

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 743 485**

51 Int. Cl.:

C04B 35/597 (2006.01)

C04B 35/645 (2006.01)

F02B 37/18 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **10.12.2015 PCT/EP2015/079247**

87 Fecha y número de publicación internacional: **16.06.2016 WO16092016**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **10.12.2015 E 15816112 (5)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **05.06.2019 EP 3230233**

54 Título: **Sialón alfa/beta que tiene actividad de sinterización mejorada y gran resistencia de los bordes**

30 Prioridad:

12.12.2014 DE 102014018283

18.11.2015 DE 102015222790

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:

19.02.2020

73 Titular/es:

CERAMTEC GMBH (100.0%)

CeramTec-Platz 1-9

73207 Plochingen, DE

72 Inventor/es:

DIETRICH, VOLKER;

STAHL, MORITZ;

FRIEDERICH, KILIAN y

RICHTER, GERT

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 743 485 T3

Aviso: En el plazo de nueve meses a contar desde la fecha de publicación en el Boletín Europeo de Patentes, de la mención de concesión de la patente europea, cualquier persona podrá oponerse ante la Oficina Europea de Patentes a la patente concedida. La oposición deberá formularse por escrito y estar motivada; sólo se considerará como formulada una vez que se haya realizado el pago de la tasa de oposición (art. 99.1 del Convenio sobre Concesión de Patentes Europeas).

DESCRIPCIÓN

Sialón alfa/beta que tiene actividad de sinterización mejorada y gran resistencia de los bordes

La invención se refiere a materiales a base de sialón α/β . En particular, la presente invención se refiere a materiales a base de sialón α/β con una mejorada actividad de sinterización y una gran resistencia de los bordes en comparación a los cuerpos moldeados sinterizados producidos a partir de los materiales.

Los cuerpos moldeados sinterizados producidos a partir de sialón α/β , en particular, para ser utilizados como herramienta de corte, como, por ejemplo, una placa de corte, se conocen a partir del estado actual de la tecnología. La mezcla de sialón α y sialón β permite la producción de cuerpos moldeados sinterizados que, por un lado, presentan una alta dureza debido al sialón α granular. Por otro lado, sin embargo, los cuerpos moldeados sinterizados también poseen una buena resistencia debido a los gránulos aciculares del sialón β .

Para su uso como herramienta de corte, es necesario, además de una suficiente dureza y resistencia, que el material también sea resistente a la temperatura, ya que, durante el mecanizado, en particular, de hierro fundido gris o aleaciones a base de níquel (Súper aleaciones) y en este caso especialmente en corte continuo, puede producirse a nivel local un calentamiento excesivo de la herramienta de corte. Sin embargo, muchas herramientas de sinterización oxidicas, que después de la sinterización del material están presentes esencialmente en la fase vítrea, tienen solo una resistencia a la temperatura relativamente baja y una baja conductividad térmica. Por lo tanto, rápidamente se produce un sobrecalentamiento a nivel local y la fase vítrea se ablanda. Debido al efecto de la temperatura, también puede producirse una oxidación de los otros componentes, lo que puede conducir a una falla prematura de la herramienta de corte, por ejemplo, debido a la deslaminación del filo de corte, aumento abrupto del desgaste abrasivo u oxidación de los otros componentes (Si_3N_4 , sialón o TiN).

Si la herramienta de corte se emplea en corte interrumpido, las temperaturas son más bajas que en el corte continuo. La placa de corte no está en contacto constante con la pieza de trabajo, por lo que puede enfriarse una y otra vez. Sin embargo, en el caso de cortes interrumpidos, la resistencia a la fractura y la estabilidad de los cantos deben ser relativamente altas, ya que la carga mecánica es mucho mayor que en el caso del corte continuo.

Los sialones α/β con densidades finales superiores al 99% de la densidad final teórica son sinterizadas actualmente a temperaturas superiores a 1750°C y al mismo tiempo con un aumento de la presión parcial de nitrógeno o se compactan sin presión con grandes cantidades de aditivos oxidicos.

