



RASC

Real Academia
Sevillana de Ciencias

**Materiales de Diseño: los materiales
cerámicos**

discurso pronunciado por el

Ilmo. Sr. D.

Arturo Domínguez Rodríguez

en el acto de recepción como académico numerario
el día 7 de mayo de 2007

y

contestación del académico numerario

Excmo. Sr. D.

Rafael Márquez Delgado

MATERIALES DE DISEÑO: LOS MATERIALES CERÁMICOS

*Discurso pronunciado por el
Ilmo. Sr. D. Arturo Domínguez Rodríguez,
en el Acto de su recepción como Académico Numerario
celebrado el día 7 de mayo de 2007.*

Excmo Sr. Presidente de la Real Academia Sevillana de Ciencias., Excmo Sr. Vicerrector de Investigación de la Universidad de Sevilla, Excmos. e Ilmos. Sres. Representantes de Reales Académias, Excmos. e Ilmos. Académicos de la Real Academia Sevillana de Ciencias, Señoras y Señores:

Éste es un día importante en mi vida profesional, por el honor que la Real Academia Sevillana de Ciencias me hace al acogirme como uno de sus miembros. Quiero expresar mi sincera gratitud a los miembros de la misma, en especial a mis colegas de la sección de Física, que me presentaron como candidato. Espero no defraudar la confianza que mis doctos compañeros han depositado en mí.

Lo que hoy soy se lo debo principalmente, y en primer lugar, a mi familia. Quisiera que una de mis primeras palabras en este acto sea para honrar a mis padres. Desgraciadamente ya no están aquí, y puedo asegurar que cada día que pasa más los echo en falta. Fueron unas personas con gran tesón y muy trabajadoras, y su ejemplo y consejos han sido mi guía. No puedo ni quiero dejar de mencionar a mi mujer, y agradecerle públicamente el sacrificio que ha hecho con mis largas ausencias en el extranjero, los días festivos trabajando en la Facultad, etc. Muchas gracias.

Como vino a decir Ortega y Gasset (no es literal), *“el hombre es su esfuerzo y en gran medida sus circunstancias”*. En el esfuerzo me educaron mis padres, pero estoy convencido de que mi situación actual sería completamente diferente sin las circunstancias que mencionaré brevemente. En 1971, terminado mi servicio militar, decidí, aun teniendo un puesto de profesor en un colegio de enseñanza secundaria, hacer mi tesis doctoral. Mi buen amigo y compañero de carrera Alejandro Conde me presentó a D. Rafael Márquez, que en 1968 se había incorporado a la Universidad de Sevilla, el cual aceptó mi incorporación al entonces denominado Departamento de Óptica que él dirigía. Desde el primer momento me expresó su deseo de implementar la investigación que se venía desarrollando en el Departamento y me alentó a que iniciase una nueva línea. D. Rafael Márquez ha sido siempre la persona que me ha escuchado, aconsejado y apoyado en todas las iniciativas que he llevado a cabo. El Profesor Márquez, ha sido el gran catalizador de lo que muchos de nosotros somos en la actualidad.

Él fue quien, con visión de futuro, me mandó a hacer la tesis doctoral a Francia, a un centro del CNRS (Centre Nationale de la Recherche Scientifique), con el que mantenía cierta relación desde el año 1958 en que tuvo una larga estancia postdoctoral en el mismo. Allí encontré a mis directores de tesis, el Prof. Jean Philibert y el Dr. Jacques Castaing, que me introdujeron en el estudio de los defectos en sólidos, en los fenómenos de difusión en los mismos y en el comportamiento mecánico de óxidos cerámicos, relacionando comportamiento macroscópico con mecanismos microscópicos. Ellos han marcado también mi trayectoria profesional.

La idea de que el comportamiento mecánico a altas temperaturas de un material estaba gobernado por la difusión de defectos puntuales, era una hipótesis de trabajo al comienzo de los años 70. El Prof. Philibert, que acababa de ser nombrado director del "Laboratoire de Physique des Matériaux" del CNRS (Bellevue-Francia), quiso aplicarla a óxidos de metales de transición, donde podía verificarse en toda su extensión dicha hipótesis, debido a su no-estequiometría y a la posibilidad de variar la concentración de los defectos, controlando las variables termodinámicas: temperatura y presión parcial de oxígeno. El óxido de níquel fue mi trabajo de tesis doctoral, donde partimos tan del inicio que tuve incluso que fabricar mis monocristales. La extensión de estos estudios a otros óxidos ha sido uno de los pilares de investigación del grupo del que soy responsable.

En 1984 tuve una estancia sabática en la Case Western Reserve University en Cleveland (Ohio) con el Prof. Arthur Heuer, uno de los pioneros en el estudio de cerámicas tenaces, que me introdujo en éste para mí apasionante campo; otro de los pilares de investigación de nuestro grupo.

En mi caso, no quiero dejar pasar la oportunidad de mencionar a algunas de las personas que he dirigido y que siguen colaborando conmigo; entre otras, Fernando Guiberteau (¡que los del grupo de la Universidad de Extremadura, en Badajoz, se sientan mencionados en su nombre!), que ha conseguido formar un grupo muy activo en el estudio de los mecanismos de deformación de cerámicas tenaces a temperaturas intermedias. Este grupo de Badajoz no ha sido el único generado de nuestro grupo matriz. Hoy existe en nuestro Departamento otro grupo de investigación dedicado al estudio de materiales biomórficos. He dirigido bastantes tesis doctorales, y al final te das cuenta de lo que valen cada una de las personas con las que has trabajado. He tenido la suerte de dirigir a Diego Gómez y de colaborar muy estrechamente con Antonio Muñoz, y quiero dejar constancia de que es un privilegio contar con estos dos pilares excepcionales en el Grupo que en la actualidad dirijo. Es un Grupo, creo, compacto, tanto desde el punto de vista científico como de nuestras relaciones personales, y por el que siento un bien entendido orgullo.

El discurso que voy a tener el honor de leer en este acto, versará sobre "Materiales de diseño: los Materiales Cerámicos", y cae dentro del que ha sido mi principal campo de investigación hasta el día de hoy.

1. INTRODUCCIÓN

El campo de los nuevos materiales está muy en boga en la actualidad, y son muchos los que trabajan, o dicen que trabajan en él. Un nuevo material es aquél que ha sido fabricado siguiendo unas pautas muy concretas, a saber:

- 1) Se procesa y fabrica el material siguiendo rutas físico-químicas muy controladas.
- 2) Se hace un estudio exhaustivo de las características microestructurales del material fabricado.
- 3) Se estudia una propiedad, ya sea funcional o estructural, y se relaciona con la microestructura.
- 4) Por último, esta información es una guía acerca de que cosas hay que cambiar o mejorar para conseguir el material con la mejor prestación requerida. Este proceso se repite tantas veces como sea necesario.

El material así conseguido entra dentro del campo de los "Nuevos Materiales". En resumen, podemos decir que un nuevo material es el resultado de un estudio básico riguroso junto con un proceso ingenieril.

No debemos olvidar que la aparición de nuevos materiales ha sido posible por el gran desarrollo de las técnicas de procesado, de los equipos instrumentales y por la aparición de nuevos fenómenos, lo que ha realimentado la necesidad de búsqueda de otros nuevos materiales con la esperanza de descubrir otros nuevos fenómenos. Es ésta una carrera en la que posiblemente no seamos capaces siquiera de adivinar cual será su repercusión en nuestras formas de vida en un futuro no lejano.

Como dije anteriormente, el tema de mi disertación está relacionado con los materiales cerámicos, y esto por dos razones principales: en primer lugar, porque son los materiales a los que principalmente está dirigida mi investigación, y en segundo lugar, porque son posiblemente uno de los mejores ejemplos para definir y entender qué son los nuevos materiales o materiales de diseño.

Empezaré definiendo lo que es un material cerámico y sus propiedades. La palabra cerámica proviene etimológicamente del griego "κερας" (KERAS) que significa "arcilla". A su vez esta palabra proviene de un radical presente en lenguas indoeuropeas "κεραμ" (KERAM) que corresponde al verbo "quemar". Un cerámico ha sido durante mucho tiempo "arcilla cocida". Es el primer material no natural como la piedra o el sílex, fabricado y utilizado por el hombre hace más de 10.000 años.

Hoy en día se entiende por "cerámico" cualquier producto inorgánico, no metálico, sujeto a alta temperatura durante su manufactura o uso. Típicamente, aunque no exclusivamente, un cerámico es un óxido metálico, boruro, carburo, nitruro, o una mezcla de tales compuestos. "Ceramic Glossary, 1982"

Un material cerámico viene caracterizado en general por unas propiedades marcadas por su enlace químico iónico-covalente, que pueden esquematizarse diciendo que tiene una gran estabilidad dimensional y química, una gran dureza, resiste a la

corrosión y es refractario. Además de esto, la materia prima con lo que se fabrican, son abundantes y baratas y no requiere de procesos complicados para su puesta en forma. Estas buenas propiedades explica por qué los cerámicos tradicionales son muy utilizados como sanitarios y vajillas. Junto a estas buenas propiedades, tiene un talón de Aquiles, que es su fragilidad, ya que el enlace covalente es muy direccional y no soporta la deformación plástica o permanente.

Quizás la fig. 1 sea el ejemplo que refleja de una forma clara las propiedades reseñadas. Esta pieza cerámica fue encontrada en BANPO, una aldea neolítica a 6 Km de Xian (China) y tiene 6.000 años de antigüedad. Puede observarse que no ha sufrido desgaste, aunque está rota y ha sido necesario pegar los trozos para recomponerla. La fragilidad explica su no utilización en aplicaciones estructurales y el limitado desarrollo que, en general, han tenido los cerámicos. Piezas como éstas aún se encuentran en muchas alfarerías.

FIGURA 1
PIEZA CERÁMICA ENCONTRADA EN LA ALDEA NEOLÍTICA BANPO (4000 A.C.)
A 6 KM. DE XIAN (CHINA)



Para entender lo que sigue, definiré la tenacidad de un material frágil que viene descrita por la ecuación de *Griffith*:

$$K_I = Y\sigma c^{1/2} = E\gamma^{1/2} \quad (1)$$

donde K_I es el factor de intensidad de tensiones y está relacionado con la energía y que se requiere para generar la unidad de área de la fisura a través de el módulo de Young E , σ es la tensión aplicada, c es la longitud de fisura y Y es una constante que depende de la geometría de la fisura y que vale aproximadamente 1. Cuando la tensión aplicada crece hasta la tensión de fractura (σ_f), la fisura se hace la fisura máxima que soporta el material (cm), y entonces K_{Ic} :

$$K_I = K_{Ic}^M = Y\sigma_f c_m^{1/2} \quad (2)$$

siendo K_{Ic}^M el factor de intensidad de tensiones crítico o tenacidad del material.

En un cerámico, generalmente el factor de intensidad de tensiones crítico o tenacidad del material vale $1 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ y σ_f es del orden de 800 MPa, por lo que fisuras del orden de $1 \mu\text{m}$ son catastróficas. Esta poca tolerancia a que una fisura crezca en el interior del cerámico es la razón de la fragilidad y de la no utilización de estos materiales en aplicaciones estructurales.

La fabricación de un material cerámico tradicional es un proceso simple y barato que conlleva múltiples irregularidades, cavidades y fisuras dentro del cerámico. Es obvio que la mejora del procesado para que el material de partida tenga microfisuras con el tamaño más pequeño posible o incluso sin microfisuras, no es la estrategia a seguir por un lado debido al enorme coste que implica este proceso y por otro por la limitación de la mejora de la tenacidad. Para una comparación con la tenacidad de un cerámico, baste decir que muchos metales tienen una tenacidad superior a $40 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ y que la del hierro colado es del orden de $20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.

