4 y 6 Pa (aire). Dado que tanto las resistencias como los aislantes y pistones del horno son de grafito, la presión parcial de oxígeno en la cámara es muy baja y se puede estimar que es inferior a  $10^{-18} \text{ atm}$  para las temperaturas de trabajo (18,19). Las especies carbonosas presentes en la atmósfera del horno no parecen afectar al proceso de unión, ya que no se ha detectado descomposición del  $\text{Si}_3\text{N}_4$  salvo en la intercarga de la unión. En cualquier caso, la zona de unión esta fundamentalmente afectada por presiones locales que no se corresponden con las existentes en el horno (18).

Los tiempos de estabilización a la máxima temperatura fueron de 0 y 60 minutos, esto es, se subía hasta la temperatura final y se enfriaba a continuación, o se mantenía a alta temperatura durante una hora.

## 2. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

### 2.1 Inconel 718

En la Tabla III se recogen los resultados cualitativos para cada ensayo de unión. Se observa la necesidad de subir a temperaturas superiores a 1100°C para conseguir uniones con suficiente resistencia mecánica para que soporten la manipulación posterior. Aquellas muestras que se separaban en la manipulación están marcadas con un asterisco en la tabla.

En los tratamientos a estas temperaturas de unión, los precipitados  $\gamma'$  y  $\gamma''$ , que se encuentran en la aleación de Ni-Cr-Fe, y los  $\gamma'$  de la aleación Ni-Cr-Co se hallarían solubilizados en la matriz (19).

A 1150°C se detectan precipitados de composición aproximada en peso, 78Nb 13Ti (marcados con un 1 en la Figura 2), en el interior de la aleación metálica y otros más pequeños, de composición 39Nb 33Ni 10Ti 6Si (marcados con un 2 en la Figura 2) en la zona interfacial, rodeando los bordes de grano. Teniendo en cuenta que el contenido en Ti de la aleación era inferior al 1%, se puede asumir que todo el Ti se localiza en estos precipitados después del calentamiento. Esta migración del Ti hacia la intercara estaría conforme con lo observado anteriormente para uniones  $\text{Si}_3\text{N}_4$ /Incoloy (12).

En las uniones a mayor temperatura (1200°C/60min) no se han observado dichos precipitados (Figura 3), sino que se observan dos zonas alteradas:

Una capa de reacción de 10  $\mu\text{m}$  en la zona situada en contacto con el nitruro de silicio (marcada con el número 2) donde se detecta un enriquecimiento en Cr. Posiblemente se trate de CrN según lo visto anteriormente en aleaciones Ni-Cr aunque, debido a la imposibilidad de detectar el N con el equipo, no es posible confirmarlo. A continuación de esta zona se encuentra otra altamente porosa de 10  $\mu\text{m}$  de ancho (marcada con 1 en la Figura 3). La zona porosa reaccionada en la interfase puede ser debida a la formación de nitrógeno molecular procedente de la descomposición del nitruro de silicio. Para las presiones parciales propias de la atmósfera del horno ( $P_{\text{N}_2} = 4.7 \text{ Pa}$ ) y a la temperatura de 1100°C el  $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$  sería estable (7). Sin embargo, la disminución de la actividad de Si de 1 a valores de 0.01 produciría una disminución de la temperatura de disociación en más de 200°C (7).

Ambas zonas de reacción están diferenciadas del resto de la aleación por una línea de poros alargados que definen el plano de Kirkendall e indican la posición de la interfaz original de contacto, y donde también aparecen unos precipitados oscuros de composición aproximada 42Nb 25Cr 24Ti. Estos se han formado por la difusión del Nb y el Ti hacia la intercara de reacción.

Se observa una gran difusión del Si dentro de la aleación en todas las condiciones de unión. El Si se detecta incluso en el centro de la aleación metálica, lo que indica que difunde rápidamente a lo ancho de toda la aleación. Esta aleación posee en el estado de entrega un 18% en peso de Fe, que no se ha observado que participe en el proceso ni por reacción con el nitruro ni por difusión, si bien en pares de difusión  $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{Fe}$  se han observado reacciones interfaciales (7).