La sinterización con un aumento de la presión parcial de nitrógeno requiere un sistema de horno cerrado y, en comparación con los sialones sinterizados sin presión, más energía y gas (nitrógeno). Por estas razones, la compactación sin presión es, por ejemplo, bajo flujo de nitrógeno a temperaturas inferiores a 1750°C , básicamente más económico que la sinterización a presión de gas.

Sin embargo, dado que la naturaleza y la cantidad de los aditivos oxidicos determinan las propiedades de alta temperatura de la cerámica sialón, en el caso de los sialones compactados sin presión se observa un mayor desgaste en aplicaciones de alta temperatura, como, por ejemplo, durante el mecanizado de hierro fundido gris, en comparación con los sialones sinterizados a presión de gas.

El documento WO2014003150 presenta un cuerpo moldeado sinterizado de sialón alfa/beta con 60-90% de volumen de sialón alfa. Además, puede añadirse TiO_2 . El TiO_2 se convierte en TiN durante la sinterización. Se sinteriza a 1750°C durante 10 horas en nitrógeno a 1 MPa. El cuerpo moldeado sinterizado de sialón alfa/beta se emplea como componente de desgaste.

El documento US4975395 muestra un material de sialón con una fase límite granular que contiene granos de TiN formados in situ. El material se emplea como herramienta de corte.

El documento JPS63303865 muestra la preparación de sialón beta a partir de una mezcla de Si_3N_4 , Al_2O_3 , AlN, Y_2O_3 y TiO_2 .

El documento EP0171444 presenta una mezcla de partida para la elaboración de sialón de 89,5% del peso de Si_3N_4 , 6,0% del peso de Y_2O_3 , 4,3% del peso de AlN y 0,2% del peso de TiO_2 . Esta mezcla es sinterizada en nitrógeno a 1690°C durante 3 horas. La densidad de los cuerpos moldeados sinterizados es del 99,4%. El cuerpo moldeado sinterizado no contiene sialón alfa.

El documento JPH06 305837 muestra un cuerpo moldeado de sialón que tiene una fase límite granular que contiene granos de TiN. La fase de TiN se forma al nitrurar partículas de TiO_2 durante la sinterización. Una mezcla de 93% del peso de Si_3N_4 , 4,0% del peso de Y_2O_3 , 2% del peso de Al_2O_3 , 1% del peso de MgO y 0,3% del volumen de TiO_2 se sinteriza a 1600°C en nitrógeno. El cuerpo moldeado resultante tenía una densidad del 99,3% y contenía el 17% del volumen de sialón alfa frente al 83% del volumen de sialón beta. El material se emplea como herramienta de corte. Primero, es sinterizado sin presión, pero después a 1000 atmósferas.

El documento US4407970 presenta una mezcla de polvos que contienen 87,25% del peso de Si_3N_4 , 5% del peso de

Y_2O_3 , 3,5% del peso de Al_2O_3 , 3,5% del peso de AlN , 0,25% del peso de CaO , 0,25% del peso de Li_2O y 0,25% del peso de TiO_2 . Esta mezcla se formó en un cuerpo verde y se sinterizó a $1750^\circ C$ bajo flujo de gas nitrógeno. El cuerpo moldeado sinterizado resultante tenía una densidad del 99,8%.

5 Por lo tanto, el objetivo de la presente invención es proporcionar una cerámica sialón que sea resistente al desgaste, incluso a altas temperaturas y, de todos modos, económica de producir. Además, se proporcionará un método para producir esta cerámica sialón.

10 Este objetivo se logra por medio de un sistema de aditivos adecuado, que, por un lado, asegure una compactación suficiente durante la sinterización sin presión y, por otro lado, no aumente demasiado el contenido de oxígeno en el sistema. Como resultado, o bien pueden elevarse las características de desgaste de los sialones sinterizados sin presión al nivel de los sinterizados a presión de gas, o pueden mejorarse aún más las propiedades de los sialones sinterizados a presión de gas.

15 Sorprendentemente, se mostró que el objetivo puede lograrse a través de la adición de un óxido del elemento titanio, en concreto, con dióxido de titanio (TiO_2), como aditivo de sinterización. El dióxido de titanio se transforma sustancialmente por completo durante la sinterización en una atmósfera de nitrógeno, es decir, al menos el 95% en TiN .