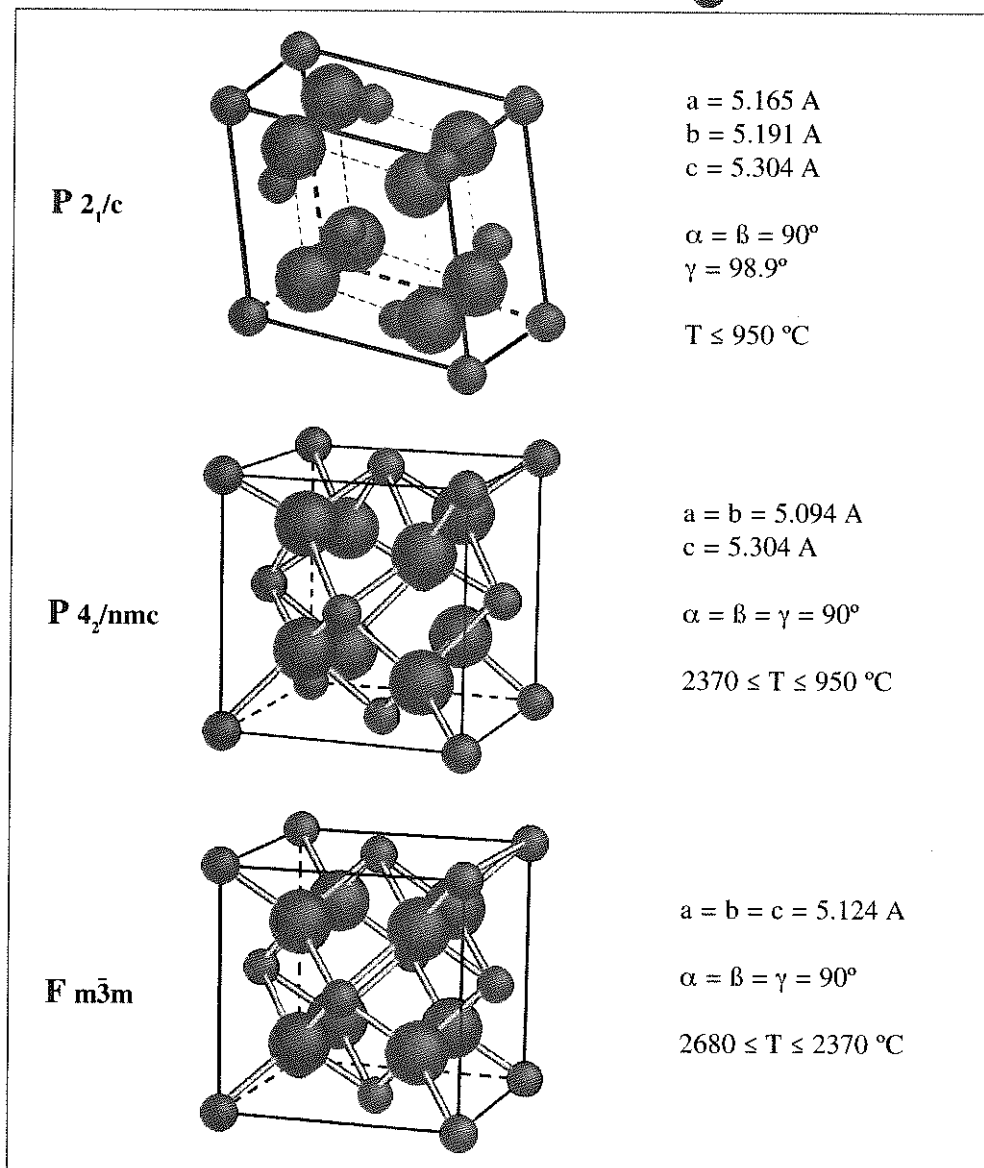
El mundo de las cerámicas sufre un cambio radical en 1975 con la aparición del artículo "*Ceramic steel?*" publicado en Nature por un equipo australiano formado por Garvie & al., 1975, quienes presentan los primeros resultados de transformación martensítica, inducida por una tensión en punta de fisura, de una partícula tetragonal a monoclinica en el óxido de circonio. El título del artículo tiene una doble acepción: en primer lugar parece hacerse la pregunta de si un cerámico podría ser tan tenaz como el acero, y en segundo lugar la afirmación de que el mecanismo de tenacidad lo es mediante una transformación martensítica, transformación que presentan los aceros. Antes de describir este fenómeno y cómo influyó en la búsqueda de materiales cerámicos de diseño, es conveniente recordar las propiedades del óxido de circonio (ZrO_2).

2. MECANISMO DE TENACIDAD EN EL ÓXIDO DE CIRCONIO

El ZrO_2 fue descubierto en Brasil en 1892 como un mineral natural "*Badeleyita*" que contiene alrededor del 80 % de ZrO_2 y pequeñas cantidades de HfO_2 . También se presenta en depósitos de Circón (ZrSiO_4) en India, Australia, Sudáfrica y USA. Es una sustancia que representa entre el 0.02 y 0.03 % de la corteza terrestre. Tiene un amplio mercado como abrasivo y refractario, y junto con la alúmina son los cerámicos más usados.

El ZrO_2 puro tiene tres formas alotrópicas a presión atmosférica, a saber: monoclinica, tetragonal y cúbica. La fig. 2, representa las tres formas alotrópicas, sus estructuras cristalógicas y los parámetros reticulares.

FIGURA 2
DISTINTOS POLITIPIS EN LA CIRCONA. SE REPRESENTAN LOS GRUPOS ESPACIALES,
LOS PARÁMETROS RETICULARES Y LAS TEMPERATURAS DE ESTABILIZACIÓN.
IÓN CIRCONIO ● . IÓN OXÍGENO ●



Sin entrar a describir en detalle las distintas formas alotrópicas de la circonita, lo que se aparta del objetivo de mi disertación, es conveniente decir que la transformación de la fase cúbica a tetragonal es difusional, mientras que la transformación tetragonal a monoclinica es martensítica, es decir adifusional y va acompañada de un importante cambio de volumen (entre el 3 y el 5 %) que sólo puede ser acomodado por la apertura de fisuras en el material. Éste es el motivo por el que el material ha sido utilizado solamente como refractario.

Este cambio de volumen y fisuración del material en la fase monoclinica, fue utilizado por el grupo australiano, autor del artículo mencionado, para crear un material dúctil y revolucionar el mundo de los materiales cerámicos. Es una opinión generalizada que es el artículo más importante publicado en el campo de las cerámicas, y ha sido citado más de 750 veces.

Garvie & al., 1975, demostraron que la adición de CaO podía modificar las temperaturas de transición de las distintas fases y permitir la estabilización en todo el rango de temperaturas de una mezcla de fase tetragonal en una matriz cúbica (fases de altas temperaturas). Ellos llamaron a este material "*Circona Parcialmente Estabilizada* (PSZ, en sus siglas inglesas). Hoy día se han investigado otros sistemas; entre los más utilizados están el ZrO_2 aleado con MgO , Y_2O_3 y CeO_2 . Cada sistema tiene unas características bien diferenciadas, con una morfología y tamaño de las partículas tetragonales que depende del estabilizante, de su concentración y del tratamiento térmico (duración, temperatura y velocidad de enfriamiento). Estas partículas tetragonales son metaestables y la tensión en punta de una fisura que se propaga por el material puede desestabilizar e inducir la transformación adifusional (martensítica) de la partícula tetragonal a monoclinica, haciendo que el cambio de volumen sea ahora utilizado en el cierre de la fisura. ¡Lo que era un defecto se había convertido en virtud!, y el material de frágil se había convertido en dúctil. Hoy día este mecanismo es conocido como "tenacidad por transformación" (transformation toughening, en inglés). Es uno de los ejemplos más claros de lo que es un material de diseño. La fig. 3 es un esquema del mecanismo de transformación de las partículas tetragonales en monoclinicas y de cómo se cierra la fisura. Las figs. 4 y 5 son ejemplos prácticos de transformación en los sistemas ZrO_2 - Y_2O_3 y ZrO_2 - MgO .

3. TENACIDAD POR TRANSFORMACIÓN

Un aspecto importante del comportamiento mecánico de la tenacidad por transformación es el cambio radical de la ley de Griffith, de forma que el material tiene un comportamiento tal que la resistencia a la propagación de la fisura aumenta a medida que se propaga ésta. A este comportamiento de resistencia de la fisura para propagarse catastróficamente se le llama "comportamiento tipo curva R". La fig. 6 muestra dicho comportamiento. Para un material con este tipo de comportamiento, la tenacidad se expresa ahora por:

$$K_{IC} = K_{IC}^M + \Delta K_{IC} (\Delta C) \quad (3)$$

FIGURA 3
MECANISMO DE TENACIDAD POR TRANSFORMACIÓN DE PARTÍCULAS TETRAGONALES A MONOCLÍNICAS BAJO LA ACCIÓN DEL CAMPO DE TENSIONES DE UNA FISURA

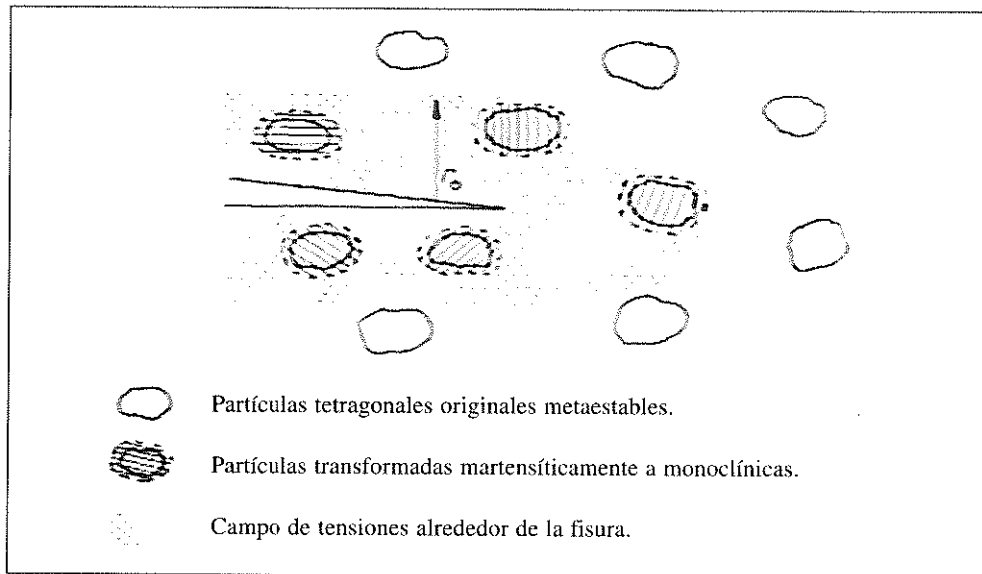


FIGURA 4
PARTÍCULA TETRAGONAL EN EL SISTEMA YTZP TRANSFORMADA A MONOCLÍNICA POR ACCIÓN DE LA FISURA Y CIERRE DE ESTA

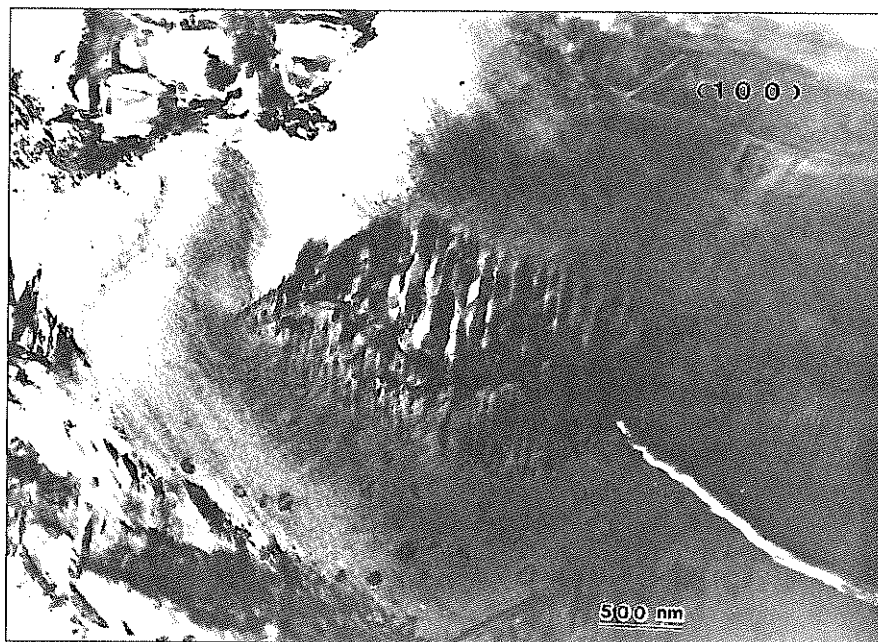


FIGURA 5
PARTÍCULAS TETRAGONALES EN EL SISTEMA MgO-ZrO₂ TRANSFORMADAS A MONOCLÍNICAS AL PASO DE UNA FISURA QUE SE CIERRA



donde ΔK_{IC} (Δ_c) corresponde al incremento de la tenacidad por manipulación de la microestructura.

A veces, es más ilustrativo representar K^2 en función de la longitud de la fisura, de forma que el punto de corte de la tangente a la curva desde la longitud inicial de la fisura nos indica la tenacidad del material, y la pendiente la dureza del material (fig. 7).

Con esta representación se pone de manifiesto un hecho difícil de entender: en materiales con pequeñas fisuras iniciales, el menos tenaz es el más duro, mientras que en materiales con grandes fisuras iniciales, el más tenaz es a su vez el más duro. Este hecho queda claramente reflejado en la fig. 8.

El máximo de tenacidad por transformación se ha conseguido en el sistema MgO-ZrO₂, y es por consiguiente el más estudiado. En este sistema, las partículas tetragonales son discos con una relación entre diámetro y altura de 5. Hay 3 variantes de precipitados tetragonales según los 3 ejes cristalográficos, y el máximo de tenacidad se consigue cuando estos precipitados tienen una dimensión del orden de 100 nm, lo que se obtiene para un tratamiento térmico a 1400 °C durante 4 horas, Heuer., 1987. En la fig. 9 pueden observarse los discos tetragonales de 2 de las 3 variantes existentes.