En la Figura 4 se compara la apariencia de ambas uniones a menores aumentos. En la unión a 1150°C aparecen grietas paralelas a la interfaz, debido probablemente a las tensiones térmicas generadas en el enfriamiento; sin embargo, en la aleación unida a mayor temperatura no se ha observado este agrietamiento, aunque si se observa una mayor zona de reacción. Parece que las capas de reacción intermedias que se forman relajan las tensiones residuales generadas en el enfriamiento, actuando como láminas de coeficiente de expansión intermedio.

TABLA III. CONDICIONES EXPERIMENTALES DE LAS UNIONES  $\text{Si}_3\text{N}_4$ /INCONEL 718/  $\text{Si}_3\text{N}_4$

Temperatura (°C)	Tiempo(min)	Presiones (MPa)	Intercaras
830	60	76.5	No Unión
1000	60	56.9	No Unión
1100	60	65.0	No Unión
1150	0	69.8	Unión*
1200	0	50.7	No Unión
1200	60	70.4	Unión

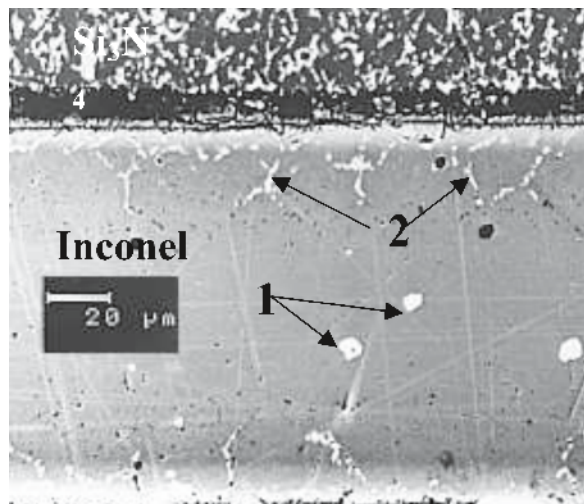


Figura 2. Micrografía de MEB de la interfase entre el nitruro de silicio y la Inconel 718. Unión realizada a 1150°C/0min

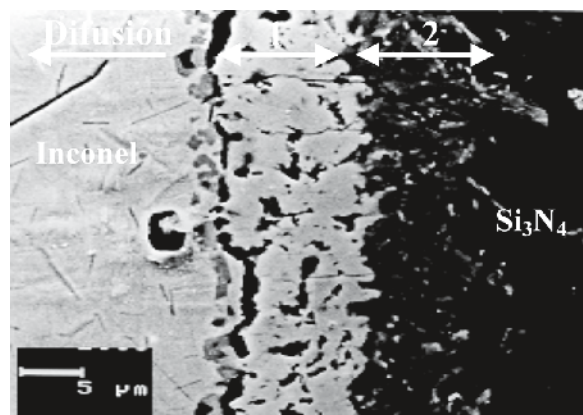


Figura 3. Micrografía de MEB de la interfase entre el nitruro de silicio y la Inconel 718. Unión realizada a 1200°C/60min

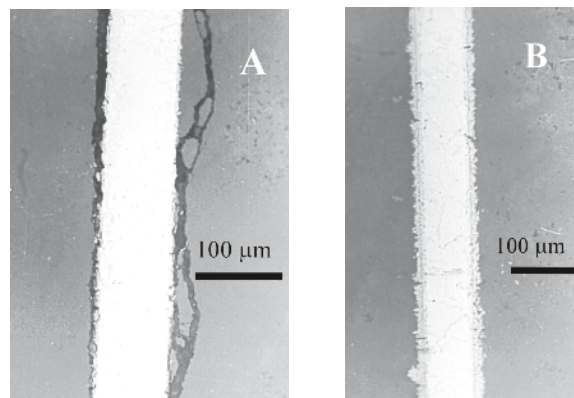


Figura 4. Micrografías de MOLR de uniones con Inconel 718: A) 1150°C/0 min; B) 1200°C/60min

## 2.2 Waspaloy

En la Tabla IV se exponen las condiciones experimentales para las uniones con esta aleación y el nivel de éxito.