20 En realidad, esta solución del objetivo indicado debe considerarse, de hecho, sorprendente, ya que de acuerdo con Petzow & Herrmann (High Performance Non-Oxide Ceramics II, 47-167 (2002)), los aditivos de sinterización para las cerámicas sialón en condiciones de sinterización deben ser óxidos estables que no produzcan la descomposición del Si_3N_4 debido a la formación de nitruros aditivos y SiO_2 . TiO_2 se indica explícitamente en este contexto como un ejemplo negativo, véase, por ejemplo, la pág. 81.

25 Además del aditivo de sinterización mencionado, en un proceso de acuerdo con la presente invención para la producción de un cuerpo moldeado sinterizado de sialón α/β con una fase límite granular que comprende al menos un material duro formado in situ, se emplea un material de partida que comprende al menos los siguientes compuestos: $\alpha-Si_3N_4$, AlN y eventualmente Al_2O_3 , así como al menos otro aditivo de sinterización seleccionado de compuestos de oxígeno de los elementos de tierras raras. Se da preferencia a los óxidos de los elementos iterbio, erbio, disprosio, itrio, escandio, cerio.

30 El empleo del TiO_2 como aditivo de sinterización es sorprendentemente posible si la adición del aluminio obligatorio para los sialones se lleva a cabo sustancialmente en forma de nitruro de aluminio (AlN), en una relación de peso $AlN : Al_2O_3$ mayor a 4 : 1, preferiblemente mayor a 10 : 1, más preferiblemente mayor a 50 : 1. Los experimentos han demostrado que si la relación AlN/Al_2O_3 es menor a 4 : 1, el sialón α no está lo suficientemente estabilizado. Además, el contenido de oxígeno aumenta en la fase límite granular, lo que afecta de forma negativa en las propiedades de alta temperatura del cuerpo moldeado sinterizado. Al agregar TiO_2 y AlN , el punto eutéctico en el sistema se desplaza hacia temperaturas más bajas. Forma una fase de fusión eutéctica. Además, esta fase de fusión permite reducir el contenido explícito de aditivos y de todos modos lograr una compactación suficiente incluso en la sinterización sin presión.

35 Los componentes cerámicos elaborados a partir de TiO_2 como aditivo de sinterización muestran menos distorsión y una mejor compactación que los componentes compactados con aditivos de sinterización convencionales, como, por ejemplo, mayores cantidades de AlN , $CaCO_3$ u óxidos de tierras raras.

40 La materia $\alpha-Si_3N_4$ se disuelve durante el proceso de compresión (sinterización) en la fase de fusión mencionada anteriormente. Al exceder el límite de solubilidad, se forman agujas alargadas de sialón β y gránulos globulares de sialón α estabilizados de tierras raras. Los iones Al^{3+} del AlN añadido se incorporan en la red cristalina Si_3N_4 en lugar de los iones Si^{4+} . En el caso del sialón β , por razones de neutralidad de carga, por cada ion Al^{3+} incorporado, cada ion N^{3-} debe ser reemplazado por un ion O^{2-} . En el sialón α , además de los iones Al^{3+} , se incorporan cationes grandes (principalmente iones SEE^{3+}) en la red cristalina para estabilizar la modificación del sialón α . La compensación de carga también tiene lugar aquí a través de la incorporación de iones O^{2-} . A través de este intercambio de N^{3-} a O^{2-} aumenta la concentración de iones N^{3-} en la masa fundida y se reduce la concentración de iones O^{2-} . Dado que las fases límite granular que contienen nitrógeno aumentan la viscosidad y la temperatura de reblandecimiento, esto produce una mayor resistencia a la temperatura de los cuerpos moldeados sinterizados.

50 El TiO_2 ya no es detectable en el cuerpo moldeado sinterizado por medio de difracción de rayos X. En el cuerpo moldeado sinterizado, los medios de sinterización restantes no incorporados en la estructura de cristal del sialón y/o convertidos en material duro están presentes en forma de una fase límite granular amorfa y/o parcialmente cristalina.