FIGURA 6
COMPORTAMIENTO CURVA R DE UN CERÁMICO TENAZ

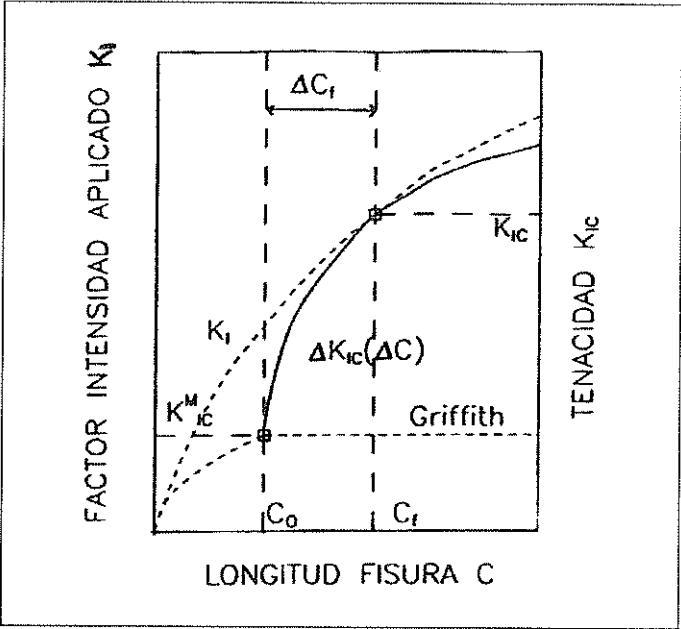


FIGURA 7
REPRESENTACIÓN DE K^2 FRENTE AL CRECIMIENTO DE LA FISURA. LA TANGENTE DESDE LA FISURA INICIAL A LA CURVA NOS INDICA LA DUREZA DEL MATERIAL Y EL PUNTO DE TANGENCIA LA TENACIDAD

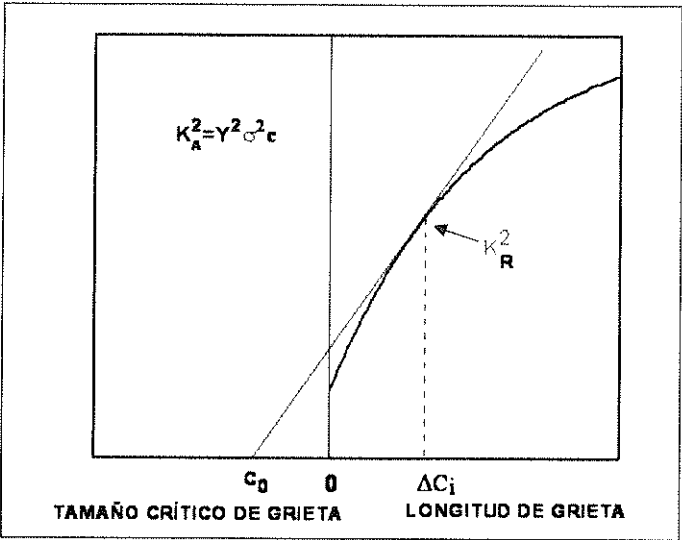


FIGURA 8
LA MISMA REPRESENTACIÓN QUE LA DE LA FIGURA 7, PARA DOS MATERIALES CON FISURAS INICIALES DISTINTAS. EL MATERIAL CON FISURA INICIAL MÁS PEQUEÑA ES MÁS DURO EL MENOS TENAZ, AL CONTRARIO DEL COMPORTAMIENTO DE UN MATERIAL CON FISURAS INICIALES GRANDES

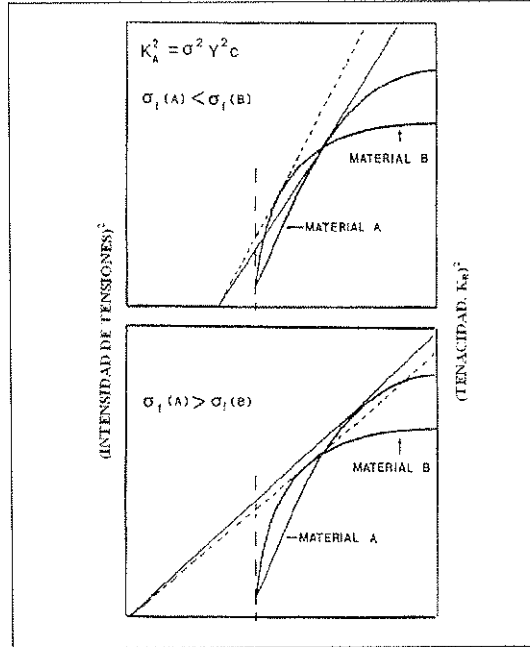
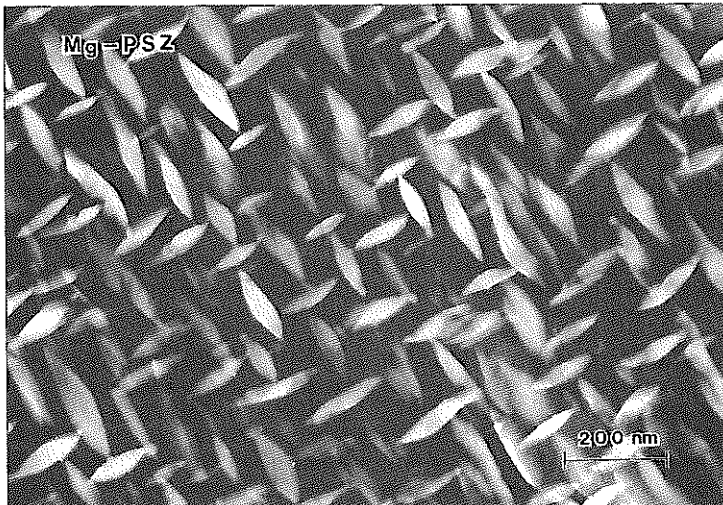
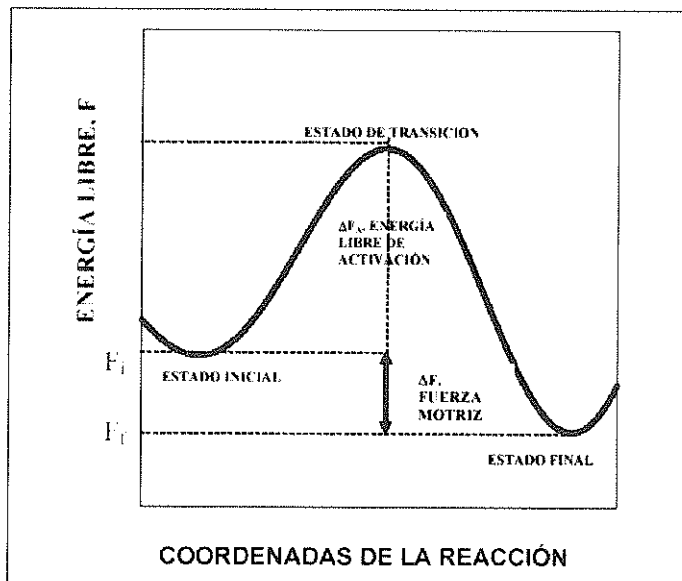


FIGURA 9
MICROGRAFÍA ELECTRÓNICA DE TRANSMISIÓN DE PARTÍCULAS TETRAGONALES EN EL SISTEMA MG-ZRO₂. SE VEN DOS DE LAS TRES VARIANTES POSIBLES



La partícula tetragonal está confinada en una matriz cúbica y tiene una energía libre que es la suma de la energía de deformación debido al precipitado y de la energía de la intercara precipitado/matriz. Cuando el precipitado es muy pequeño la barrera que tiene que vencer para transformarse en monoclinica, que es su estado natural, es muy grande y es la energía libre de activación en la fig. 10.

FIGURA 10
ENERGÍA LIBRE DE PARTÍCULAS TETRAGONALES (F_t) Y MONOCLÍNICA (F_p) Y LA BARRERA QUE TIENE QUE VENCER PARA PASAR AL ESTADO FINAL ESTABLE, COMO CONSECUENCIA DE ESTAR EN UNA MATRIZ CÚBICA



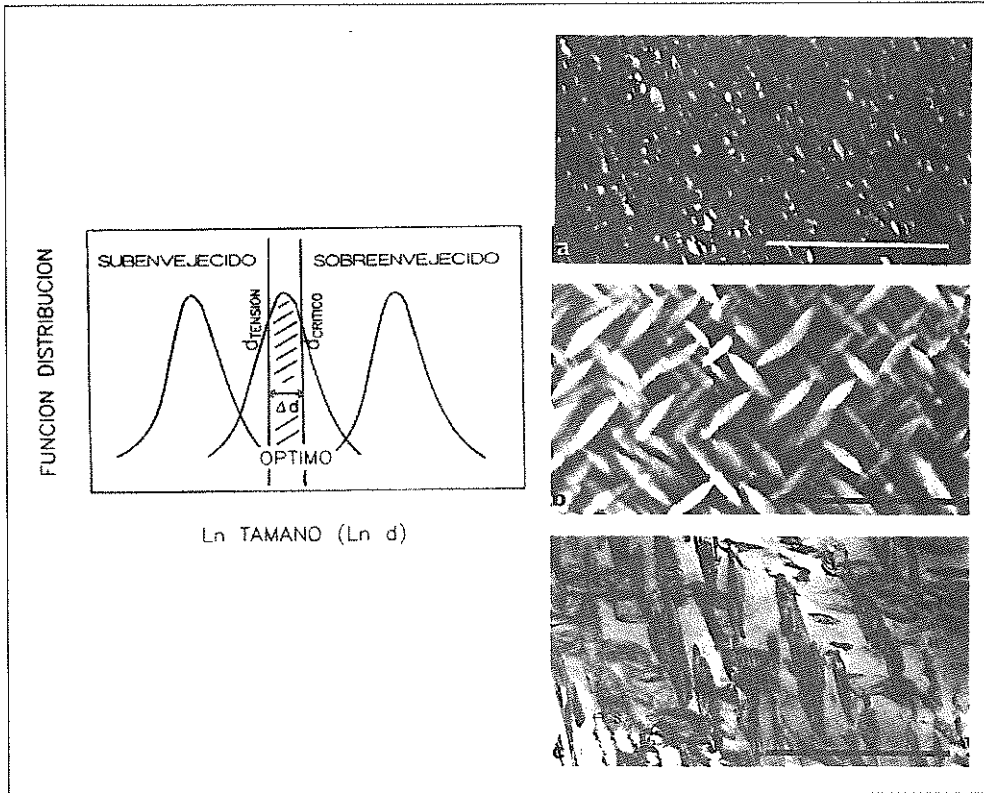
A medida que, mediante tratamiento térmico, crece la partícula tetragonal, la barrera va disminuyendo hasta que es tal que la tensión en punta de una fisura que se propaga por el policristal puede suministrar la energía suficiente para que la partícula se transforme en monoclinica. En este momento tenemos las condiciones óptimas para que el material sea tenaz. Si la partícula tetragonal sigue creciendo la barrera desaparece y se transforma espontáneamente y el material se hace de nuevo frágil, Lanteri & al., 1986. La fig. 11 indica cómo el tamaño de partícula (controlado por el tratamiento térmico) influye en el comportamiento mecánico del material. Green & al. 1989.

4. OTROS MECANISMOS DE AUMENTO DE LA TENACIDAD

El aumento de la tenacidad del cerámico por transformación martensítica dio lugar a un estudio sistemático de nuevos mecanismos de mejora de la tenacidad. Hay otras

FIGURA 11

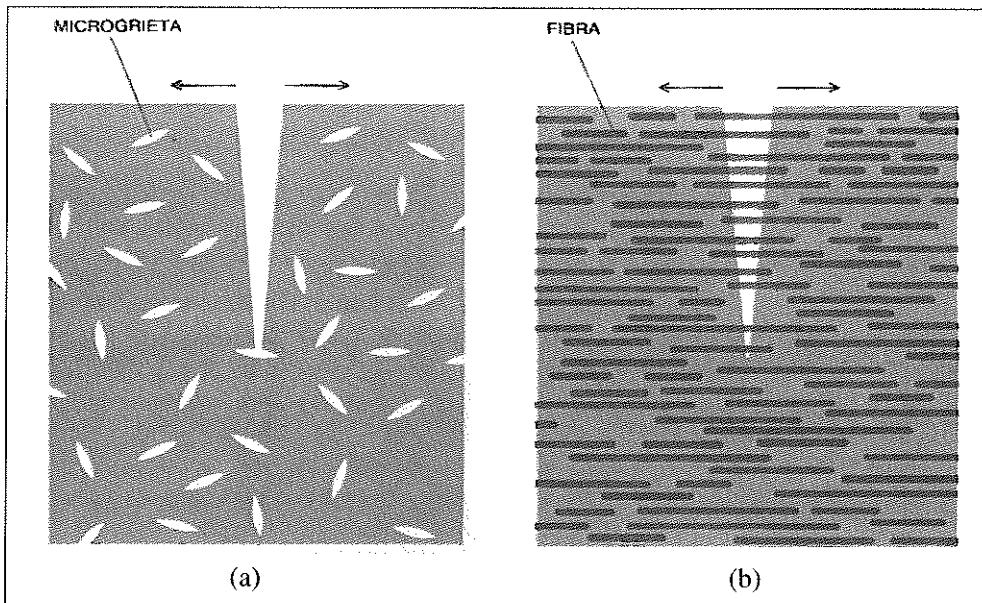
DISTINTOS TAMAÑOS DE PARTÍCULAS DEPENDIENDO DEL TRATAMIENTO TÉRMICO. SE OBSERVA DESDE UN TAMAÑO PEQUEÑO DIFÍCIL DE TRANSFORMAR (a) HASTA UN TAMAÑO TAL QUE SE TRANSFORMA ESPONTÁNEAMENTE, CREANDO FISURAS (c), PASANDO POR UN TAMAÑO ÓPTIMO DE PARTÍCULAS (b)



estrategias diferentes a la de la transformación martensítica que pueden producir este aumento de tenacidad o comportamiento curva R y que describiré de forma resumida. La fig. 12 es un esquema de los otros dos mecanismos más utilizados para la mejora de la tenacidad.