En el ensayo llevado a cabo a 1100°C/60 min se consigue una unión muy débil con zonas de reacción de apenas 2 μm, mientras que a 1200°C/60 min, la interfase tiene características similares a la unión con Inconel, como se observa en la Figura 5. En esta figura se detecta una zona de reacción de ≈4 μm que consta de dos capas, una rica en Cr en contacto directo con el nitruro de silicio (60Cr 18Si) y otra contigua a ésta, de color más claro, de composición 40Cr 25Ni 8Si. Mas allá de esta zona de reacción, el Si difunde profundamente en la aleación alcanzando un 10% en peso en el centro de la lámina Waspaloy, si bien esta lámina tenía la mitad de espesor que la Inconel. En la línea que indica la interfaz original (plano de Kinkerdall) se observan precipitados de composición 36Cr 28Ti 23Ni. Se debe señalar que no se ha encontrado Co en la zona de reacción con el Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, siendo éste unos de los elementos mayoritarios en ésta aleación.

## 2.3 Hastelloy C

En la Tabla V figuran las condiciones a las que se intentaron producir las uniones. Las temperaturas necesarias para conseguir las uniones han dado lugar a la desestabilización de la aleación que, como se demuestra en la Figura 6, se descompone en una fase matriz y otra dispersa. La fase dispersa, marcada como 2 en la Fig. 6, tenía una composición aproximada entre (30-41)Ni (30-19)Mo (20-18)Cr (10-12)Si (4-10)Fe (0-4)W y la matriz, marcada como 1 en la Fig. 6, poseía una composición más rica en Níquel (77-74)Ni (4-10)Fe (17-7)Si (2-4)Cr (0-3)Mo (0-3) W. No se ha observado en la Inconel ni en la Waspaloy un fenómeno de desestabilización similar teniendo ambas contenidos en Cr y Ni semejantes a esta aleación. El Mo parece ser el responsable de la desestabilización de la aleación, que aparece en gran concentración en la fase dispersa y en menor cantidad en la matriz.

En la zona interfacial se produce una capa rica en Cr y Ni (52Cr 31Ni 5Si 4 Mo), como ocurría con las anteriores uniones.

El silicio alcanzó una concentración máxima del 18% en peso dentro de esta aleación para la unión realizada a 1370°C, temperatura que corresponde a la de fusión incipiente de la aleación (Tabla 2).

Las altas temperaturas necesarias para conseguir uniones causan transformaciones permanentes en toda la aleación. Por tanto, la aleación no es recuperable por tratamiento térmico, pues no se pueden volver a solubilizar los aleantes sin llegar a la fusión incipiente de la aleación, con el riesgo del posible quemado.

## 3. CONCLUSIONES

En todas las uniones realizadas con las superaleaciones se observa una zona de reacción del metal con el nitruro de silicio y una zona amplia de difusión del Si. La dimensión de estas zonas depende del tipo de aleación, de la temperatura y el tiempo del ciclo de unión, siendo mayor en la Ni-Cr-Fe (Inconel) que en la Ni-Cr-Co (Waspaloy) en iguales condiciones de presión, temperatura y tiempo. Las interfases de unión Inconel/Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> y Waspaloy /Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> presentan características

TABLA IV. CONDICIONES EXPERIMENTALES DE LAS UNIONES Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/ WASPALOY/ Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>

Temperatura (°C)	Tiempo (min)	Presiones (MPa)	Intercaras
1100	60	68.7	Unión*
1200	60	66.0	Unión
1200	0	57.1	No Unión