55 Otra característica importante de la cerámica técnica, especialmente en aplicaciones de desgaste como en el caso de materiales de corte, es la resistencia de los bordes a la deslaminación ReA. La resistencia de los bordes se determinó esencialmente de acuerdo con el método A de la especificación DIN CEN/TS 843-9:2010-11-01. No obstante lo dispuesto en la especificación DIN CEN/TS 843-9:2010-11-01, por un lado, se empleó una máquina de prueba con una precisión del 2,5% de la fuerza indicada; por otro lado, las muestras no se mantuvieron en una posición fija con un dispositivo de sujeción, sino que se examinaron pudiéndose mover libremente hasta en un tope de borde. Para la determinación de la resistencia de los bordes, se emplearon placas de corte intercambiables de la geometría SNMX

120716 T02020. La impresión para determinar la resistencia del borde se llevó a cabo en la parte superior de la placa de corte intercambiable, la denominada superficie de deslizamiento. La circunferencia de las placas de corte intercambiables no ha sido mecanizada en exceso, por lo que se encontraba en lo que se denomina estado cocido. La distancia más corta desde la circunferencia de la placa de corte intercambiable hasta la impresión del diamante utilizado con la geometría Rockwell fue medida después de determinar la fuerza de deslaminación en un microscopio óptico. Cuanto mayor sea la resistencia de los bordes, mayor será la velocidad de corte que pueda seleccionarse con la misma profundidad de corte y con el mismo desplazamiento. Esto se aplica especialmente al corte interrumpido, ya que en este caso la cerámica de corte se exige repetidamente con respecto a la estabilidad del borde. De acuerdo con un desarrollo particularmente preferido de la presente invención, el cuerpo moldeado sinterizado presenta, por lo tanto, una resistencia de los bordes de al menos 600N/mm. La resistencia de los bordes del cuerpo moldeado sinterizado de acuerdo con la presente invención se encuentra preferiblemente en el rango de 650 a 2000N/mm, particularmente preferiblemente en el rango de 900 a 1300N/mm.

Se produce un cuerpo moldeado sinterizado de acuerdo con la presente invención a partir de los siguientes materiales de partida: 70 a 96% del peso de Si_3N_4 , 3 a 15% del peso de al menos un óxido de tierras raras, como Y_2O_3 , 1 a 15% del peso de un compuesto de aluminio que comprenda AlN y, dado el caso, Al_2O_3 y 0,1 a 3% del peso de TiO_2 . Otra adición es CaCO_3 . Sin embargo, la suma de los materiales de partida siempre da como resultado el 100% del peso.

Una forma de realización particularmente preferida de la presente invención presenta un material de partida del 78 al 95% del peso de Si_3N_4 , del 2 al 8% del peso de AlN , del 0 al 1,2% del peso de Al_2O_3 , del 2,5 al 6,5% del peso de Y_2O_3 o 3,3 al 12% del peso de Yb_2O_3 o una mezcla correspondiente de ambos, 0,08 a 0,22% del peso de CaCO_3 y 0,25 al 2,0% del peso de TiO_2 , en la que la suma de materiales de partida da como resultado el 100% del peso.

Como ya se ha indicado anteriormente, los cuerpos verdes moldeados a partir del material de partida pueden ser sinterizados sin presión o a presión de gas. Si los cuerpos verdes son sinterizados sin presión, es una ventaja de la presente invención que la adición de un óxido del elemento titanio puede aumentar la actividad de sinterización y, por lo tanto, la densidad final de los cuerpos moldeados sinterizados sin tener que aumentar la cantidad absoluta de aditivos de sinterización añadidos. De este modo, las propiedades de las variantes sinterizadas sin presión pueden elevarse al nivel de las propiedades de las variantes sinterizadas a presión de gas, sin embargo, a un costo mucho menor. Por lo tanto, de acuerdo con la presente invención, se sinteriza sin presión.

De manera particularmente preferible, los cuerpos sinterizados descritos se emplean como herramientas de corte, en particular, como placas de corte, como componentes de desgaste, por ejemplo, como rodillos de soldadura, pasadores de soldadura para el centrado, componentes para rodamientos (rodamientos de rodillos o rodamientos de bolas), componentes en el sistema de gases de escape (aletas de escape), válvulas o turbocompresores de gases de escape.