- La *microfisuración* (fig. 12 a). Consiste en crear una estructura controlada de microfisuras de tal forma que al propagarse una macrofisura, las tensiones en punta de fisura se disipan al encontrar una de estas microfisuras, reduciendolas por debajo del nivel de fractura y por tanto pare su propagación catastrófica. Esta técnica es la misma que la que se utiliza para parar la propagación de fisuras en placas de acero, haciendo taladros en puntas de fisuras.
- El *reforzamiento* (fig. 12 b) del cerámico por whiskers, fibras, filamentos, plaquetas, partículas o incluso desarrollando una estructura de granos aciculares dentro de una matriz (lo mencionaré más tarde), son técnicas utilizadas frecuen-

FIGURA 12
DIFERENTES ESTRATEGIAS PARA LA MEJORA DE LA TENACIDAD EN MATERIALES
CERÁMICOS. INVESTIGACIÓN Y CIENCIA. DIC. (1986)



temente. En este apartado cabe señalar la enorme importancia de aspectos tales como el *factor de forma* o relación de aspecto F (relación entre el diámetro y la longitud del reforzante), su fracción volumétrica, su resistencia a la fractura y la naturaleza de la intercara matriz-reforzante, y que pueden dar lugar a distintos mecanismos, a saber:

- *deflexión de la fisura*
- *punteado de la fisura*
- *extracción de fibras*
- *apertura de superficies en la intercara matriz-fibra*

Así, por ejemplo, en el caso de deflexión de la fisura, el aumento de la tenacidad depende fuertemente de F y de la fracción volumétrica de fibras; en el caso de punteado de la fisura, el reforzante debe tener alta tensión de fractura y permitir cierta apertura de las intercara en las proximidades de las grietas (depende de la naturaleza de la intercara matriz-reforzante). Para la extracción de fibras, los factores más importantes son la tensión de fractura de la fibra (σ_f) y la tensión de cizalladura de la intercara (τ). La tenacidad será tanto mayor cuanto mayor sea σ_f y menor la rigidez de la intercara τ . En cuanto a la apertura de superficies como mecanismo de aumento de la tenacidad, deben cumplirse unos requisitos tales como facilidad de desunión fibra-matriz (poca

rigidez de la intercara), poca diferencia entre los coeficientes de expansión fibra-matriz y preferentemente negativo (intercara en tensión), media-alta rigidez de la fibra y elevada fracción volumétrica de fibras.

En resumen, las normas generales para la fabricación de un cerámico compuesto con alta tenacidad pueden resumirse:

- Módulos de Young de matriz y reforzante comparables y altos.
- Alta resistencia a la fractura del reforzante.
- Alto contenido de reforzante.
- Diámetro de reforzante grande.
- Relación longitud/sección del reforzante grande.
- Coeficiente de dilatación de la matriz menor que el del reforzante.
- Baja resistencia a la cizalla de la intercara.

El caso del desarrollo de una microestructura de granos aciculares dentro de una estructura de granos más o menos redondeados se ha desarrollado en cerámicos no óxicos como el SiC y el Si_3N_4 . En el caso de estos cerámicos, la sinterización se hace vía fase líquida, de forma que esta fase ayuda a la densificación y a la disminución de la temperatura de sinterización. En el caso del SiC y aunque se ha utilizado una amplia variedad de aditivos, hoy en día, la combinación $\text{Y}_2\text{O}_3\text{--Al}_2\text{O}_3$ en proporción molar 3:5 para formar el granate de itrio y aluminio ($\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$), es casi la única utilizada. El polvo de partida (tipo α o β), la atmósfera de sinterización (flujo de Ar o N_2) y el tiempo de sinterización, determinan la microestructura final del cerámico con el consiguiente cambio de las propiedades mecánicas a baja y alta temperatura (Padture, 1994, Padture & Lawn, 1994, 1995, Ortiz & al., 2004, Castillo & al., 2006 and 2006bis). En la fig. 13 pueden verse distintas microestructuras desarrolladas en el SiC donde se ha cambiado el tiempo y la atmósfera de sinterización.

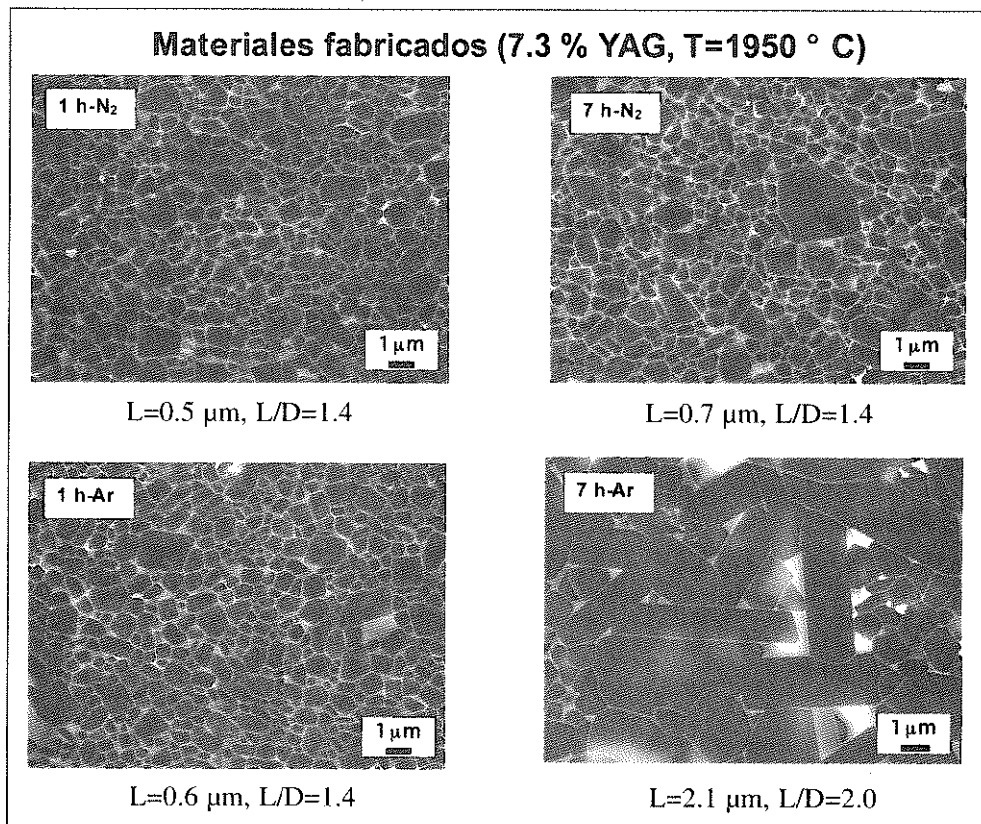
Como resumen de lo anteriormente dicho, en la tabla 1 se representan los valores máximos de tenacidad en función del mecanismo empleado, así como los cerámicos más usados en cada caso. Evans, 1990.

5. SUPERPLASTICIDAD EN CERÁMICOS

En los años que siguió a la publicación del artículo ya mencionado de Nature, se hizo un gran esfuerzo en la búsqueda de nuevas microestructuras que produjeran aumento de la tenacidad. Esta búsqueda en la circonita, lleva a la aparición en el sistema $\text{ZrO}_2\text{--Y}_2\text{O}_3$, de policristales con tamaños de granos inferiores a $1\text{ }\mu\text{m}$ y con un factor de forma superior a 0.8 (el factor de forma es un parámetro que define el aspecto del grano, siendo 1 para un grano esférico y 0 para una fibra), estabilizados en la fase tetragonal (YTZP en sus siglas inglesas).

FIGURA 13
MICROESTRUCTURAS DESARROLLAS EN EL SIC CAMBIANDO TIEMPO Y
ATMÓSFERA DE SINTERIZACIÓN.

Cortesía de F. Guiberteau. Universidad de Extremadura.



Wakai & al., 1986 publican en la prensa japonesa la noticia de la deformación superplástica de policristales de YTZP, dándolo a conocer después en una publicación internacional, que constituye otro de los hitos en el mundo de las cerámicas y ha sido citado más de 400 veces, y en el que se trata de aproximar cada vez más el material cerámico al metal. Con el Profesor Wakai mantenemos una estrecha colaboración con largas estancias de Wakai en Sevilla y de nosotros en Tokio. La fig. 14 representa la primera muestra de YTZP deformada superplásticamente por el Prof. Wakai.

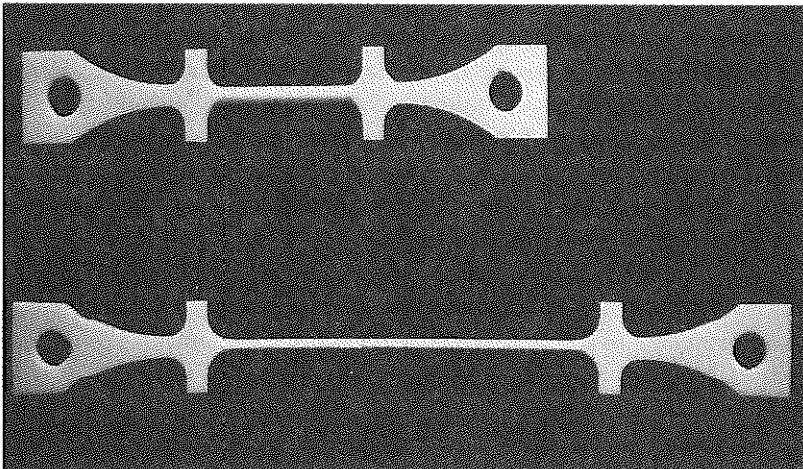
La superplasticidad se define como la capacidad que tiene un policristal de soportar grandes elongaciones a elevadas temperaturas y bajas tensiones. Para ello se requiere una estructura estable durante la deformación y con tamaños de granos pequeños (inferiores a $10\text{ }\mu\text{m}$ en metales y a $1\text{ }\mu\text{m}$ en cerámicos) y equiaxiados. Para conseguir la estructura estable se han utilizado varias estrategias, entre las que destacan: el dopado del cerámico con impurezas que segregan o precipitan en las fronteras de granos, inhi-

TABLA 1
A.G. EVANS., J. AMER. CER. SOC. 73 (1990), 187

Mecanismo	Tenacidad más alta (MPa√m)	Material Prototipo	Limitación
Transformación	≈ 20	ZrO ₂ (MgO) HfO ₂	T ≥ 900K
Microfisuración	≈ 10	Al ₂ O ₃ /ZrO ₂ Si ₃ N ₄ /SiC	T ≥ 1300K Rigidez
Metal disperso	≈ 25	Al ₂ O ₃ /Al ZrB ₂ /Fe Al ₂ O ₃ /Ni	T ≥ 1300K Oxidación
Whiskers	≈ 15	Si ₃ N ₄ /SiC Si ₃ N ₄ /Si ₃ N ₄ Al ₂ O ₃ /SiC	T < 1500K Oxidación en la intercara
Fibras	≥ 30	LAS/SiC Al ₂ O ₃ /SiC SiC/SiC SiC/C	T > ? Procesado Recubrimiento intercaras

LAS: Silicato de aluminio litio vítreo.

FIGURA 14
FOTOGRAFÍA DE LA PRIMERA MUESTRA DE YTZP DEFORMADA SUPERPLÁSTICAMENTE
Cortesía del Profesor F. Wakai



biendo el movimiento de los granos y, por tanto, su crecimiento; otras veces se añaden segundas fases, con temperaturas de fusión más bajas, lo que produce la densificación del material a temperaturas a las que no hay crecimiento de granos.

Desde el comienzo de la aparición del fenómeno de la superplasticidad, se ha hecho un gran esfuerzo en determinar el mecanismo por el que el material se comporta de esta manera, y aunque se han producido fuertes debates y controversias (nuestro grupo ha participado y contribuido a establecer los mecanismos que controlan la superplasticidad), hoy en día está perfectamente establecido que la deformación macroscópica es debida al deslizamiento de fronteras de grano (DFG) y que la velocidad con la que se deforma el material está gobernada por los mecanismos de relajación de tensiones creadas durante el DFG, lo que se conoce como “procesos de acomodación”. El tipo de DFG, responsable de la deformación macroscópica del material, es conocido como DFG tipo “Rachinger” y su característica principal es la invariabilidad de forma y tamaño de los granos, incluso después de grandes deformaciones. Como puede comprenderse, en este proceso, la naturaleza y estructura de las fronteras de grano juegan un papel decisivo.

El mecanismo de deformación superplástico descrito ha dado lugar a la necesidad de definir la superplasticidad de una forma más general, no siendo necesario que la deformación sea por tracción, y que cualquier cerámico deformado por compresión o flexión en 3 o 4 puntos, se defina como deformación superplástica. Ello ha dado lugar a la aparición de nuevos cerámicos con este comportamiento.