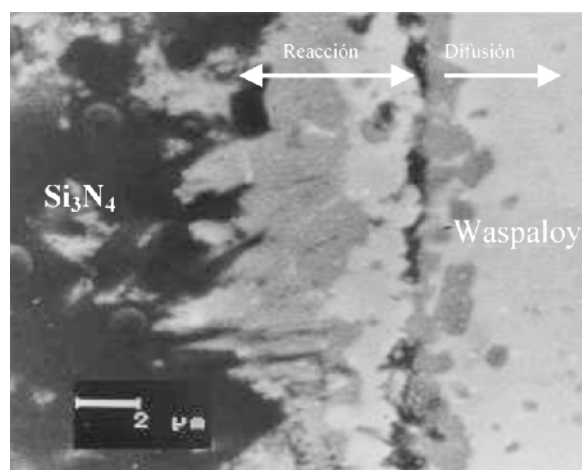


Figura 5 Micrografía de MEB de la interfase entre el nitruro de silicio y la Waspaloy. Unión realizada a 1200°C/60min.

TABLA V. CONDICIONES EXPERIMENTALES DE LAS UNIONES Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/ HASTELLOY C/ Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>

Temperatura (°C)	Tiempo (min)	Presiones (MPa)	Intercaras
830	60	61.7	No Unión
1000	60	60.7	Unión*
1100	90	59.6	Unión*
1150	0	75.9	No Unión
1200	0	56.2	Unión
1370	0	51.4	Unión

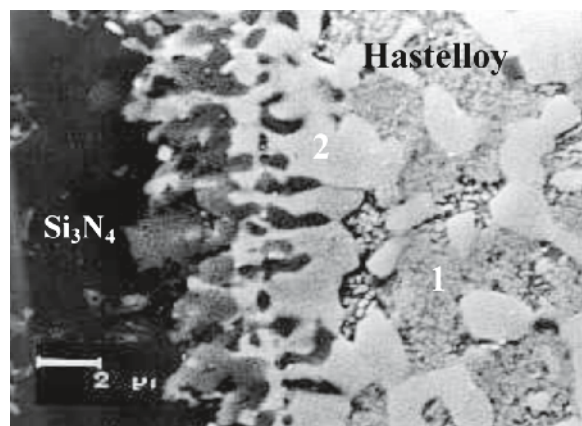


Figura 6 Micrografía de MEB de la interfase entre el nitruro de silicio y la Hastelloy C. Unión realizada a 1200°C/0min

similares.

En todas las uniones se da una zona de reacción junto al nitruro de silicio enriquecida con Cr que posiblemente se trate de CrN. En el interior de las aleaciones metálicas, aparece siempre Si procedente de la descomposición del  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , siendo la profundidad de penetración función de las condiciones experimentales.

Aparecen grietas paralelas a la interfaz en algunas de las uniones realizadas a menor temperatura. Sin embargo, a mayores temperaturas, los productos de reacción que se forman en la intercara parecen disminuirlas o relajarlas.

Las condiciones experimentales requeridas para producir uniones en el sistema Hastelloy/  $\text{Si}_3\text{N}_4$  degradan totalmente la superaleación pudiendo ser el Mo el responsable de ello.

En general, las reactividades entre el nitruro de silicio y las tres aleaciones son muy elevadas y para conseguir uniones efectivas habría que recurrir a capas intermedias que las disminuirían.

## AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido financiado por la CICYT ( proyecto MAT 97-708) y por la CAM (proyecto 07N/0055/1998).