A continuación, la presente invención se explicará en más detalle con referencia a un ejemplo de realización en comparación con un cuerpo moldeado sinterizado compuesto convencionalmente.

Los materiales de partida, véase la Tab. 1, fueron mezclados y se produjo un cuerpo moldeado verde. El cuerpo moldeado fue sinterizado a 1725°C durante alrededor de dos horas bajo flujo de nitrógeno sin presión.

Tab. 1

Material de partida	Ejemplo A (Ejemplo comparativo)	Ejemplo B (de acuerdo con la presente invención)	Ejemplo C (de acuerdo con la presente invención)
Si_3N_4 (% del peso)	84 - 93	82 - 92	75 - 88
Al_2O_3 (% del peso)	0 - 1,2	0 - 1,2	0 - 1,2
AlN (% del peso)	3 - 8	3 - 8	3 - 8
Er_2O_3 (% del peso)	-----	0 - 1,2	-----
Y_2O_3 (% del peso)	4,5 - 6,5	-----	0 - 1,2
Yb_2O_3 (% del peso)	-----	8,5 - 12,5	8,5 - 12,5
CaCO_3 (% del peso)	0,08 - 0,22	0,08 - 0,22	0,08 - 0,22
TiO_2 (% del peso)	-----	0,25 - 2	0,25 - 2
% densidad teórica	96,36 - 97,13	99,18 - 99,97	99,34 - 99,98
Dureza Vickers HV10 (GPa)	5,5	16,6	16,7
Contenido de Sialón α en la superficie cocida del cuerpo moldeado sinterizado (% del volumen)	77	75	86

Contenido de Sialón α en el interior del cuerpo moldeado sinterizado (% del volumen)	64	55	54
Resistencia a la fractura (Palmquist) K_{Ic} (GPa*m ^{0,5})	No es evaluable, ya que debido a la alta porosidad no hay fisuras visibles	6,6	6,5
Resistencia de los bordes ReA (N/mm)	No es evaluable, ya que las partes son demasiado porosas y deformadas	1054,97	946,33

5 Los ejemplos de acuerdo con la presente invención y el ejemplo comparativo solo difieren en la composición o los materiales utilizados. Los ejemplos de acuerdo con la presente invención presentan un contenido de TiO₂; Las proporciones de los demás componentes se han ajustado en consecuencia. Los parámetros del proceso, como las condiciones de moldeado y sinterización, fueron idénticos en los ejemplos.

En todos los casos, dio como resultado un cuerpo moldeado sinterizado de sialón α - β con una fase límite granular, que en la difracción de rayos X además de las partes amorfas también presenta partes cristalinas. El cuerpo moldeado sinterizado de los ejemplos de acuerdo con la presente invención también contenía in situ gránulos de TiN formados.

10 Con respecto a las propiedades, se puede ver que los ejemplos de acuerdo con la presente invención presentan una densidad relativa aproximadamente un 3% mayor que el ejemplo comparativo. Esta mayor densidad relativa también se refleja también en los excelentes resultados obtenidos para la dureza Vickers HV10 y la resistencia a la fractura. La dureza Vickers HV10 asciende, por lo tanto, para un cuerpo moldeado sinterizado de acuerdo con la presente invención a al menos 10 GPa, preferiblemente al menos 15 GPa. La resistencia a la fractura de acuerdo con Palmquist
15 asciende, por lo tanto, para un artículo moldeado sinterizado según la invención a al menos 5 MPa*m^{0,5}, preferiblemente a al menos 6 MPa*m^{0,5}.

20 Para el ejemplo comparativo A, la resistencia a la fractura y la resistencia de los bordes no pudieron ser determinados porque el recorrido de la fisura no pudo reconocerse claramente debido a la alta porosidad residual. La prueba de resistencia de los bordes no pudo evaluarse porque las placas de corte eran demasiado porosas y, además, deformadas.