Este estudio, junto al aumento de las aplicaciones de los cerámicos avanzados en áreas técnicas como la industria aeroespacial, energía, electrónica, biología, etc, ha sido la sinergia para el rápido desarrollo del gran número de sistemas cerámicos con carácter superplástico que hoy se conocen. Un buen ejemplo de esta actividad investigadora queda reflejado en el gran número de trabajos que se publican anualmente. La tabla 2 muestra los materiales cerámicos en los que se ha encontrado la superplasticidad.

El uso de piezas cerámicas en aplicaciones industriales que requiere de formas complejas manufacturadas a bajo coste, ha hecho que varios procesos industriales empleados en la manufactura de metales y polímeros hayan sido utilizados en cerámicos superplásticos. Estos procesos incluyen: el conformado, soplado, estampado, forjado y uniones. De esta última hablaré más tarde.

Con independencia del proceso de acomodación, y por tanto del mecanismo que controla la superplasticidad, la velocidad de deformación superplástica para metales y cerámicos se expresa con frecuencia por la ecuación semiempírica (Nieh & al., 1997, Jimenez-Melendo & al., 1998):

$$\dot{\epsilon} = \frac{AGb}{kT} \left(\frac{b}{d} \right)^p \left(\frac{\sigma - \sigma_0}{G} \right)^n D \quad (4)$$

donde $\dot{\epsilon}$ es la velocidad de deformación, b es una longitud característica del material, usualmente su vector de Burgers, G el modulo de cizalladura, σ la tensión, σ_0 la tensión

umbral, n el exponente de tensión, D es un coeficiente de difusión [$=D_0 \exp(-Q/kT)$, con D_0 un factor de frecuencia, Q la energía de activación, k la constante de Boltzmann y T la temperatura absoluta], d el tamaño de grano, y p el exponente del tamaño de grano. La tensión umbral σ_0 es cero en muchos casos y depende de la naturaleza de la frontera de grano (Jimenez-Melendo & al., 1998, Gómez-García & al., 2003) y su origen puede ser muy diferente dependiendo del material (Domínguez-Rodríguez & al., 1998).

Esta ecuación nos indica claramente que la velocidad de deformación de un cerámico depende directamente de la tensión aplicada, de un coeficiente de difusión que controla la facilidad con que se relajan las tensiones e inversamente proporcional del tamaño de grano. Estas características marcan las pautas en las aplicaciones de las uniones superplásticas como veremos en el siguiente párrafo.

TABLA 2
MATERIALES CERÁMICOS DONDE SE HA ENCONTRADO COMPORTAMIENTO
SUPERPLÁSTICO

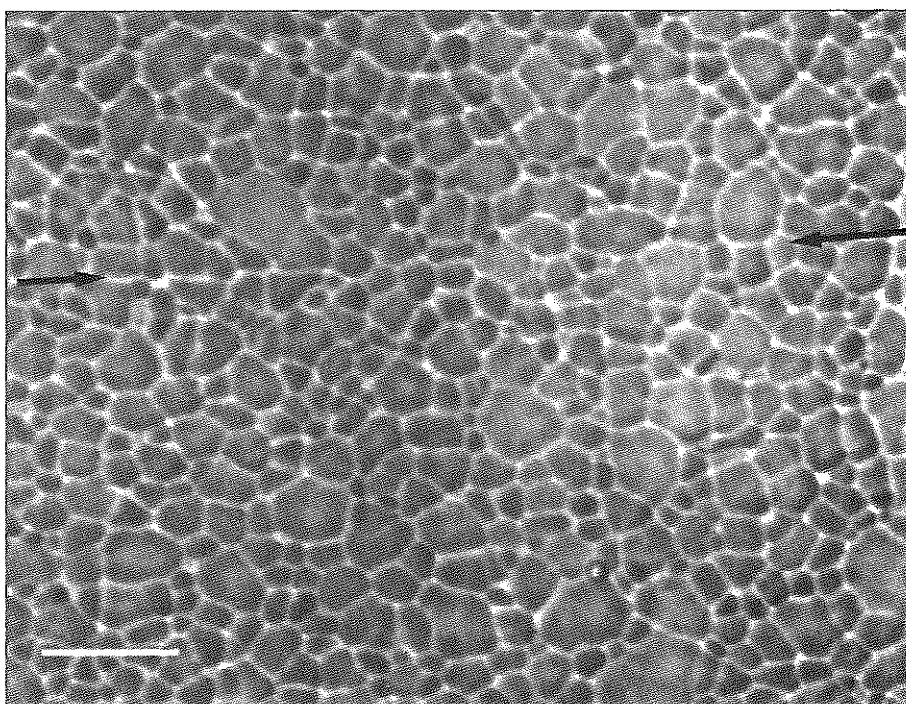
- * YTZP
- * ALUMINA
- * ESPINELA
- * COMPUESTO DE ALUMINA-ZIRCONIA
- * TITANATO DE BARIO
- * CARBURO DE SILICIO
- * COMPUESTO DE MULLITA-ZIRCONIA
- * COMPUESTO DE $\text{SiC/Si}_3\text{N}_4$
- * MULLITA
- * ZnS
- * NITRURO DE SILICIO
- * COMPUESTO $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}/\text{A}_g$

6. APLICACIONES DE LA SUPERPLASTICIDAD

Esta forma de comportamiento de deslizamiento de unos granos con respecto a otros, acomodados por procesos de difusión, ha permitido buscar nuevas aplicaciones de la superplasticidad, como es la unión de cerámicos. Esta técnica fue patentada por nosotros (Patente n° 2118026 B1 "Procedimiento para la unión de piezas de materiales cerámicos". Autores: Jiandong Ye y A. Domínguez Rodríguez. Concesión 26-02-99) y ha dado lugar a un gran número de publicaciones con nuevas aplicaciones, de las que hablaré más adelante. Cuando dos cerámicos en contacto, son deformados en compre-

sión y en régimen superplástico, tan pronto como el DFG se active, los granos de una parte se interpenetraran en los de la otra, produciéndose una rápida y perfecta unión de ambos cerámicos, de forma que se habrán utilizado tiempos más cortos y temperaturas más bajas que los que se requieren en otros procesos convencionales de unión de cerámicos (Ye & Domínguez-Rodríguez, 1995). Un ejemplo de lo que acabamos de decir puede verse en la fig. 15 que corresponde a dos piezas de YTZP de tamaño de grano de $0.4\ \mu\text{m}$, unidas a $1400\ ^\circ\text{C}$ durante 15 mn y donde la intercara de las dos piezas unidas no está definida después de la unión.

FIGURA 15
UNIÓN DE DOS PIEZAS DE YTZP DE TAMAÑOS DE GRANO $0.4\ \mu\text{m}$, UNIDAS A 1400°C DURANTE 15 mn. LAS FLECHAS INDICAN LA INTERCARA DE LAS DOS PIEZAS UNIDAS



Por otro lado, la velocidad de deformación es dependiente del tamaño de grano, como puede verse en la ecuación de deformación; y basada en este comportamiento, se abre una nueva aplicación a esta técnica, lo que nos permite unir cerámicos con distinto tamaño de granos, y obtener un compuesto con intercara limpia y fuerte como el que se indica en la fig. 16, y en el que su comportamiento mecánico es anisótropo, tanto a bajas como a altas temperaturas, ya que dependerá de cómo se aplique la carga. La fig. 17 es un ejemplo de lo que acabo de decir.

FIGURA 16
UNIÓN DE DOS PIEZAS DE YTZP CON TAMAÑOS DE GRANO DIFERENTES Y EN LAS MISMAS CONDICIONES QUE LA FIGURA ANTERIOR. LAS FLECHAS INDICAN LA ZONA DE UNIÓN. PUEDE VERSE COMO LOS GRANOS MÁS PEQUEÑOS INTERPENETRAN LA MUESTRA DE LOS GRANOS MÁS GRANDES

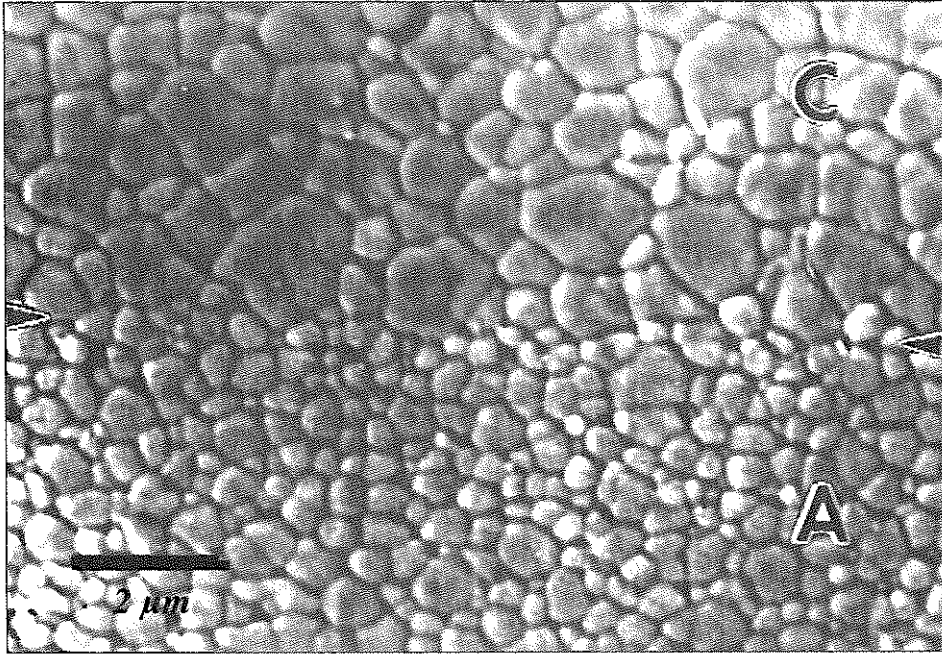
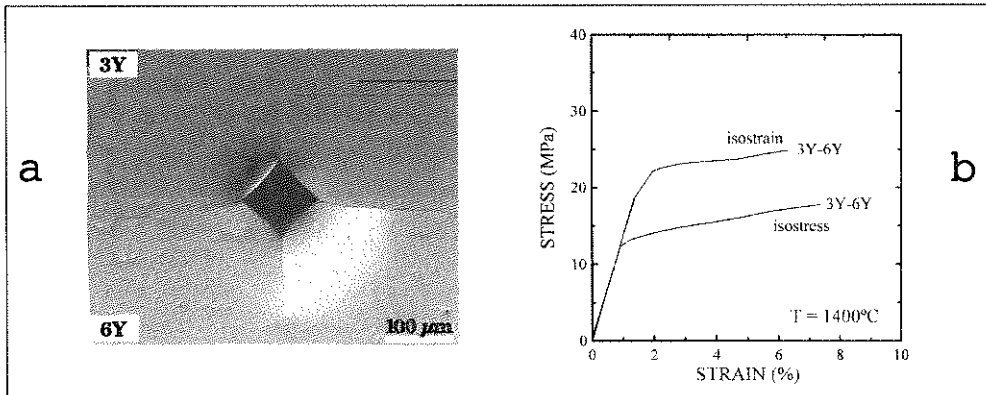


FIGURA 17
ENSAYO DE INDENTACIÓN VICKERS EN DOS PIEZAS DE YTZP CON DIFERENTES TAMAÑOS DE GRANO. PUEDE VERSE COMO LA FISURA SE PROPAGA POR EL MATERIAL MENOS DÚCTIL (a). ENSAYOS DE DEFORMACIÓN A 1400 °C DE LA MUESTRA ANTERIOR, CON EL EJE DE COMPRESIÓN PARALELO (ISO-STRESS) Y PERPENDICULAR (ISO-STRAIN) A LA INTERCARA (b)



En esta figura, puede verse una indentación Vickers a temperatura ambiente y a lo largo de la intercara, donde la fisura no se propaga a lo largo de ésta, sino que penetra en el material más frágil (tamaño de grano más grande) teniendo, pues, un comportamiento que depende de la cara que se utilice. La otra parte de la figura corresponde al compuesto deformado superplásticamente a 1400 °C con el eje de compresión paralelo y perpendicular a la intercara. En un caso será el material de tamaño de grano mayor el que controle (carga paralela al plano de unión), y en el otro el de tamaño de grano más pequeño (Domínguez-Rodríguez & al., 1998bis).

Puede darse un paso más con esta técnica, y teniendo en cuenta el modelo de fluencia para microestructuras duplex desarrollado por French & al., 1994, es posible fabricar un compuesto con un comportamiento superplástico definido controlando el tamaño de grano, la anchura de las diferentes capas del compuesto, así como el eje de compresión.

Como ya vimos, la ecuación 4 puede escribirse de forma reducida:

$$\dot{\epsilon} = C d^{-p} \sigma^n \quad (5)$$

donde C incluye D y todos los términos de la ecuación 4. De esta forma expresamos la ecuación de la superplasticidad en función de los dos parámetros fundamentales a la hora de diseñar el nuevo compuesto y admitiendo que el mecanismo no cambia y por tanto tampoco el coeficiente de difusión D.