## BIBLIOGRAFIA

1. M.Mitomo, G.Petzow. "Recent progress in silicon nitride and silicon carbide ceramics", MRS Bulletin. **20** 19-20 (Feb 1995).
2. R. Nathan Katz. "Applications of Silicon Nitride Based Ceramics in the U.S." Mat.Res.Soc.Symp.Proc. Vol **287** 197-208 (1993).
3. Esposito L., Bellosi A. Celloti G. "Silicon nitride-nickel joints through diffusion bonding" Acta. Mater. **45** 5087-97 (1997).
4. J.C. Jacquemin, D.Juve, D.Treheux, P.Miranzo, M.I.Osendi. "Joining of  $\text{Si}_3\text{N}_4$  using Al and Ni interlayers" en "Interfacial science in ceramic joining", NATO ASI Series, 3158. Ed. A.Bellosi, T.Kosmac, A.P.Tomsia, 135-142. Kluwer Academic Publ.(1998).
5. P.Juve, D. Treheux, P. Miranzo. "The joinings of  $\text{Si}_3\text{N}_4$  using Al and Ni interlayers: Microstructure and mechanics". Advances in Sci.&Technology, **15** 1071-8 (1999).
6. K. Suganuma, T.Okamoto, M Koizumi, M.Shimada. "Effect of thickness on direct bonding of silicon nitride to steel" Am.Ceram.Soc. Bull. **65** 1060-64 (1986).
7. F.J.Alves de Oliveira. Tesis Doctoral "Cinética de reação em pares de difusão entre compósitos cerâmicos de matriz de nitrato de silício e as ligas de ferro" Ph.D. Universidade de Aveiro, Oct 1999.
8. T.Shimoo, D.Shibata, T.Yamasaki, K.Okamura. "Interaction of  $\text{Si}_3\text{N}_4$  with Fe-Cr Alloy under  $\text{N}_2$  Atmosphere" J.Ceram.Soc.Jpn. **105** 56-60 (1997).
9. R.E. Loehman, A.P. Tomsia, J.Pask, S.M.Johnson. "Bonding mechanism in silicon nitride brazing". J.Am.Ceram.Soc. **73** [3] 552-58 (1993).
10. Ali Mohammad Hadian, R.A.L.Drew. "Strength and microstructure of silicon nitride ceramics brazed with nickel-chromium alloys". J. Am.Ceram.Soc. **79** [3] 659-65 (1996).
11. K.M Ostyn. "Mechanical testing of high temperature ceramics", Proc.Int. Symp. "State of Art in Mat. Testing", Gent (1983).
12. R.Larker, B. Loberg, T Johansson. "Diffusion bonding reactions between silicon nitride, silicon oxynitride and Incoloy 909 by isostatic pressing" Third International Symposium on Ceramics Materials and Components for Engines, Las Vegas, NV. 27-30 Noviembre 1988, Ed.V.J.Tennery.
13. Stathis D. Peteves. "Nitride ceramic joining" Eight CIMTEC, World Ceramics Congress, Florence, Italy, June 28- July 4, 1994.
14. P.Moretto, M. Moulart, P. Glaude, P. Frampton, G. Ceccone, S.D. Peteves. "Interfacial Reactions and kinetics between  $\text{Si}_3\text{N}_4$  and Ni-Cr alloys" Resumen Second European Colloquium 11-13 Noviembre 1991. Ed. S.D. Peteves.
15. G. Ceccone S.D. Peteves. "Joinings of  $\text{Si}_3\text{N}_4$  ceramics with transition metal interlayers" Third Euro-ceramics V.3 pp 337-342. Editores P. Duran J.F Fernández, Faenza Editrice Iberica S.L. 1993.
16. S. P.Kovalev, P.Miranzo, M.I.Osendi. "Finite element simulation of thermal residual stresses in joining ceramics with thin metal interlayers", J Am. Ceram.Soc **81** [9] 2342-48(1998).
17. <http://www.haynesintl.com/718site/718csrs.htm>
18. E.Heikinheimo, A. Kondestov, J.A. van Beek, J.T.Klomp y F.J.J. Van Lao. "Reaction in the systems Mo- $\text{Si}_3\text{N}_4$  and Ni- $\text{Si}_3\text{N}_4$ " Acta. Metall. Mater. **40** Suppl. S111- S119 (1992).
19. J. Mackowiack. "Physical chemistry for metallurgists" Ed. G.Allen and Unwin, Ltd. London U.K. (1972).

Recibido: 20-12-99

Aceptado: 9.2.00