25 En el estado sinterizado del material, la fase de sialón del cuerpo sinterizado en el interior consiste en una proporción de sialón α de 20 a 70% del volumen, preferiblemente de 30 a 60% del volumen y una proporción de sialón β de 80 a 30% del volumen, preferiblemente de 70 a 40% del volumen de sialón β . La proporción de sialón α y β se determina sobre la base de imágenes difraccionométricas de rayos X (de acuerdo con Gazzara y Messier, J. Am. Ceram. Soc. Bull. 56 (1977)).

30 Como se sabe, la composición del material dentro de un cuerpo moldeado sinterizado puede variar de acuerdo con los parámetros de fabricación, como, por ejemplo, la composición de la mezcla de polvo, las condiciones de sinterización en el horno, el material del crisol, el tipo de gas, la temperatura y el tiempo de sinterización. En el cuerpo moldeado sinterizado, puede presentarse un gradiente entre la superficie del cuerpo sinterizado y su interior, de modo que lo que se denominada superficie cocida contiene hasta un 100% de sialón α .

La superficie del cuerpo moldeado sinterizado en el estado sinterizado presenta una proporción de sialón α con respecto a la fase total de sialón del 55 al 95% del volumen, preferiblemente del 60 al 90% del volumen y una proporción de sialón β del 5 al 45% del volumen, preferiblemente del 10 al 40% del volumen.

35 La superficie del cuerpo moldeado sinterizado en el estado sinterizado presenta preferiblemente una mayor proporción de sialón α de 5 a 65% del volumen, preferiblemente de 10 a 55% del volumen, más preferiblemente de 15 a 50% del volumen, en relación con la fase de sialón total en comparación con la proporción de sialón α con respecto a toda la fase de sialón en el interior del cuerpo sinterizado.

40 Un gradiente en el cuerpo moldeado sinterizado puede producirse bajo ciertas condiciones si la superficie del cuerpo sinterizado se enfría más rápido que el interior o si la superficie cambia su composición química por reacciones con la atmósfera. Una superficie rica en sialón α da como resultado una capa externa dura con un núcleo resistente. Por lo tanto, la dureza del cuerpo moldeado sinterizado en la superficie además del material duro formado in situ, puede aumentarse aún más sin reducir la alta resistencia de los bordes de la pieza bruta sinterizada mecanizada y biselada.

45 El material de acuerdo con la presente invención puede estar revestido con las capas reductoras de desgaste conocidas, como, por ejemplo, Al₂O₃, TiN, TiC o Ti(C, N), lo que aumenta la resistencia al desgaste. La figura 1 muestra los resultados de la prueba de desgaste para un ejemplo comparativo A sinterizado por presión de gas y las realizaciones B y C de acuerdo con la presente invención, que fueron sinterizadas sin presión, como se ha descrito anteriormente. El ancho de la marca de desgaste se representa en milímetros en función de la longitud de corte en

metros en un corte interrumpido en hierro fundido gris (GJL 150). La prueba de desgaste fue llevada a cabo a una velocidad de corte de 1000m/min, un desplazamiento de 0,50mm/rev y una profundidad de corte de 2mm.

Con las mismas longitudes de corte, puede observarse que las formas de realización sinterizadas sin presión de la invención B y C presentan valores de desgaste comparables o incluso mejores que el ejemplo comparativo A.