Supongamos que aplicamos la tensión perpendicular a las intercara (isotensión) (figura 18). En este caso, σ es la misma para cada lámina y la ecuación 5 se escribirá:

$$\dot{\epsilon} = \sum V_i \dot{\epsilon}_i = \sum V_i C d_i^{-p} \sigma^n = \sigma^2 C \sum \frac{V_i}{d_i^2} \quad (6)$$

donde hemos supuesto que tanto el exponente del tamaño de grano como el de la tensión son iguales a 2. V_i es la fracción volumétrica de cada lámina que se ajusta a voluntad igual que el tamaño de grano. En este caso se ve que la lámina con el tamaño de grano menor controla la deformación.

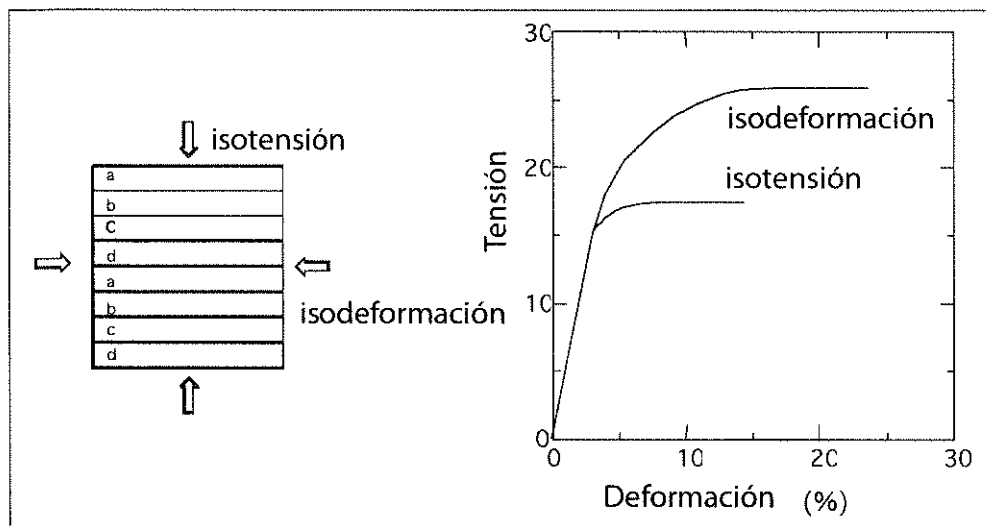
Veamos ahora el caso en el que la tensión se aplica paralelamente a las intercara (isodeformación) (figura 18). En este caso la deformación y la velocidad de deformación son las mismas para cada lámina y la ecuación 5 se escribirá:

$$\sigma = \sum V_i \sigma_i = \sum V_i \frac{\dot{\epsilon}^{1/n}}{C^{1/n} d_i^{-p/n}} = \frac{\dot{\epsilon}^{1/2}}{C^{1/2}} \sum V_i d_i \quad (7)$$

donde hemos hecho las mismas suposiciones que anteriormente. Vemos ahora que la lámina con el tamaño de grano mayor controla la deformación.

FIGURA 18

ESQUEMA DE UN COMPUESTO FABRICADO CON 4 TIPOS DE YTZP CON TAMAÑOS DE GRANO DE 0.3, 0.5, 0.8 Y 1.0 μm . TAMBIÉN SE MUESTRA LOS RESULTADOS DE DEFORMACIÓN A 1400 °C, DONDE SE VE EL COMPORTAMIENTO ANISOTRÓPICO DEL COMPUESTO



Con esta técnica es posible fabricar un material con una función gradiente definida (FGM en sus siglas inglesas) sin más que ajustar V_i y el tamaño de grano según el material a fabricar. Nosotros hemos fabricado un compuesto formado por 4 capas de YTZP de 0.5 mm de espesor cada una y con tamaños de grano de 0.3, 0.5, 0.8 y 1.0 μm , empaquetadas según la secuencia "abcdabcd" unidas a 1400 °C, y que presenta un comportamiento superplástico anisotrópico (Domínguez-Rodríguez & al., 1998bisbis). En la fig. 18 se presentan estos resultados.

El uso de intercapas de nanocerámicos puede reducir drásticamente la temperatura de unión. Un buen ejemplo lo tenemos cuando capas de YTZP se unen con una intercapa de nano-YTZP con tamaño de grano de 20 nm, con lo que ha podido realizarse la unión a una temperatura de 1150 °C, 200 °C más baja que la usada sin nano-intercapa (Gutiérrez-Mora & al., 1999).

En la actualidad, la superplasticidad avanza en varios frentes, tanto teóricos como prácticos. Así, por ejemplo, se está investigando el papel que juegan las juntas de grano cuando existe segregación o fases vítreas. Se ha puesto de manifiesto recientemente que la segregación de impurezas aliovalentes en el YTZP juega un papel esencial en su comportamiento superplástico y en la existencia de la tensión umbral o tensión que hay que vencer para que la superplasticidad tenga lugar (Gómez-García & al. 2003bis), ó en el caso de la alúmina dopada con diferentes impurezas, se ha puesto de manifiesto recientemente que su comportamiento mecánico se ve alterado por el cambio de la energía de enlace entre los átomos de Al y los cationes que le rodean (Yoshida & al., 2002, 2002bis, Ikuhara & al., 2001), y ha sido observado mediante (HRTEM) en la

alúmina dopada con itria, donde los átomos de Y son energéticamente más estables en las juntas de grano aumentando la rigidez del enlace al aumentar la covalencia de los enlaces Y-O y, por tanto, su resistencia a la fluencia Buban & al., 2006).

Otro de los frentes es establecer de una forma clara las ecuaciones de la superplasticidad, al menos para cerámicos monolíticos, para así poder predecir el comportamiento de un material dado. Hasta ahora sólo existe una ecuación satisfactoria para el modelo de solución-precipitación cuando hay fases vítreas, y donde hemos jugado un papel importante al establecer la ecuación que controla este mecanismo (Melendez-Martínez & al., 2004).

Desde un punto de vista de las aplicaciones, el futuro de la superplasticidad en cerámicos pasa por buscar las condiciones óptimas para conseguir la superplasticidad a altas velocidades de deformación (HSRS) ($\dot{\epsilon} \geq 10^{-2} \text{s}^{-1}$) y así, aunque hoy en día exista ya un sistema Al_2O_3 -spinel-ZrO₂, deformado a 0.4s^{-1} , su temperatura de deformación ha sido 1650 °C, temperatura mucho más alta que la comúnmente utilizada en aplicaciones prácticas (Kim & al., 2001). Estamos, pues, aún lejos de conseguir condiciones más óptimas desde un punto de vista industrial.

Otro de los objetivos es conseguir la superplasticidad a temperaturas lo más bajas posibles. La mejora en la tecnología del procesado de polvos nanométricos cerámicos de alta pureza y la utilización de nuevas técnicas de sinterización, han abierto nuevas expectativas en el mundo de las nanocerámicas con la posible aparición de nuevos fenómenos y nuevas aplicaciones. Recientemente hemos conseguido deformar superplásticamente MgO con tamaño de grano de 37 nm, a temperaturas entre 700 y 800 °C ($0.3\text{-}0.35 T_p$, con $T_p = 3150 \text{ K}$) (Domínguez-Rodríguez & al., 2007).

7. TENDENCIAS ACTUALES EN LAS CERÁMICAS ESTRUCTURALES

Como he tratado de explicar, el estudio de las cerámicas estructurales se ha centrado en conseguir que se asemejen cada vez más a los metales, para de esa forma hacerlas cada vez más competitivas en el mundo de las altas tecnologías, donde el valor añadido al producto final es muy importante.

Sin tratar de ser exhaustivo, mencionaré las tendencias actuales que, como no podía ser de otra forma, se centran en los tres bloques siguientes:

- Síntesis de polvos cerámicos.
- Procesado.
- Estudio de propiedades funcionales y estructurales.

Síntesis de polvos cerámicos: El objetivo de los nuevos métodos de síntesis pretenden producir polvos cerámicos simples o complejos, con alta pureza y tamaño de partícula uniforme y lo más pequeña posible (nanopartículas) de forma a disminuir la temperatura de procesado y reducir el número de defectos intrínsecos. En la síntesis, algunos de los métodos más utilizados son:

- Métodos de precipitación.
- Métodos sol-gel.
- Atomización electrostática de fluido.
- Métodos de plasma.
- Spray-pirólisis.
- Proceso de emulsión.

Procesado: En este campo entre las últimas técnicas cabe citar:

- Pirólisis de polímeros.
- Presión isostática en caliente (HIP).
- Slip casting.
- CVD o CVI.
- Sinterización con fase líquida (LFS).
- Unión por reacción (reaction bonding).
- Microondas.
- Sinterización por chispa de plasma (SPS).

Estas dos últimas técnicas son las más recientes y prometedoras en el campo de los nanomateriales, y acaban de ser adquiridas por nuestro grupo en convocatorias nacionales de equipamiento.

Estudio de propiedades funcionales y estructurales: En este apartado cabe señalar que el objetivo final al fabricar un nuevo material cerámico es su utilización en una aplicación ya sea funcional o estructural. El desarrollo de las cerámicas avanzadas se ha debido a sus excelentes propiedades. Trataré de comentar algunas áreas muy activas donde el cerámico juega un papel muy importante.

Una de estas áreas está relacionada con el transporte iónico, como es el caso del estudio de los electrolitos sólidos (solid oxide fuel cell-SOFC en inglés) que conlleva una buena parte del consumo actual de materiales cerámicos. El control de oxígeno en la siderurgia ó en los tubos de escape de los coches, son dos buenos ejemplos del fuerte consumo de SOFC.

El material más usado ha sido y sigue siendo la circonita dopada con itria (YSZ en sus siglas en inglés). Al dopar la circonita con itria aumenta la concentración de vacantes de oxígeno, y por tanto, su conductividad iónica, pudiéndose así controlar la oxidación de reacciones o la cantidad de oxígeno en recintos cerrados. En la actualidad, compuestos tales como $\text{La}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$ y $\text{La}_{1-x}\text{Ca}_x\text{MnO}_3$ están siendo estudiados para encontrar la estequiometría más idónea. Estos materiales presentan las ventajas de un procesamiento más fácil, con temperaturas más bajas de sinterización y propiedades de transporte como mínimo iguales que la YSZ.

Otro campo muy activo de investigación de las cerámicas avanzadas ha sido el de las cerámicas de estructura perovskita. El compuesto $\text{La}_{2-x}\text{Ba}_x\text{CuO}_4$ con $x = 0.15$, es el primero en el que Bednorz y Muller en 1986, encontraron un comportamiento super-

conductor a la temperatura de 35 K, muy superior a la máxima de 23.2 K del Nb₃Ge hasta esa fecha, y que hoy en día ha llegado a la temperatura de transición de los 135 K (HgBa₂Ca₂Cu₃O₈). Estos cerámicos son muy frágiles y se ha hecho un gran esfuerzo por mejorar, junto a sus propiedades funcionales, sus propiedades estructurales. Estos materiales presentan una fuerte anisotropía en su comportamiento superconductor, por lo que se han hecho estudios de deformación a altas temperaturas para por un lado poderlos texturar y por otro lado poder fabricar hilos para aplicaciones funcionales. Así por ejemplo, la empresa "American Superconductor" ha utilizado los primeros cables superconductores en sustitución de cables de Cu en una subcentral eléctrica de Detroit. Esta misma empresa tiene el reto de fabricar 9600 Km de cable superconductor al año con un mercado para cables y motores eléctricos más ligeros y pequeños. Junto al estudio tecnológico de estos superconductores, hay un estudio teórico para saber el mecanismo por el que se forman los pares de Cooper; se cree que estos pares existen también en estos superconductores y que las interacciones magnéticas sustituyen a las vibraciones reticulares en el mecanismo de formación de los pares de Cooper. Estoy convencido de que para encontrar todas las posibles aplicaciones de los superconductores de altas temperaturas es necesario entender, previamente, el mecanismo por el que se produce el fenómeno.

Las membranas cerámicas es otro campo activo de investigación debido a varios factores, entre los que cabe destacar el uso de las membranas a temperaturas por encima de los 1000 °C, su resistencia a agentes químicos, su excelente integridad estructural y los cambios en la legislación del medio ambiente; por ejemplo, el uso de filtros cerámicos reduce la emisión de hollín en los motores diesel. Junto a estos factores, el uso reciente de técnicas tales como el slip casting o sol-gel, ha permitido producir membranas con distribución uniforme del tamaño de poros y económicamente viables. Las membranas cerámicas son estructuras compuestas por 2 ó más capas, y hoy existen membranas para filtración fina (poros de 2 a 10 µm), para microfiltración (poros de 0.02 a 2 µm) y para ultrafiltración (poros de 0.001 a 0.02 µm). Las cerámicas más utilizadas son Alúmina, Borosilicato, Cordierita, Mullita, Carburo de Silicio, Nitruro de Silicio, Circona, Silica y Titania. Se fabrican en forma de fibras huecas (Hollow fibers), placas planas (Flat Plates) y panel de abeja (Honeycombs).

Otro campo activo de investigación y aplicaciones es el de las herramientas de corte y las juntas mecánicas, debido a las excelentes propiedades de resistencia al desgaste que presentan los cerámicos.

Antes de terminar quisiera señalar que la automoción y la navegación aeroespacial son otros dos campos importantes en el desarrollo de los cerámicos. En automoción se vienen utilizando elementos alveolares cerámicos de cordierita para la depuración catalítica de los gases de escape; por otro lado, cuando se utilizan en motores, éstos se hacen más eficientes, ahorran energía y pueden utilizar gasolina de peor calidad. La navegación aeroespacial, no sólo en vuelos supersónicos e hipersónicos, sino también en la exploración espacial, que requiere temperaturas cada vez más elevadas, no sólo del revestimiento de la nave, sino también de los motores, es hoy una de las fuerzas impulsoras en el desarrollo de materiales, tanto cerámicos como híbridos, de notable

ligereza y resistencia mecánica (tenaces y resistentes a la fluencia) y térmica (resistentes a la oxidación). El recubrimiento de metales con cerámicos (materiales híbridos) puede ser una de las soluciones a la fragilidad de los cerámicos y sobre todo a evitar el coste que conlleva el mecanizado de los mismos, ya que puede formarse una pieza compleja metálica, que es fácil y poco costosa de mecanizar, y recubrirla después con un cerámico.

La demanda de materiales con mayores prestaciones en servicio, las propiedades de los cerámicos, el aumento del precio del petróleo, entre otros factores, hacen que termine mi disertación con la opinión del Dr. Fritz Aldinger, antiguo director del "Hoechst Central Research" (quizás la mayor multinacional, con un gran número de recursos dedicados a la investigación de materiales) quien piensa que "Los cerámicos jugarán un papel líder en las tecnologías del mañana".

8. REFERENCIAS

- CERAMIC GLOSSARY (1984). Ed. Por W.W. Perkins, The American Ceramic Society.
- GARVIE C.R., HANNINK R.H., AND PASCOE R.T. (1975). ¿Ceramic Steel?. *Nature* 258, 703-4.
- HEUER A.H. (1987). Transformation toughening in ZrO₂-containing ceramics. *J. Amer. Ceram. Soc.* 70, 689-98.
- LANTERI V., MITCHELL T.E. AND HEUER A.H. (1986). Morphology of tetragonal precipitates in partially stabilized ZrO₂. *J. Amer. Ceram. Soc.* 69, 564-69.
- GRENN D.J., HANNINK R.H.J. AND SWAIN M.V. in "Transformation toughening of ceramics. CRC Press (USA), 1989.
- PADTURE N.P. (1994). In situ-toughened silicon carbide. *J. Amer. Ceram. Soc.*, 77, 519-23.
- PADTURE N.P. AND LAWN B.R. (1994). Toughness properties of a silicon carbide with an in situ induced heterogeneous grain structure. *J. Amer. Ceram. Soc.*, 77 2518-22.
- PADTURE N.P. AND LAWN B.R. (1995). Contact fatigue if a silicon carbide with aq heterogeneous grain structure. *J. Amer. Ceram. Soc.*, 78, 1431-38.
- ORTIZ J.L., MUÑOZ A., BORRERO O., DOMINGUEZ-RODRIGUEZ A., GUIBERTEAU F. AND PADTURE N.P. (2004). Effect of sintering atmosphere on the mechanical properties of liquid-phase sintered SiC. *J. Europ. Ceram. Soc.* 24, 3245-49.
- CASTILLO M., MUÑOZ A. AND DOMINGUEZ-RODRIGUEZ A. (2006). Effect of atmosphere and sintering time on the microstructure and mechanical properties at high temperatures of α -SiC sintered with liquid phase Y₂O₃-Al₂O₃. *J. Eur. Ceram. Soc.*, 26, 2389-96.
- CASTILLO M., MUÑOZ A., AND DOMINGUEZ-RODRIGUEZ A. (2006bis). Correlation between microstructure and creep behaviour in liquid-phase-sintered α -silicon carbide. *J. Amer. Ceram. Soc.* 89, 960-67.
- EVANS A.G. (1990). Perspective on the development of high-toughness ceramics. *J. Amer. Ceram. Soc.* 73, 187-206.
- WAKAI F., SAKAGUCHI S., AND MATSUNO Y. (1986). Superplasticity of Ytria-Stabilized Tetragonal ZrO₂ polycrystals. *Adv. Ceram. Mater.* 1, 259-63.
- NIEH T.G., WADSWORTH J. AND SHERBY O.D., in "Superplasticity in metals and ceramics", Cambridge University Press (UK), 1997.
- JIMENEZ-MELENDO, M., DOMINGUEZ-RODRIGUEZ A. AND BRAVO-LEON A. (1998). Superplastic flow of fine-grained Y₂O₃-stabilized ZrO₂ polycrystals. Constitutive equation and deformation mechanisms. *J. Am. Ceram. Soc.* 81, 2761-76.

- GÓMEZ-GARCÍA, D., LORENZO-MARTÍN, C., MUÑOZ, A. & DOMÍNGUEZ-RODRÍGUEZ, A. (2003). Correlation between Yttria segregation and the threshold stress for high temperature plastic deformation in Yttria tetragonal zirconia polycrystals. *Phil. Mag.* 83, 93-108.
- DOMINGUEZ-RODRIGUEZ A., BRAVO-LEON, A. YE, J. & JIMÉNEZ-MELENDO. M. (1998). Grain size and temperature dependence of the threshold stress for superplastic deformation in Yttria-stabilized zirconia polycrystals. *Mater. Sci. Eng.*, A247, 97-101.
- YE, J. & DOMINGUEZ-RODRIGUEZ A. (1995). Joining of Y-TZP parts. *Scripta Met.* 33, 441-45.
- DOMÍNGUEZ-RODRÍGUEZ A., GUIBERTEAU F. & JIMENEZ-MELENDO M. (1998bis). Heterogeneous junction of YTZP by superplastic flow. *J. Mater. Res.* 13, 1631-36.
- FRENCH, J.D., ZHAO, J., HARPER, M.P., CHAN, H.M., & G.A. MILLAR. (1994). Creep of duplex microstructures. *J. Am. Ceram. Soc.* 77, 2857-65.
- DOMÍNGUEZ-RODRIGUEZ A., JIMÉNEZ-PIQUE E., & JIMÉNEZ-MELENDO M. (1998bisbis). Processing of multilayer of Y-TZP by superplastic flow. *Scripta mater.*, 39, 21-25.
- GUTIÉRREZ-MORA, F., DOMÍNGUEZ-RODRIGUEZ, A., ROUTBORT, J.L., CHAIM, R., & GUIBERTEAU. F. (1999). Joining of Yttria-tetragonal stabilized Zirconia polycrystals using nanocrystals. *Scripta mater.*, 41, 455-60.
- GOMEZ-GARCIA D., LORENZO-MARTIN C., MUÑOZ, A. & DOMÍNGUEZ-RODRIGUEZ, A. (2003bis). A new model on the high temperature plastic deformation on nanocrystalline materials: Application to Yttria tetragonal zirconia. *Phys. Rev.* B67, 144101-1-8.
- YOSHIDA, H., YAMAMOTO, T., IKUHARA, Y., & SAKUMA. T., (2002). A change in the chemical bonding strength and high-temperature creep resistance in Al_2O_3 with lanthanoid oxide doping. *Phil. Mag.*, A82, 511-25.
- YOSHIDA, H., IKUHARA, Y., & SAKUMA. T., (2002bis). Grain boundary electronic structural related to the high-temperature creep resistance in polycrystalline Al_2O_3 . *Acta mater.*, 50, 2955-66.
- IKUHARA, Y., YOSHIDA, H., & SAKUMA, T., (2001). Impurity effects on grain boundary strength in structural ceramics. *Mater. Sc. Eng.*, A319-321, 24-30.
- BUBAN, J.P., MATSUNAGA, K., CHEN, J., SHIBATA, N., CHING, W.Y., YAMAMOTO, T. & IKUHARA. Y., (2006). Grain boundary strengthening in alumina by rare earth impurities. *Science*, 311, 212-15.
- MELENDEZ-MARTINEZ, J.J., GOMEZ-GARCIA, D. & DOMINGUEZ-RODRIGUEZ. A. (2004). A critical analysis and a recent improvement of the two-dimensional model for solution-precipitation creep: application to silicon nitride ceramics. *PHIL: MAG.* 84, 2305-2316.
- KIM, B. N., HIRAGA, K., MORITA, K. & SAKKA, Y. (2001). A high-strain-rate superplastic ceramics. *Nature* 413, 288-291.
- DOMÍNGUEZ-RODRIGUEZ, A., GOMEZ-GARCIA, D., ZAPATA, E., SHEN. Z., & CHAIM, R. (2007). Making ceramics ductile at Low homologous Temperature. *Scrip. Mater.* 56, 89-91.

DISCURSO PRONUNCIADO POR EL EXCMO. SR. D. RAFAEL MÁRQUEZ DELGADO

*Académico Numerario,
en contestación al leído por el
Ilmo. Sr. D. Arturo Domínguez Rodríguez
en el Acto de su recepción como Académico Numerario
celebrado el día 7 de mayo de 2007*

Excmo. Sr. Presidente de la Real Academia Sevillana de Ciencias, Excmos. e Ilmos. Sres. Presidentes y Representantes de otras Academias, Autoridades Universitarias, Miembros de nuestra Academia, Señoras y Señores.

Además de un honor, siempre es motivo de sincera y profunda satisfacción el contestar al discurso de ingreso en la Academia de quien, en función de sus méritos científicos y humanos, ha sido elegido para ser miembro de la misma. Pero si esa persona, además, está ligada a uno por lazos de colaboración y amistad desde que se incorporó a la universidad para hacer en ella su carrera docente e investigadora, la satisfacción es aún mayor. Se da además la circunstancia de que Arturo Domínguez Rodríguez fue uno de los primeros licenciados en Física que se incorporó a nuestro antiguo Departamento de Óptica al poco tiempo de mi llegada como catedrático a la Universidad de Sevilla, y por tanto uno de los primeros pilares sobre los que empezamos a construir la estructura de lo que de sería después nuestro actual Departamento de Física de la Materia Condensada.

Arturo pertenece a esa generación de físicos que inicia su etapa de posgrado en la universidad española a finales de los años 60 o principio de los 70, y que hoy ocupan un gran número de plazas de profesores universitarios y de investigadores del CSIC. Como he dicho en alguna otra ocasión, ha sido la suya una generación de científicos que ha conocido la transición desde aquella universidad, que con mucha ilusión por parte de muchos de nosotros, pero con una gran carencia de medios materiales y personales, apenas si había podido iniciar su despegue, a la universidad actual. Ellos han sido en gran parte los protagonistas de nuestra situación actual, y han devuelto con creces la apuesta que por ellos hicimos los que les precedimos, que contemplamos hoy con esperanza y optimismo ese resurgir de nuestra investigación. En particular, Arturo pertenece además a esa excelente promoción de físicos sevillanos del 69, extraordinariamente prolífica en profesores universitarios, de los que tres de ellos son miembros de nuestra Academia.

Es cierto que todos los miembros que ingresan en la Academia no necesitan presentación alguna, ya que es precisamente debido a esto, a su conocida trayectoria científica y humana por lo que han sido elegidos. Pero esta contestación a su discurso permite glosar ante un público general los méritos científicos del nuevo académico, al mismo tiempo que dar una visión más personal y humana del mismo. Sin embargo, mi preocupación siempre en estos casos en los que se trata de hablar de colaboradores muy queridos, con los que se ha convivido a lo largo de toda su trayectoria universitaria, es que se pueda pensar que lo que yo exponga sea simple reflejo de ese afecto y no de la valía de su historial científico y humano. La verdad es que no necesita Arturo de mi estima, ni tengo yo que utilizar solamente argumentos de amistad y afecto para hacer su elogio.

El discurso, ya lo habéis oído, ha sido una lección magistral que nos ha conducido por los derroteros de esos nuevos materiales cerámicos con toda su belleza, su complejidad y la variedad de sus aplicaciones, y que cae dentro de la tarea investigadora que está llevando a cabo el Prof. Domínguez Rodríguez prácticamente desde su iniciación. Temática que, aún teniendo como precedente uno de los materiales primeramente utilizados por el hombre primitivo, no está ni mucho menos agotada, sorprendiéndonos cada día con nuevos descubrimientos y aplicaciones. Como es sabido, la revolución científico-técnica de la última parte del siglo pasado y de lo que llevamos del actual viene estando capitaneada sobre todo por las tecnologías de la información y de la comunicación, seguidas de la biotecnología y los nuevos materiales. Pero son sobre todo los nuevos materiales los que en muchos casos sirven de soporte a esas otras tecnologías. Hasta no hace mucho tiempo, cuando un científico o un técnico necesitaba un determinado material, seleccionaba entre aquellos de los que disponía el que más se aproximaba a sus necesidades. Pero hoy en día al científico o al ingeniero que trabaja en el campo de la ciencia de materiales, la sociedad le exige bastante más, le exige no sólo que conozca por qué los materiales se comportan de la forma en que lo hacen, sino que le exige además que sepa diseñar y fabricar el material que necesita. Esta posibilidad de diseñar los materiales que necesitamos, y que se ha hecho realidad ya en muchos casos, como nos acaba de mostrar el nuevo académico, ha abierto horizontes insospechados en el estudio de los materiales, ofreciendo un amplio campo de investigación al químico, al físico y al ingeniero de materiales. Hoy en día podemos afirmar que por debajo de cada mejora técnica de cualquier nuevo artefacto o de una nueva invención está la ciencia de materiales. El tema del discurso del Prof. Domínguez Rodríguez resulta, pues, de extraordinaria actualidad. Con objeto de no prolongar demasiado este acto, ha omitido en su lectura algunos pasajes que tendremos ocasión de leer en su publicación en las Memorias de la Academia, y que lo convierten en una pieza extraordinariamente interesante para los especialistas por lo completa y rigurosa que resulta. Por esa misma razón, voy a tratar de repasar lo más resumidamente posible su curriculum docente e investigador. Pero empecemos por el principio.