REIVINDICACIONES

1. Un proceso para la producción de un cuerpo moldeado sinterizado de sialón α/β con una fase límite granular, que comprende al menos el material duro TiN, caracterizado por que como material de partida solo se emplea de 70 a 96% del peso de Si_3N_4 , de 1 a 15% del peso de un compuesto de aluminio que comprende AlN y, dado el caso, Al_2O_3 , en el que la proporción de AlN utilizado en relación con, dado el caso, el Al_2O_3 utilizado es mayor a 4 : 1, de 3 a 15% del peso de al menos un óxido de tierras raras, como Y_2O_3 y de utiliza de 0,1 a 3,0% del peso de TiO_2 , y CaCO_3 , en donde la suma de los materiales de partida corresponde al 100% del peso y el cuerpo moldeado a partir del material de partida es sinterizado sin presión.
2. Un proceso según la reivindicación 1, en donde el cuerpo se sinteriza bajo flujo de nitrógeno a 1725°C durante aproximadamente dos horas, y como materiales de partida se emplean 75 a 92% del peso de Si_3N_4 , 3 a 8% del peso de AlN, 0 a 1,2% del peso de Al_2O_3 , 0 a 1,2% de peso de Y_2O_3 o Er_2O_3 , 8,5 a 12,5% del peso de Yb_2O_3 , 0,08 a 0,22% del peso de CaCO_3 y 0,25 a 2,0 del peso de TiO_2 .
3. Un proceso según una cualquiera de las reivindicaciones 1 o 2, caracterizado por que la relación AlN con el añadido, dado el caso, Al_2O_3 es mayor a 10:1, preferiblemente mayor a 50:1.
4. El cuerpo moldeado sinterizado que comprende una cerámica de sialón α - β con una fase límite granular, y la fase límite granular contiene la materia dura TiN formada in situ como fase adicional, en el que como material de partida solo se emplea de 70 a 96% del peso de Si_3N_4 , de 1 a 15% del peso de un compuesto de aluminio que comprende AlN y, dado el caso, Al_2O_3 , en el que la proporción de AlN utilizado en relación con, dado el caso, el Al_2O_3 utilizado es mayor a 4 : 1, de 3 a 15% del peso de al menos un óxido de tierras raras, como Y_2O_3 y 0,1 a 3,0% del peso de TiO_2 , y CaCO_3 , en el que la suma de los materiales de partida corresponde al 100% del peso y en el que en el estado sinterizado en el interior del cuerpo sinterizado, la proporción de SiAlON α con respecto a la fase de sialón total asciende del 20 al 70% del volumen, y la proporción de sialón β del 80 al 30% del volumen, y la superficie del cuerpo sinterizado en el estado sinterizado presenta una proporción de sialón α con respecto a la fase total de sialón de 55 a 95% del volumen y la proporción de sialón β es de 5 a 45% del volumen y el cuerpo moldeado sinterizado presenta una densidad final de al menos el 99%.
5. Cuerpo moldeado sinterizado según una cualquiera de las reivindicaciones anteriores, caracterizado por que el cuerpo moldeado sinterizado presenta una resistencia de los bordes de al menos 600N/mm, preferiblemente de al menos 680N/mm.
6. Cuerpo moldeado sinterizado según una cualquiera de las reivindicaciones anteriores, caracterizado por que en el estado sinterizado en el interior del cuerpo sinterizado, la proporción de SiAlON α con respecto a toda la fase de sialón es del 30 al 60% del volumen y la proporción de sialón β es del 70 al 40% del volumen.
7. Cuerpo moldeado sinterizado según una cualquiera de las reivindicaciones anteriores, caracterizado por que la superficie del cuerpo sinterizado en el estado sinterizado presenta una proporción de sialón α con respecto a la fase total de sialón de 60 a 90% del volumen y la proporción de sialón β es de 10 a 40% del volumen.
8. Cuerpo moldeado sinterizado según una cualquiera de las reivindicaciones anteriores, caracterizado por que la superficie del cuerpo sinterizado en el estado sinterizado presenta una mayor proporción de sialón α de alrededor de 5 a 65% del volumen, preferiblemente de 10 a 55% del volumen, particularmente preferiblemente de 15 a 50% del volumen en relación a la fase total de sialón en comparación con la proporción de sialón α en relación a la fase total de sialón en el interior del cuerpo sinterizado.
9. Cuerpo moldeado sinterizado según una cualquiera de las reivindicaciones anteriores, caracterizado por que el cuerpo sinterizado presenta una dureza Vickers HV10 de al menos 10 GPa, preferiblemente de al menos 15 GPa y/o una resistencia a la fractura K1c de al menos 5 MPa*m^{0,5}, preferiblemente de al menos 6 MPa*m^{0,5}.
10. Uso de un cuerpo moldeado sinterizado según una cualquiera de las reivindicaciones 4 a 9 como herramienta de corte, en particular como placa de corte, como componente de desgaste, en particular como un rodillo de soldadura, pasadores de soldadura para el centrado, componente de rodamientos como rodamientos de rodillos o rodamientos de bolas, componentes en el sistema de escape como aletas de escape, válvulas o turbocompresores de gases de escape.

Fig. 1