El año 1971 Arturo Domínguez, acompañado de dos compañeros de su promoción, que se habían incorporado anteriormente a nuestro Departamento, se presentó un día en mi despacho expresándome el deseo de incorporarse al mismo para hacer su

tesis doctoral. Hasta entonces nuestro Departamento desarrollaba su investigación principal dentro del campo de la determinación de estructuras cristalinas mediante la difracción de rayos X. Sin embargo, al haberse iniciado unos años antes los estudios de la licenciatura de Física en nuestra antigua Facultad de Ciencias y al incluirse en ella las enseñanzas de la Física del Estado Sólido, nos propusimos ampliar y diversificar nuestra investigación hacia otros campos de esta disciplina, cosa nada fácil dada la escasez de recursos con que se realizaba nuestra investigación en aquellos años. Después de múltiples gestiones, habíamos conseguido adquirir un microscopio electrónico de transmisión Philips EM-300, y la incorporación de Arturo nos sugirió la idea de que se trasladase a algún centro en el que pudiese especializarse en microscopia electrónica. Pensé en el "Laboratoire de microscopie et diffraction électroniques" del C.N.R.S., de Bellevue (Francia), que dirigía el Prof. Jean-Jacques Trillat, uno de los pioneros en el desarrollo de la microscopia electrónica en Europa y cuyo laboratorio había alcanzado en las técnicas de rayos X y microscopía electrónica una excelente reputación internacional. Yo mismo había tenido en él una larga estancia durante el curso 1957-58 y visitado después en varias ocasiones. El Prof. Trillat me dijo que lo admitiría con mucho gusto, pero que como él se jubilaba precisamente en aquellos días, pasaría mi petición al nuevo director, el Prof. Jean Philibert. Éste aceptó de buen grado la incorporación de Arturo a su laboratorio, pero me advirtió de que su intención era reorientar la investigación del mismo, cambiando incluso su nombre ya que pasaría a llamarse "Laboratoire de physique des materiaux". Su objetivo, por el momento, sería el aplicar los conceptos de la metalurgia física a materiales no-metálicos, en principio a óxidos de metales de transición.

La incorporación de Arturo cayó muy bien en aquel laboratorio ya que, junto a otros investigadores seniors, entre los que destacaban Jean Castaing y Claude Monty, habrían de lanzarse a la aventura, como la denominaba el propio Philibert, de iniciar una investigación en la que todo o casi todo estaba por empezar. Por otra parte, el laboratorio que había dejado el Prof. Trillat, excelentemente dotado para trabajos de microscopia y difracción de electrones y de rayos X, carecía en absoluto de otros medios con los que desarrollar esa nueva línea de investigación.

El proyecto que se le encargó a Arturo fue el estudiar las propiedades mecánicas, en especial la fluencia, del NiO. Desgraciadamente los cristales de NiO no se encuentran ni en la naturaleza ni en el comercio. Después de indagar durante algún tiempo donde poder conseguir o fabricar dichos cristales, encontraron en Orsay el laboratorio del Prof. Collongues, del CNRS, donde utilizando una nueva técnica (el horno a imagen), posiblemente podrían conseguir su fabricación. Arturo consiguió dominar dicha técnica, hasta tal punto que, aún ya instalado en España, eran esperadas las cortas estancias que Arturo tenía durante el verano en el laboratorio del Prof. Philibert, para que fabricase los cristales que habrían de utilizar los otros compañeros del laboratorio. Arturo consigue además poner a punto los ensayos mecánicos, llegando a dominar los problemas de estequiometría y defectos puntuales, los mecanismos de deformación plástica por dislocaciones, etc., etc. Todo este conjunto de trabajos teóricos y experimentales, ricos en resultados importantes, quedaron reflejados en la memoria de su tesis doctoral,

que presentó en la Facultad de Ciencias de Sevilla en 1975, y que fue la primera tesis doctoral que salió de aquel nuevo laboratorio francés.

En verdad, la incorporación de Arturo al grupo de trabajo del Prof. Philibert fue una fortuna tanto para él como para nuestro Departamento. Para Arturo, porque al incorporarse al laboratorio al mismo tiempo que se introducían en él esas nuevas líneas de investigación, pudo iniciarse en ellas desde el principio, consiguiendo así una sólida y básica formación. Para nuestro Departamento porque, a la vuelta de Arturo, pudimos iniciar el desarrollo de una nueva línea de investigación. Tanto el Prof. Philibert como su colaborador el Dr. J.J. Castaing prestaron a Arturo, y por tanto a nuestro Departamento, una ayuda inestimable para la consolidación de dicho grupo de investigación e introdujeron a Arturo en el ámbito internacional, donde supo hacerse, gracias a su talento y otras cualidades personales, de un gran número de colaboradores, compañeros y amigos.

En 1975, a su regreso a Sevilla, se crea el Grupo de Propiedades Mecánicas de Sólidos. Su primera instalación fue en la antigua Facultad de Ciencias, en el edificio de la antigua Fábrica de Tabacos, sin apenas espacios y con un microscopio óptico con microdureza como único material disponible.

La inauguración, en 1981, del nuevo edificio de la Facultad de Física, permite la ubicación del Grupo en espacios propios y el lento incremento de material del mismo. Por entonces, Arturo realiza un estancia sabática en el "Department of Materials Science and Engineering" de la "Case Western Reserve University" en Estados Unidos con el Prof. Arthur Heuer pionero mundial en el estudio de cerámicas estructurales y en el estudio del aumento de la tenacidad en cerámicos por transformación martensítica, línea de investigación que incorporó Arturo a su Grupo, a su regreso de Estados Unidos, manteniendo desde entonces una fructífera colaboración con el Prof. Heuer, lo que conduce a que en 1987 le nombre Adjunt Professor de su Departamento. Al mismo tiempo establece colaboraciones con otros centros americanos como el "Materials Science Division" del Argonne National Laboratory (Illinois, USA). También con el "Institut für Reaktorwerkstoffe" KFA de Jülich (Alemania) y con el "Department of Materials Engineering" del Israel Institute of Technology en Haifa (Israel), laboratorios que además de haber servido de formación al propio Arturo, han sido centros de formación posdoctoral para muchos de los miembros de su Grupo.

En 1997 se le concede el Premio Iberdrola de "Profesores Visitantes de Ciencia y Tecnología" que le permite invitar entre otros al Prof. Fumihiro Wakai, que en 1986 había puesto de manifiesto por primera vez el carácter superplástico de materiales cerámicos. Arturo consigue con esto iniciar una colaboración con el "Tokio Institute of Technology" (Japan) sobre la superplasticidad de materiales cerámicos, que constituye otra de las líneas de investigación del Grupo.

Entre los resultados mas relevantes de su investigación, podemos citar:

El haber conseguido, tanto en cerámicos oxídicos como no oxídicos, establecer de forma inequívoca la relación entre el comportamiento mecánico a altas temperaturas y los procesos de difusión de las especies minoritarias.

El haber diseñado y realizado por primera vez experimentos para describir los fenómenos transitorios en la fluencia de óxidos, deduciendo el coeficiente de difusión química en la fluencia de ciertos óxidos y dando la interpretación física del proceso de vuelta al equilibrio de las defectos minoritarios.

Son pioneros también sus estudios sobre la fluencia del sistema ZrO_2 - Y_2O_3 , que tiene un comportamiento mecánico bastante complejo, explicando tanto teórica como experimentalmente el mecanismo de interacción dislocación-precipitado y justificando el endurecimiento o ablandamiento que presenta este sistema.

Como señalamos anteriormente, en 1986 el Prof. Wakai puso de manifiesto la posibilidad de una deformación superplástica, lo que dio origen a una gran número de trabajos y a una gran variedad de datos e interpretaciones. El Prof. Domínguez Rodríguez y su grupo introducen el concepto de tensión umbral, logrando de esta forma unificar los datos experimentales y dando una sola interpretación física para todos ellos. Basándose en ésta, encuentran una técnica para unir superplásticamente materiales cerámicos en tiempos más cortos y a temperaturas más bajas que otras técnicas tradicionales (lo que da origen a una patente), así como unir cerámicos no similares y formar compuestos con comportamiento anisotrópico e incluso materiales con función gradiente.

Otro tema relevante de investigación de su grupo, ha sido el zafiro, en el que han conseguido encontrar la orientación adecuada para evitar el maclado romboédrico a temperaturas inferiores a 13001, muy importante en aplicaciones ópticas, así como ajustar satisfactoriamente los valores de la CRSS del zafiro, puro y dopado con diferentes concentraciones de cromo, deformado por deslizamiento tanto basal como prismático, lo que no se había conseguido hasta entonces.

En cuanto a sus estudios sobre cerámicos no-oxídicos, ha modificado el modelo de fluencia por solución-precipitación, propuesto por primera vez por Wakai y que presentaba inconsistencias importantes.

Autor de más de 300 publicaciones que cubren casi todos los aspectos del comportamiento mecánico de los materiales cerámicos estructurales, sus artículos se publican en las más importantes revistas internacionales del área. Prueba de esto es un artículo de revisión publicado en 2004 en "Progress in Materials Science", revista número 1 del área, y que fue el tercer artículo más leído de la revista ese año.

En cuanto a su actividad docente, Arturo, a su vuelta de Francia, se incorpora también a las labores docentes del Departamento. En 1979, tras brillantes oposiciones obtiene la Adjuntía de Universidad, y en 1986 la Cátedra de Física del Estado Sólido.

Ha dirigido una quincena de tesis doctorales y ha sido el promotor del Grupo de Propiedades Mecánicas de Sólidos en la Universidad de Extremadura, que dirige el Prof. D. Fernando Guiberteau, que fue doctorando suyo. También discípulos suyos han creado el Grupo de Materiales Biomiméticos y Multifuncionales de nuestro Departamento, que dirige el Prof. D. Julián Martínez.

Arturo Domínguez ha tenido también responsabilidades en la administración científica. Así ha sido Coordinador del área de Materiales de la ANEP, del año 2000 al 2003, miembro del Comité de la CNEAI, del 2003 al 2004, miembro del Comité que

elaboró el título de Grado de Física (ANECA), y en la actualidad es miembro de la comisión de “Experimentales” de la ANECA para la concesión de la acreditación de Profesor Contratado Doctor, Ayudante Doctor de Universidad Pública y Colaborador. Vicepresidente del Grupo Español de Física del Estado Sólido (GEFES) (1984-88), ha dirigido cursos de Propiedades Mecánicas de Sólidos, organizados por la Secretaría General del Plan Nacional de Investigaciones Científicas y Desarrollo Tecnológico; ha organizado los primeros congresos nacionales de Propiedades Mecánicas de Sólidos; y organizado y dirigido igualmente cursos y reuniones internacionales sobre dicha temática en nuestra Universidad y en la de La Rábida. Ha sido coeditor del *Journal de Physique III* y miembro del comité editorial de varias revistas.

Su labor investigadora se ha visto recompensada con varios galardones y premios de los que podríamos citar el Fellow de la American Ceramic Society (2002), así como el VI Premio de Investigación Científica y Técnica “Maimónides” de la Junta de Andalucía, que comparte con el que les habla y con nuestro no menos querido colaborador y compañero, el Ilmo. Sr. D. Alejandro Conde Amiano, miembro también de nuestra Academia.

Cabe reseñar, por último, en este apretado resumen de su labor investigadora, el esfuerzo continuado del Prof. Domínguez Rodríguez en la incorporación e implementación de diferentes técnicas experimentales para el estudio de las propiedades mecánicas de materiales y su caracterización microestructural, que han conducido a la importante infraestructura de que dispone hoy en día el Departamento en este campo de la investigación, y así como en aquellos primeros años tuvo que buscar el apoyo logístico en otros laboratorios de fuera de nuestro país, hoy son investigadores de fuera los que hacen uso de las facilidades experimentales que les ofrecen los laboratorios del Grupo de Propiedades Mecánicas.

Y antes de terminar querría citar a Cristina, su esposa, que ha contribuido en gran parte a la carrera científica de Arturo por haber sabido sufrir con comprensión y paciencia sus largas ausencias en el extranjero, sus prolongadas jornadas de trabajo, animándole en todo momento y tratando de evitarle en lo posible otro tipo de preocupaciones. Cristina es merecedora de compartir con él gran parte de los honores recibidos.

Los miembros de nuestra Academia, al mismo tiempo que damos la bienvenida a la misma al Ilmo. Sr. D. Arturo Domínguez Rodríguez, le invitamos a que parte de esa extraordinaria actividad que viene realizando la dedique a partir de ahora a nuestra Corporación, enriqueciendo con sus conocimientos e intervenciones el saber de la misma. Que también para él sea nuestra Academia lugar de rico intercambio de saberes.